

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DE MINAS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**“COMPARAÇÃO DA ESTAMPABILIDADE DE
CHAPAS DE AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO
ESTABILIZADO AO NIÓBIO OBTIDAS
ATRAVÉS DE DUAS ROTAS DE FABRICAÇÃO”**

Autor: Roberto Bamenga Guida

Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin

Fevereiro/2006

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Roberto Bamenga Guida

**“COMPARAÇÃO DA ESTAMPABILIDADE DE CHAPAS DE AÇO
INOXIDÁVEL FERRÍTICO ESTABILIZADO AO NIÓBIO
OBTIDAS ATRAVÉS DE DUAS ROTAS DE FABRICAÇÃO”**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, da Universidade Federal de Minas Gerais, em fevereiro de 2006.

Área de concentração: Metalurgia da Transformação
Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte - Minas Gerais
Escola de Engenharia da UFMG

2006

FOLHA DE APROVAÇÃO

À meu querido amigo e mestre Juan Alberto Giosa (In memoriam)

À minha esposa, Patrícia Mileiro Guida

Ao meu filho, Matheus Mileiro Guida

Aos meus pais, Celso Guida

Maria José B. Guida

AGRADECIMENTOS

Desejo manifestar aqui meus agradecimentos, aos que de alguma ou outra forma contribuíram na realização deste trabalho:

Ao professor Paulo Roberto Cetlin, orientador, pela paciência e dedicação mostradas ao longo do desenvolvimento do presente trabalho.

A meu amigo e colega, Alexandre Tadeu Lopes Serrano, que prontamente permitiu-me manter longas discussões amplamente esclarecedoras, como também, tem grande participação no conhecimento que adquiri sobre estampagem dos aços inoxidáveis nos últimos dois anos.

À ACESITA S.A. pelo constante apoio e investimento feito, em particular nas pessoas do Superintendente de Vendas (da época) Roberto Nardocci e do Coordenador da Assistência Técnica Héctor Mario Carbó, pela oportunidade de me especializar por dois anos na planta industrial da Acesita na área de estampagem de aços inoxidáveis.

Ao Gerente do Centro de Pesquisas Antoine Perroy, pelas facilidades que me ofereceu para o desenvolvimento da parte experimental do presente trabalho.

A meus amigos Hélio José Batista Alves, coordenador do Laboratório de Estampagem do Centro de Pesquisas e Robson Guimarães Lopes, Técnico do Laboratório de Estampagem com quem compartilhei muitas horas de estudo e discussões.

A meu amigo, Tarcísio Reis de Oliveira que tanto me ensinou sobre a técnica de Difração de Raios-X.

Ao Gerente de Vendas do Segmento Indústria Mário Valentin Aquino, pelo constante apoio e incentivo prestados durante o desenvolvimento deste trabalho.

A todo pessoal dos Laboratórios do Centro de Pesquisas da ACESITA pela assistência brindada na preparação das amostras e soluções utilizadas nesta pesquisa.

Ao Eng. Wanderley S. Contri, Diretor Técnico da empresa Forminox, pelas facilidades que me ofereceu para a realização dos testes de campo do presente trabalho.

Em especial, meu agradecimento à Patrícia, minha esposa, que sempre me apoiou neste empreendimento e soube, pacientemente, entender minhas ausências.

Finalmente a Deus por ter me proporcionado esta oportunidade e pela força e perseverança que me foi dada durante toda minha vida.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

RESUMO

ABSTRACT

RESUMEN

1 – INTRODUÇÃO	21
2 – OBJETIVOS	23
3 – RELEVÂNCIA DO PROJETO	24
4 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
4.1 – Os Aços Inoxidáveis	25
4.1.1 – <u>Aços Inoxidáveis Austeníticos</u>	27
4.1.2 – <u>Aços Inoxidáveis Martensíticos</u>	29
4.1.3 – <u>Aços Inoxidáveis Duplex</u>	29
4.1.4 – <u>Aços Inoxidáveis Ferríticos</u>	30
4.1.4.1 – <u>Mecanismo de formação de estrias</u>	34
4.1.5 – <u>O fluxo de produção de aços inoxidáveis na Acesita</u>	36
4.1.5.1 – <u>Aciaria e Lingotamento Contínuo</u>	36
4.1.5.2 – <u>Laminação à Quente</u>	37
4.1.5.3 – <u>Laminação a Frio</u>	38
4.1.6 – <u>Acabamento nos aços inoxidáveis</u>	40
4.2 – Comportamento em prensa dos aços inoxidáveis	41
4.2.1 – <u>Estampagem profunda</u>	42
4.2.2 – <u>Estiramento</u>	46
4.3 – Ensaios simulados para determinar a estampabilidade dos materiais ..	48
4.3.1 – <u>Testes indiretos</u>	48
4.3.2 - <u>Testes diretos</u>	49
4.3.2.1 – <u>Ensaio de estampagem Swift</u>	49

4.3.2.2 – <u>Ensaio de estampagem Erichsen</u>	51
4.3.2.3 – <u>Curva Limite de Conformação</u>	52
4.4 – Estrutura dos aços inoxidáveis ferríticos	55
4.4.1 – <u>O Sistema Ferro-Cromo</u>	55
4.4.2 – <u>Relações entre a estrutura e as propriedades</u>	57
4.4.3 – <u>Efeito dos elementos intersticiais</u>	58
4.4.4 – <u>Efeito dos elementos estabilizantes</u>	59
4.5 – Fatores que afetam a estampabilidade dos aços ferríticos	60
4.5.1 – <u>Anisotropia</u>	61
4.5.1.1 – <u>Relação entre coeficiente de Lankford e a textura do material</u>	61
4.5.1.2 – <u>Influência da redução a frio</u>	61
4.5.1.3 – <u>Influência da composição química</u>	63
4.5.1.3.1 – <u>Efeito do teor de carbono</u>	63
4.5.1.3.2 – <u>Efeito do teor de manganês</u>	64
4.5.1.3.3 – <u>Efeito do teor de titânio</u>	64
4.5.1.3.4 – <u>Efeito do teor de nióbio</u>	65
4.5.2 – <u>Textura cristalográfica</u>	66
4.5.2.1 – <u>Textura de laminação</u>	69
4.5.2.2 – <u>Laminação a quente</u>	69
4.5.2.3 – <u>Laminação a frio</u>	69
4.5.2.4 – <u>Textura de recristalização</u>	70
4.5.3 – <u>Forma geométrica dos grãos</u>	71
4.5.4 – <u>Tamanho de grão</u>	71
4.5.5 – <u>Influência da redução a frio</u>	72
4.5.6 – <u>Efeito de solução sólida</u>	73
4.5.7 – <u>Recristalização</u>	74
4.5.8 – <u>Adição de elementos estabilizante</u>	77
5 – METODOLOGIA	79
5.1 – Materiais	79
5.2 – Rota de Fabricação	79
5.3 – Caracterização Química	79
5.4 – Caracterização Estrutural	79

5.5 – Caracterização Mecânica	80
5.6 – Determinação do estriamento	80
5.7 – Ensaio Simulativos	80
5.8 – Caracterização da textura cristalográfica	81
5.9 – Levantamento da Curva Limite de Conformação	81
5.10 – Teste de Campo	82
6 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	84
6.1 – Caracterização Química	84
6.2 – Caracterização micro-estrutural	84
6.3 – Caracterização Mecânica	89
6.4 – Determinação do estriamento	97
6.5 – Caracterização da textura cristalográfica	98
6.6 – Ensaio Simulativos	100
6.6.1 – <u>Ensaio Swift com fundo plano</u>	100
6.6.2 – <u>Ensaio Swift com fundo semi-esférico</u>	111
6.6.3 – <u>Ensaio Erichsen</u>	117
6.7 – Curva Limite de Conformação	118
6.8 – Teste de Campo	118
7 – CONCLUSÕES	125
8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	127
9 – BIBLIOGRAFIA	128

APÊNDICES	131
Apêndice I – Determinação do tamanho de grão	132
Apêndice II – Propriedades Mecânicas	134
Apêndice III – Textura Cristalográfica	141
Apêndice IV – Ensaio Swift com punção plano	154
Apêndice V – Grau de orelhamento (Swift com punção plano)	161
Apêndice VI – Ensaio Swift com punção semi-esférico	168
Apêndice VII – Ficha Técnica Frimostamp 180B500S	175
Apêndice VIII – Análises Estatísticas (MiniTab)	177

LISTA DE FIGURAS

Figura 4.1 – Camada Passiva dos Aços Inoxidáveis.....	25
Figura 4.2 – Efeito do teor de cromo na resistência à corrosão na liga Fe-Cr	26
Figura 4.3 – Variedades de aços inoxidáveis austeníticos	29
Figura 4.4 – Variação dos aços inoxidáveis ferríticos.....	32
Figura 4.5 – Patamar de escoamento nos aços inoxidáveis ferríticos	34
Figura 4.6 – Estrias nos aços inoxidáveis ferríticos.....	35
Figura 4.7 – Fluxo de Produção Aciaria	37
Figura 4.8 – Saída do lingotamento contínuo para laminação de tiras a quente	37
Figura 4.9 – Fluxo de produção laminação a quente de aço inoxidável na Acesita.....	38
Figura 4.10 – Fluxo de produção laminação a frio	39
Figura 4.11 – Aço AISI 430, Acabamento 2B.....	41
Figura 4.12 – Efeito da anisotropia normal em um produto estampado	45
Figura 4.13 – Efeito da anisotropia planar em um produto estampado	45
Figura 4.14 – Esquema do ensaio Swift	50
Figura 4.15 – Obtenção dos valores LDRn e LDRc	51
Figura 4.16 – Ensaio Erichsen	52
Figura 4.17 – Curva Limite de Conformação Típica	53
Figura 4.18 – Marcação com malha quadrada de 5 mm de lado.....	53
Figura 4.19 – CLC com as regiões de sucesso ou fracasso em estampagem	54
Figura 4.20 – Diagrama de equilíbrio do sistema Fe-Cr	56

Figura 4.21 – Características de encruamento do aço inoxidável ferrítico AISI 430 em comparação com o aço inoxidável austenítico AISI 304.....	57
Figura 4.22 – Valor de \bar{r} em função da intensidade da textura de recristalização de componentes (111) relativo à componente (100) para o aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430.....	62
Figura 4.23 – Efeito da redução a frio em dois estágios sobre o valor de anisotropia normal para o aço inoxidável ferrítico tipo 18%Cr-Mn ferrítico tipo 18%Cr-Mn	63
Figura 4.24 – Efeito do teor de manganês no valor de \bar{r} para o aço inoxidável ferrítico tipo 18%Cr-Mn	64
Figura 4.25 – Efeito do teor de titânio no valor de \bar{r} para o aço inoxidável ferrítico tipo 18%Cr-Mn	65
Figura 4.26 – Coeficientes de deformação “r” em função das direções 0, 45 e 90° com a direção de laminação para os aços inoxidáveis ferríticos tipo AISI 430-Nb-Cu e AISI 430	65
Figura 4.27 – Estrutura Cúbica de Corpo Centrado	67
Figura 4.28 – Representação esquemática das três principais texturas cristalográficas.....	69
Figura 4.29 – Efeito dos elementos nióbio e titânio sobre a temperatura de transição ao impacto do aço inoxidável ferrítico tipo 434	73
Figura 5.1 – Fluxograma de processo do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio, via redução direta e via recozimento intermediário	83

Figura 6.1 – Micropureza do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via redução direta	85
Figura 6.2 – Micropureza do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário	86
Figura 6.3 Estrutura metalográfica do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via redução direta com ataque Vilela	87
Figura 6.4 – Estrutura metalográfica do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário com ataque Vilela	88
Figura 6.5 – Tamanho de grão ASTM-E112-96	89
Figura 6.6 – Coeficiente de Anisotropia (r_0)	90
Figura 6.7 – Coeficiente de Anisotropia (r_{45})	91
Figura 6.8 – Coeficiente de Anisotropia (r_{90})	91
Figura 6.9 – Coeficiente de Anisotropia Normal	92
Figura 6.10 – Coeficiente de Anisotropia Planar	92
Figura 6.11 – Limite de Escoamento	93
Figura 6.12 – Limite de Resistência	94
Figura 6.13 – Alongamento Total	94
Figura 6.14 – Alongamento Uniforme	95
Figura 6.15 – Dureza	97
Figura 6.16 – Estrias	98
Figura 6.17 – Fração Volumétrica de Fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$)	99
Figura 6.18 – Fração Volumétrica de Fibra α ($\langle 110 \rangle // DL$)	99

Figura 6.19 – Resultados do ensaios Swift com fundo plano (LDR nominal)	101
Figura 6.20 – “Carga do punção em função do Diâmetro do esboço” do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via redução direta	102
Figura 6.21 – “Carga do punção em função do Diâmetro do esboço” do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário	103
Figura 6.22 – Resultados do ensaios Swift com fundo plano (LDR calculado)	104
Figura 6.23 – Comportamento da textura tipo cubo no coeficiente de anisotropia normal calculada pelo programa MTM-FHM. Dispersão de 1% ao redor da componente cubo ideal.....	108
Figura 6.24 – Altura Máxima do Copo Swift (LDR nominal)	109
Figura 6.25 – Altura Máxima do Copo Swift (LDR calculado).....	109
Figura 6.26 – Determinação das alturas de pico e vale para o cálculo do grau de orelhamento dos copos Swift	110
Figura 6.27 – Tendência do grau de orelhamento dos copos Swift	111
Figura 6.28 – Resultados do ensaios Swift com fundo semi-esférico (LDR nominal)	112
Figura 6.29 – “Carga do punção em função do Diâmetro do esboço” do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via redução direta	113
Figura 6.30 – “Carga do punção em função do Diâmetro do esboço” do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário	114
Figura 6.31 – Resultados do ensaios Swift com fundo semi-esférico (LDR calculado)....	116
Figura 6.32 – Altura Máxima (H _{máx}) em função do LDR _n	116
Figura 6.33 – Índice Erichsen	117
Figura 6.34 – Curva Limite de Conformação.....	118
Figura 6.35 – Cuba de 110 mm de profundidade	119
Figura 6.36 – Regiões analisadas	121

Figura 6.37 – Perda de espessura com pressão de prensa-chapas de 46 bar.....	121
Figura 6.38 – Perda de espessura com pressão de prensa-chapas de 50 bar.....	122
Figura 6.39 – Deformações obtidas nas peças estampadas x CLC	123

LISTA DE TABELAS

TABELA IV.1 – Valores típicos de \bar{r} e Δr para os aços inoxidáveis austeníticos	43
TABELA IV.2 – Efeitos da porcentagem de redução no coeficiente de anisotropia normal e anisotropia planar nos aços austeníticos Tipo 304	43
TABELA IV.3 – Coeficiente de anisotropia para aços ferríticos tipo 439	44
TABELA IV.4 – Características de estampabilidade dos aços inoxidáveis	48
TABELA IV.5 – Propriedades mecânicas típicas dos aços inoxidáveis ferríticos.....	58
TABELA IV.6 – Efeito do teor de carbono no valor de anisotropia normal.....	63
TABELA IV.7 – Dados de vários parâmetros de plasticidade de materiais.....	66
TABELA VI.1 – Composições químicas das chapas do aço ACE P430E produzido via redução direta e via recozimento intermediário	84
TABELA VI.2 – Limite de Resistência	96
TABELA VI.3 – Coeficiente de anisotropia Normal e Alongamento Uniforme das unidades metálicas processadas via redução direta	105
TABELA VI.4 – Composição Química das unidades metálicas processadas via redução direta	106
TABELA VI.5 – Coeficiente de Anisotropia Normal das unidades metálicas processadas via recozimento intermediários	107
TABELA VI.6 – Fração volumétrica de textura tipo cubo encontradas nas unidades metálicas processadas via recozimento intermediário	107
TABELA VI. 7 – Resultados do ensaio Swift com fundo semi-esférico	115
TABELA VI. 8 – Teste de Campo	120

LISTA DE NOTAÇÕES

Cr	–	Cromo.
Fe	–	Ferro.
Ni	–	Níquel.
C	–	Carbono.
N	–	Nitrogênio.
Nb	–	Nióbio.
Ta	–	Tântalo.
Mo	–	Molibdênio.
μm	–	Micrômetro.
ε	–	Deformação verdadeira.
w	–	Largura.
t	–	Espessura.
Δr	–	Coefficiente de anisotropia planar.
\bar{r}	–	Coefficiente de anisotropia normal.
r	–	Relação entre a deformação na espessura e na largura.
σ	–	Tensão verdadeira.
σ_e	–	Tensão verdadeira de tração.
σ_t	–	Tensão verdadeira de escoamento.
k	–	Coefficiente de resistência.
n	–	Coefficiente de encruamento.
ε_u	–	Deformação verdadeira uniforme.
ε	–	Deformação verdadeira.
A_u	–	Alongamento uniforme.
N	–	Newtons.
d	–	Diâmetro da amostra.
$d_{m\acute{a}x}$	–	Maior valor de diâmetro da amostra.
d_0	–	Diâmetro do punção.
ε_x	–	Deformação principal (o índice “x” pode ser 1,2 ou 3).
LDR	–	Limit Drawing Ratio (Razão de estampagem)

RESUMO

A importância dos aços inoxidáveis é inquestionável devido à sinergia entre suas diferentes propriedades. Pode-se citar dentre elas uma excelente resistência à ação de vários meios agressivos e propriedades mecânicas que permitem sua utilização em um grande número de projetos. Basicamente a metade da produção dos aços inoxidáveis é laminada a frio em bobinas. Uma parte importante desses materiais é utilizada nos processos de conformação por estampagem.

Visando melhorar a estampabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos, a Acesita desenvolveu na década de 90 um novo aço inoxidável ferrítico denominado ACE P430E. A adição de nióbio, associada a um rigoroso balanceamento químico e a processamentos a quente e a frio controlados, tornou possível a produção de um material com estampabilidade superior aos ferríticos convencionais não estabilizados.

No final de 2002 foi implantada uma 2ª rota de laminação a frio, já que até então o material sofria apenas uma etapa de laminação a frio (redução direta). Na ocasião adotaram-se duas etapas de laminação, com um recozimento entre elas (redução via recozimento intermediário), visando eliminar alguns problemas característicos do material produzido via redução direta, como também, melhorar a estampabilidade deste material.

Como resultado desta dissertação de mestrado, pode-se concluir que o comportamento em estampagem do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário se mostrou superior ao mesmo aço produzido via redução direta. Outro aspecto positivo da rota de produção via recozimento intermediário é o seu menor nível de estriamento.

Enfim, recomenda-se para processos industriais de estampagem profunda ou processos industriais de estampagem leve em que a presença de estrias seja inaceitável a utilização do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário.

ABSTRACT

Stainless steels are important due to the synergy among their different properties. One can mention some of them, such as the excellent resistance to the action of many aggressive environments and also the mechanical properties, that allow their use in many applications. Basically half of the stainless steels are supplied as cold rolled coils, which are mainly used in sheet forming processes.

In order to improve the ferritic stainless steels sheet formability Acesita developed in the nineties a new ferritic steel called internally ACE P430E. The niobium addition, along with a rigorous chemical balance and controlled hot and cold processes have enabled the production of a material with better formability than the conventional non stabilized ferritic grades.

In the end of 2002 a different processing route for this material was initiated. Whereas until then the material was produced with only one cold rolling step (direct reduction), two cold rolling steps were adopted, with an intermediate annealing (reduction with an intermediate annealing), aiming at the elimination of some typical problems present in the material produced by direct reduction, and the improvement of the material formability.

The forming behaviour of the niobium stabilized ferritic stainless steel produced with intermediate annealing is superior to the same steel produced by direct reduction. Another positive aspect of this new production route is its lower ridging level, leading to the recommendation of the product to situations where the presence of ridging is unacceptable.

RESUMEN

La importancia de los aceros inoxidable está claramente relacionada con el conjunto de propiedades que estos materiales poseen. Entre ellas podemos mencionar la excelente resistencia a la acción de diversos medios agresivos y las propiedades mecánicas que permiten su utilización en un gran número de proyectos. Aproximadamente la mitad de la producción de aceros inoxidable pasa por un proceso de laminación en frío de las bobinas y una parte importante de estos materiales es utilizada en procesos de conformación por estampado.

Con el objetivo de mejorar el estampado de los aceros inoxidable ferríticos, ACESITA desarrolló en la década del 90 un nuevo acero inoxidable ferrítico, denominado internamente ACE P430E. La adición de niobio y un riguroso balance químico, junto con eficientes controles de los procesos de laminación en caliente y en frío, hicieron posible la producción de un material con características para el estampado superiores a las de los ferríticos convencionales no estabilizados.

En los últimos meses de 2002 fue implantada una ruta alternativa de laminación en frío (hasta ese momento el material sufría una única etapa de laminación en frío, o sea, una reducción directa). En la ocasión se adoptó una laminación en frío en dos etapas, con recocido intermediario entre ellas, con el objetivo de eliminar algunos problemas característicos del material producido por reducción directa y también para mejorar su capacidad de estampado.

Como resultado del estudio realizado, podemos concluir que el comportamiento en el estampado del acero inoxidable estabilizado al niobio producido con recocido intermediario fue superior al del mismo acero fabricado por reducción directa de laminación. Otro aspecto positivo es que el nivel de “ropping” con este nuevo proceso, fue menor.

Por último, se recomienda, para procesos industriales de estampado profundo, o para procesos de estampado leve en los que la presencia de “ropping” sea inaceptable, la

utilización del acero inoxidable ferrítico estabilizado al niobio producido con recocido intermedio.

1 – INTRODUÇÃO

A importância dos aços inoxidáveis é inquestionável devido à sinergia entre suas diferentes propriedades. Pode-se citar dentre elas uma excelente resistência à ação de vários meios agressivos e propriedades mecânicas que permitem sua utilização em um grande número de aplicações. Basicamente a metade da produção dos aços inoxidáveis é laminada a frio em bobinas. Uma parte importante desses materiais é utilizada nos processos de conformação por estampagem.⁽¹⁾

Dentre as famílias de aços inoxidáveis existentes, os aços inoxidáveis ferríticos constituem um grupo de materiais empregados em aplicações que exigem alta resistência à corrosão e bom acabamento superficial, bem como boa conformabilidade no caso de chapas para estampagem.

Através de modificações na composição química e de alteração no processamento dos aços inoxidáveis ferríticos é possível melhorar a conformabilidade destes materiais. As alterações implicam, neste caso, no aparecimento de componentes de texturas mais favoráveis, que por sua vez determinam um coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{r} , mais elevado. Quanto maior o valor de \bar{r} melhor será o desempenho do material no embutimento.⁽²⁾

Visando melhorar a estampabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos, a Acesita desenvolveu na década de 90 um novo aço inoxidável ferrítico denominado ACE P430E. A adição de nióbio, associada a um rigoroso balanceamento químico e a processamentos a quente e a frio controlados, tornou possível a produção de um material com estampabilidade superior aos ferríticos convencionais não estabilizados.⁽³⁾

No final de 2002 foi implantada uma 2ª rota de laminação a frio, já que até então o material sofria apenas uma etapa de laminação a frio (redução direta). Na ocasião adotavam-se duas etapas de laminação, com um recozimento entre elas (redução via recozimento intermediário), visando eliminar e/ou minimizar o nível estriamento do aço

430E produzida via redução direta, como também, melhorar a estampabilidade deste material.

Ensaio preliminares realizados pela ACESITA⁽⁴⁾, evidenciam diferenças de comportamento em estampagem dependendo da rota de fabricação utilizada, isto é, com e sem recozimento intermediário. Daí a importância de se conhecer o comportamento em prensa do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio, produzido via redução direta e via recozimento intermediário.

2 – OBJETIVOS

O principal objetivo do presente trabalho envolve o estudo comparativo da estampabilidade de um aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio, produzido via redução direta e via recozimento intermediário.

É também objetivo desta pesquisa, divulgar informações obtidas em relação ao tema proposto procurando suprir parte da deficiência na literatura.

3 – RELEVÂNCIA DO PROJETO

Como já mencionado, é grande a importância dos aços inoxidáveis devido à sinergia entre suas propriedades e que, como já dito, basicamente a metade da produção desses materiais é comercializada sob a forma de chapas laminadas a frio.⁽¹⁾

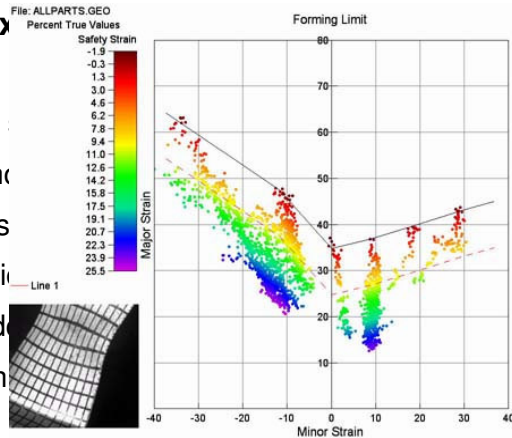
Outra importante vantagem dos aços inoxidáveis ferríticos frente aos aços inoxidáveis austeníticos é a ausência de níquel em sua composição, fato que o torna muito competitivo. Assim a Acesita vem focando seus esforços no aprimoramento dos aços inoxidáveis ferríticos já existentes, como também, no desenvolvimento de novas ligas ferríticas.

Atualmente cerca de 3% do volume mensal de aços inoxidáveis entregue à expedição se refere ao aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário para aplicações em estampagem profunda, com um custo superior ao aço produzido via redução direta. Assim, torna-se de fundamental importância o estudo da influência da rota de fabricação na estampabilidade do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio, AISI 430E, bem como caracterizar sua microestrutura, textura e propriedades.

4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 – Os aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas de aço em que o cromo é fundamental para a passivação é conferido de um filme de óxido de cromo nos aços inoxidáveis com



retais atuam como elementos importantes e a sua presença é relevante devido a este elemento que a passivação é devido a formação de um filme de óxido de 3 a 5 nm na superfície dos

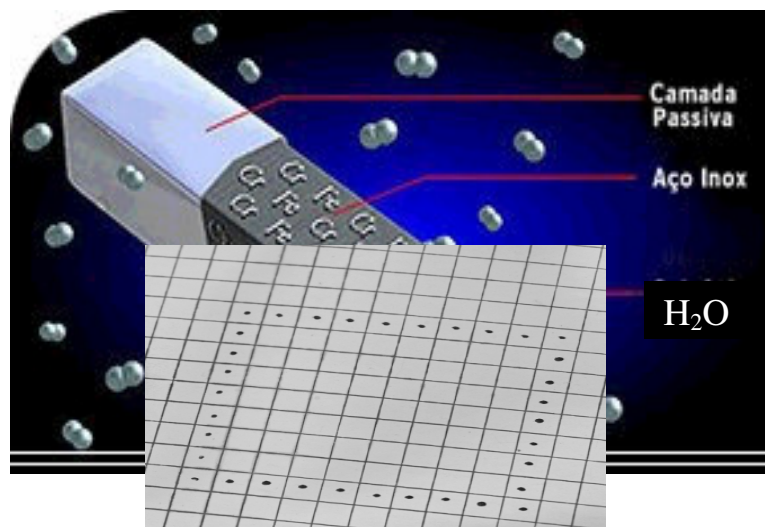


FIGURA 4.1 – Camada Passiva dos Aços Inoxidáveis

Em atmosferas rurais por exemplo, com baixos índices de contaminação, observa-se uma grande diminuição da velocidade de oxidação nas ligas Fe-Cr na medida em que aumenta a quantidade de cromo presente na mesma. Conforme FIG. 4.2, constata-se que com 10,50% de cromo a liga praticamente não sofre mais corrosão atmosférica nessas condições e este é o critério utilizado para definir os aços inoxidáveis.

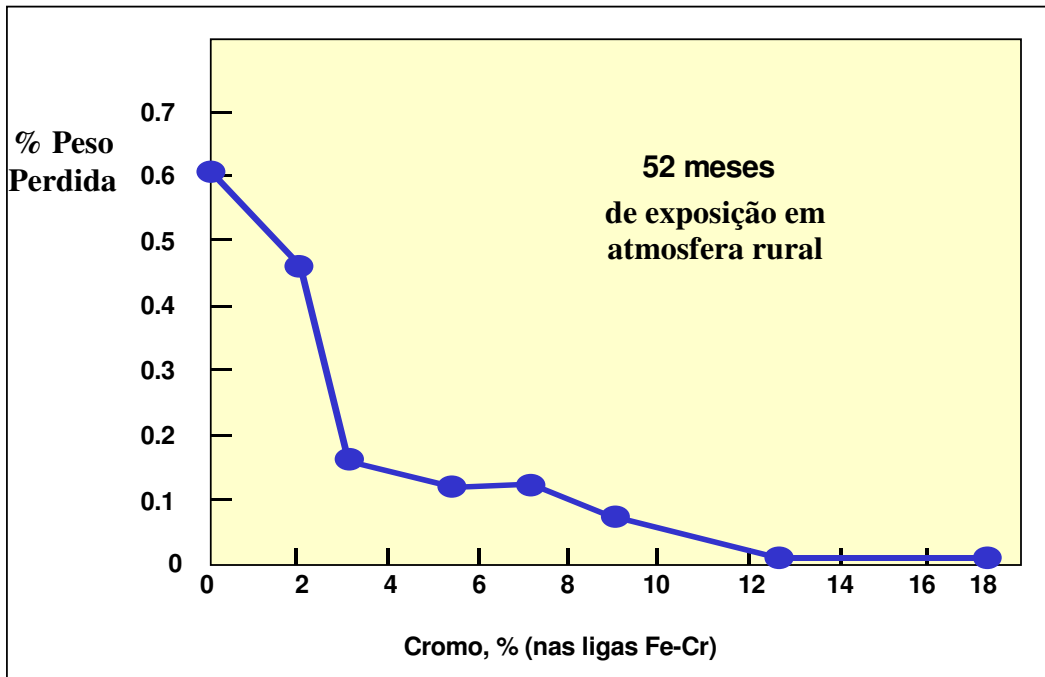


FIGURA 4.2 – Efeito do teor de Cromo na resistência à corrosão nas ligas Fe-Cr.

Os aços inoxidáveis surgiram de estudos realizados em 1912, tanto na Inglaterra como na Alemanha. O aço estudado na Inglaterra era uma liga Fe-Cr com 13% de cromo. Na Alemanha se tratou de uma liga que, além de Fe-Cr, continha também níquel. No primeiro caso era um aço inoxidável muito próximo ao que hoje chamamos de AISI 420 e no segundo outro aço inoxidável bastante parecido com o que conhecemos como AISI 302.

Anteriormente, na primeira metade do século XIX, foram feitas ligas Fe-Cr. Nessa época, o conceito predominante considerava que um material era resistente à corrosão se resistisse ao mais popular e conhecido dos aços inorgânicos : o ácido sulfúrico. A falta de resistência ao ácido sulfúrico, aliado à incapacidade das Aciarias daquela época de reduzir a quantidade de carbono, fizeram abandonar, durante muitos anos, o estudos destas ligas.

Há uma grande variedade de aços inoxidáveis, sendo que todos têm uma característica comum : contêm mais que 10,5% cromo. O seu grande uso se dá por causa de sua resistência à corrosão e à oxidação, as quais são derivadas de seu teor de cromo.

Os aços inoxidáveis são comumente divididos em cinco grupos ⁽⁵⁾ :

- ✓ Austeníticos (Série 300) : contendo 17-25% de cromo e 6-20% de níquel;
- ✓ Martensíticos (Série 400) : com 12-17% de cromo e 0,1 a 1,0% de carbono;
- ✓ Ferríticos (Série 400) : contendo 10,5-27% de cromo e baixo carbono;
- ✓ Duplex : com 23-30% de Cr, 2,5-7% de níquel e adições de titânio ou molibdênio;
- ✓ Endurecíveis por precipitação : podem ter uma base austenítica ou martensítica, com adições de Cu, Ti, Al, Mo, Nb ou N.

4.1.1 – Aços inoxidáveis austeníticos ⁽⁶⁾

Esses aços apresentam como elemento base o cromo de 16 a 18% e níquel de 8 a 12%. Da mesma forma que a adição de cromo a uma liga de Fe-C restringe a região de austenita e a transforma em um aço inoxidável ferrítico, a adição de níquel a um aço inoxidável ferrítico com 18% de cromo o transforma em austenítico, que possui, à temperatura ambiente, a estrutura FCC. Na FIG 4.3 pode-se observar a variedade de aços inoxidáveis austeníticos existentes.

Estes aços são utilizados em uma ampla gama de aplicações tais como: indústria aeronáutica, química, naval, arquitetural, alimentação, caldeiraria, fabricação de tubos, etc.

O uso mais conhecido dos aços inoxidáveis austeníticos é em aplicações domésticas e comunitárias, seja em cozinha ou instalações hospitalares e hoteleiras. As indústrias químicas, petroquímicas e associadas fazem largo uso dos aços austeníticos, pois as paradas devido a problema de corrosão são mais freqüentes e caras que os problemas de ordem mecânica. Na indústria farmacêutica, o uso não é apenas preventivo à corrosão, mas também para facilitar a limpeza da planta. Como a superfície da chapa pode ser descontaminada tão facilmente como o vidro, vem sendo utilizado também na indústria

alimentícia como a de laticínios, cervejarias, vinícolas, indústria de carnes e enlatados. Em tanques para transporte rodo-ferroviários, além da excelente resistência à corrosão, a facilidade e rapidez de limpeza, possibilita a utilização do mesmo container para diferentes líquidos. As qualidades estéticas explicam o crescente uso como material arquitetural, em acabamentos internos e externos.

Os aços inoxidáveis austeníticos não são ferromagnéticos, mas depois de conformados, dobrados, embutidos, etc., podem às vezes se tornar magnéticos em função da modificação da estrutura. Não apresentam a transição dúctil-frágil e são os mais indicados para estampagem profunda.

O aço mais correntemente utilizado é o AISI 304 ou 18-8 (18% de Cromo e 8% de Níquel) e em determinados meios, especialmente os que contém cloretos (como salmouras e água do mar), este aço mostra propensão à uma forma de corrosão localizada, na qual em determinados pontos da superfície do material, o meio agressivo promove uma corrosão em profundidade por "pites" ou por frestas, que pode ser atenuada pela presença de Mo. Este elemento reforça a ação do cromo, originando uma maior resistência a estes mecanismos, dando origem aos aços inoxidáveis AISI 316.

Sob a ação de uma deformação a frio, os aços austeníticos sofrem um endurecimento (os limites de resistência e de escoamento aumentam) e a ductilidade cai. Quanto maior a deformação plástica, maior será o esforço para produzir uma nova deformação, fenômeno este denominado encruamento ou endurecimento por deformação. Os aços austeníticos apresentam uma capacidade de encruamento maior que os ferríticos.

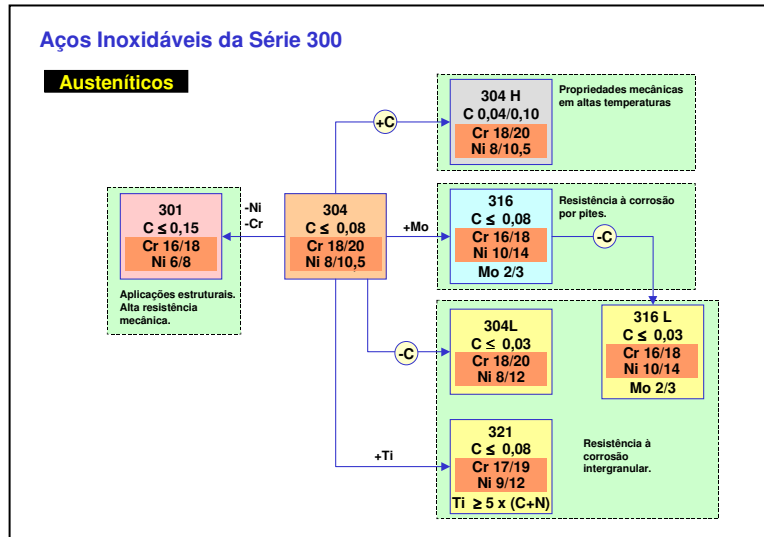


FIGURA 4.3 – Variedades de aços inoxidáveis austeníticos

4.1.2 – Aços inoxidáveis martensíticos ⁽⁵⁾

São aços ao cromo, com teores de cromo variando de 11 a 18%. Ao contrário dos aços inoxidáveis ferríticos, estes aços são temperáveis, podendo ser constituídos por baixo, médio ou alto teor de carbono. De modo geral, quanto menor o teor de carbono, mais deformável será o aço, seja a frio ou a quente.

Estes aços são empregados em peças que requeiram têmpera, pois este tratamento favorece a resistência à corrosão e ao aumento de dureza e resistência do material via formação de martensita. De modo geral, quanto mais alta a temperatura da têmpera, maior será a resistência à corrosão.

4.1.3 – Aços inoxidáveis duplex ⁽⁷⁾

O aço inoxidável duplex está dentro de um campo bifásico composto de austenita e ferrita, no sistema Fe-Cr-Ni. Assim, sua estrutura é composta de regiões alternadas de ferrita delta (δ) e austenita (γ). Normalmente se considera como duplex quando o percentual de ferrita está entre 30 e 70%.

Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma combinação interessante de propriedades entre as quais se destacam :

- ✓ Resistência mecânica superior aos aços inoxidáveis austeníticos ou ferríticos tradicionais;
- ✓ Ductilidade e tenacidade superiores aos aços inoxidáveis martensíticos e endurecíveis por precipitação;
- ✓ Excelente resistência à corrosão intergranular, corrosão por pites e corrosão sob tensão.

Entretanto, eles são susceptíveis a pelo menos três tipos de fragilização : a causada por precipitação de α' , uma fase meta estável, pela presença de rede de carbonetos, e também, pela precipitação da fase σ .

Devido às excelentes propriedades de resistência à corrosão, o aço inoxidável duplex é um material altamente recomendado para serviços em meios contendo íons cloreto e sulfetos de hidrogênio. Por isso é utilizado em oleodutos e linhas de extração de petróleo e gás, em refinarias e em processamentos de soluções contaminadas com cloretos. É particularmente adequado para trocadores de calor onde água, com possível presença de íons cloreto que podem condensar-se, é usada como meio refrigerante. É também recomendado para uso em soluções de ácido sulfúrico e ácidos orgânicos (como ácido acético).

4.1.4 – Aços inoxidáveis ferríticos ⁽⁸⁾

Esses aços são ligas compostas, basicamente, de ferro e cromo, com teores de 11 a 27% de cromo e com estrutura CCC a temperatura ambiente. Estas ligas idealmente deveriam ser inteiramente ferríticas até o ponto de fusão, ou seja, não apresentar transformação ferrita-austenita. Porém, como o carbono e nitrogênio são elementos gamagêneos, ou seja, aumentam o domínio da região de austenita no diagrama Fe-Cr, para aproximar da situação ideal antes mencionada deve-se reduzir os teores de C+N, estabilizar o aço com

titânio (Ti), nióbio (Nb) ou tântalo (Ta), ou aumentar o teor de cromo, para que dessa forma possa ser mantida a estrutura totalmente ferrítica.

A austenita presente na temperatura de solubilização dissolve mais facilmente os elementos intersticiais carbono e nitrogênio, saturando-se rapidamente durante o resfriamento. Quando resfriada rapidamente a partir de temperaturas superiores a A_{c1} até a temperatura ambiente, poderá apresentar-se em sua microestrutura a martensita, que é uma fase frágil. A martensita, se revenida a uma temperatura de até 780°C , transforma em austenita, que se transforma em ferrita e carbonetos globulares.

Para os aços ferríticos nos quais se pode formar martensita, esta se localiza nos contornos de grão. Isso ocorre, por exemplo, no resfriamento rápido do aço 430, onde o endurecimento ocorrido não compensa a fragilidade causada pela martensita, necessitando assim de recozimento para eliminar sua presença e garantindo a estrutura ferrítica.

Há um certo número de padrões de aços inoxidáveis ferríticos, da série AISI 400, os quais contêm uma variedade de adições de elementos de liga, tais como:

A) Molibdênio, que é um forte formador de ferrita, como o são também o silício e o alumínio. O molibdênio melhora também a resistência à corrosão atmosférica e em meios aquosos.

B) Carbono e nitrogênio são fortes formadores de austenita. O níquel e o manganês também o são, porém menor intensidade. O elemento mais importante na formação de austenita é o níquel que, virtualmente, não deve existir nestes aços.

C) Nióbio e titânio são fortes formadores de ferrita e também removem o carbono e o nitrogênio da solução sólida, como carbonetos e nitretos. Deste modo favorecem duplamente a formação da ferrita.

O aço AISI 430 é o aço ferrítico de uso mais difundido; seu teor de cromo é superior a 16%, e foi o primeiro a ser desenvolvido, sendo os demais aços ferríticos (FIG. 4.4) concebidos para atender à outras características, como por exemplo:

- 409 e 410 – Redução de cromo para se ter um produto mais barato.
- 444 – Aumento de cromo e adição de molibdênio para melhorar a resistência à corrosão.
- 409 e 439 – Adição de titânio e nióbio para estabilização e conseqüente melhoria da soldabilidade e estampabilidade.
- 441 – Adição de nióbio para uma melhor resistência à fluência e para aplicações em temperaturas mais elevadas.
- 436 e 434 – Adição de molibdênio para aumentar a resistência à corrosão e a oxidação à altas temperaturas.

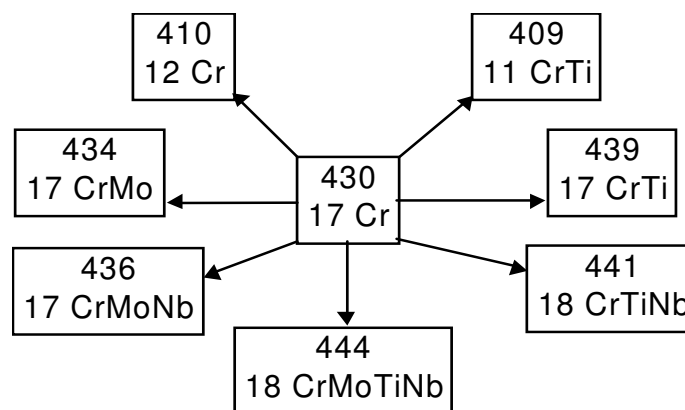


FIGURA 4.4 – Variação dos aços inoxidáveis ferríticos.

Os aços ferríticos são aplicados, assim como os austeníticos, em baixelas, pias, coifas, fogões, talheres, “linha branca” (fornos elétricos, fornos de microondas, geladeiras,

máquinas de lavar roupa, etc.), utensílios domésticos, revestimentos internos, indústria automotiva, etc. Os aços super-ferríticos (altos teores de cromo e com molibdênio) tem excepcional resistência à corrosão em meios contendo cloretos, onde os aços austeníticos falham, sendo adequados a trocadores de calor e tubulações para soluções aquosas contendo cloretos ou água do mar.

As limitações dos aços ferríticos são as aplicações criogênicas e em seções espessas. A presença da transição dúctil-frágil é o principal dificultador de sua aplicação em seções espessas e a adição de Ni tem sido utilizada nos aços super-ferríticos para superar este problema. Também apresenta um comportamento mais limitado em estampagem profunda e juntas soldadas. A fragilização a 475°C ocorre quando o aço permanece próximo desta temperatura por prolongados tempos, precipitando da fase α' , que também afeta a ductilidade das soldas.

O ensaio de tração de um aço inoxidável do tipo AISI 430 mostra que a transição do regime elástico para o plástico se dá de forma heterogênea. A carga aumenta normalmente durante a deformação elástica, então cai, oscila em torno de determinado valor “constante” e volta a subir. A deformação correspondente à carga constante, que é determinada Patamar de Escoamento (FIG. 4.5), é heterogênea e caracteriza-se pela propagação de bandas (bandas de Lüders) ao longo do metal, inclinadas cerca de 45° em relação à direção da carga. A ocorrência destas bandas ou linhas de distensão está associada à presença de carbono e nitrogênio, que migram para perto das deslocções, agindo no sentido de imobilizá-las, sendo necessário um aumento da tensão para liberá-las. Este aumento de tensão localizado faz com que a deformação seja diferente em diferentes regiões do metal, provocando as bandas. O comprimento do patamar é função do tipo de aço e do tratamento térmico.

Essas bandas provocam superfícies irregulares no metal conformado causando uma anomalia no aspecto superficial, que é prevenida por uma pequena deformação por laminação, aproximadamente 1% da espessura, a qual produz milhares de bandas de Lüders sob os cilindros de laminação, as quais, mesmo crescendo em processos de deformações posteriores, não serão visíveis.

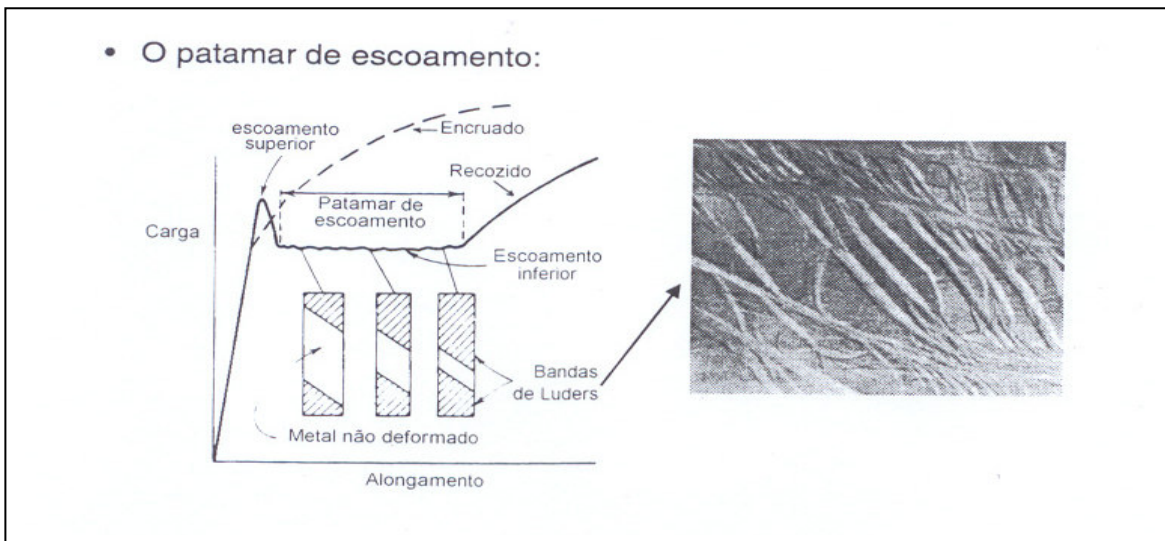


FIGURA 4.5 – Patamar de escoamento nos aços inoxidáveis ferríticos.

4.1.4.1 – Mecanismo de formação de estrias

Uma indesejável condição superficial desenvolve-se freqüentemente durante as aplicações dos aços inoxidáveis ferríticos em processos de estampagem (FIG.4.6). Trata-se da formação de um estriamento superficial constituído por estreitas rugas ou estrias paralelas à direção de laminação: estas marcas não são iguais às linhas de Luder e têm sido denominas “ridging” ou “roping”. Também, às vezes, durante o processo de fabricação das chapas de aço inoxidável ferrítico com acabamento brilhante, finas marcas superficiais paralelas à direção de laminação são observadas antes da conformação. Estas marcas são denominadas “ribbing”, as quais durante o processo de conformação se intensificam, surgindo o enrugamento. ⁽⁹⁾

Independentemente da direção de solidificação, o estriamento ocorre sempre paralelo à direção de laminação e a cada colina de um lado da chapa corresponde um vale do lado oposto. ⁽¹⁰⁾

Por ser uma condição superficial indesejável, principalmente nas aplicações decorativas ou de maior exigência superficial, e sendo a remoção das estrias por polimento mecânico

uma operação difícil e onerosa, este problema tem causado algumas restrições ao uso dos aços inoxidáveis ferríticos em muitas aplicações de conformação a frio.

O fenômeno tem sido associado à distribuição de carbonetos, tamanho e forma dos grãos, bandas de ferrita delta e textura cristalográfica, mais ainda sem um claro entendimento de suas causas.

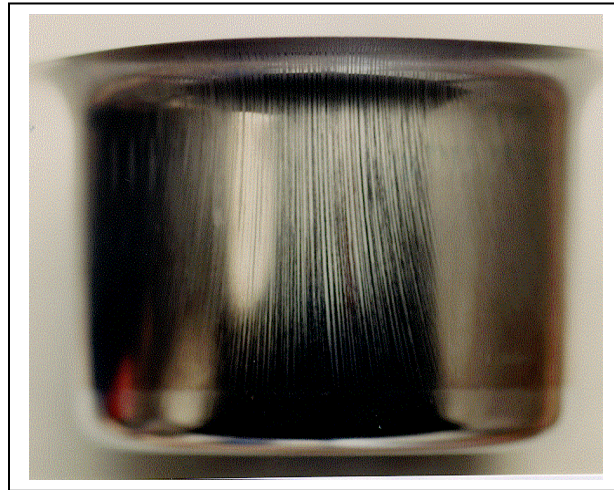


FIGURA 4.6 – Estrias nos aços inoxidáveis ferríticos.

Vários autores basearam suas investigações na observação da textura cristalográfica, parecendo evidenciar a relação do estriamento com a orientação dos grãos.

Os principais métodos gerais de minimizar o estriamento envolvem:

- ✓ Baixas temperaturas de encharque e programas de deformações severas.
- ✓ Adições de elementos de ligas que promovam a formação de austenita a fim de acelerar a recristalização e obter uma textura aleatória. A formação de martensita e a dureza em geral tornam-se então um problema e o material deve ser recozido totalmente. Tudo isto aumenta o custo especialmente se o níquel é usado para promover a formação de austenita.

- ✓ Adições de nióbio para produzir carbonitreto de nióbio, promovendo a recristalização e a formação de uma textura aleatória de grãos finos.

4.1.5 - O fluxo de produção dos aços inoxidáveis na ACESITA ⁽¹¹⁾

4.1.5.1 – Aciaria e Lingotamento Contínuo

As principais matérias primas utilizadas na produção dos aços inoxidáveis são o ferro, o cromo, o carbono e o níquel, sendo que este último, pode-se apresentar como ferro-níquel ou níquel eletrolítico. Estas matérias-primas, e outras, são carregadas em fornos elétricos, já que em processos tradicionais, é nesse equipamento, que ocorre a redução e o refino. Nos processos modernos, a fusão da carga, composta de sucatas e ligas, continua sendo feita nos fornos elétrico a arco, os quais fornecem uma alta densidade de energia e baixo tempo de fusão.

O refino é feito em outros equipamentos através dos processos de metalurgia secundária, sendo que esta etapa pode ser realizada por métodos a vácuo ou a gás. A mais antiga técnica de refino a gás é o AOD. Neste processo, uma mistura de argônio-oxigênio é soprada diretamente no metal líquido através de ventaneiras situadas lateralmente no vaso. Esta técnica permite a remoção do carbono na presença de altos teores de cromo. Dentre os processos a vácuo, o VOD, é o mais empregado na produção de aço inoxidável (e é este atualmente empregado pela ACESITA). O refino do metal líquido é feito na panela, dentro de uma câmara de vácuo. O oxigênio é introduzido por uma lança, enquanto o argônio é injetado através de plugue poroso pelo fundo da panela. Através desse método, baixos teores de carbono são possíveis com pequena perda de cromo na escória. Sua produtividade é menor que nos processos a gás pois a velocidade de descarburização é menor, devido às restrições na taxa de injeção de oxigênio.

As comparações entre os dois processos mostram que os processos a gás são mais indicados para alta produtividade e baixo custo, e os processos a vácuo para fabricar aços com teores de carbono e nitrogênio extremamente baixos. Na FIG. 4.7 mostra-se o fluxo de produção de aço inoxidável no processo de Aciaria.

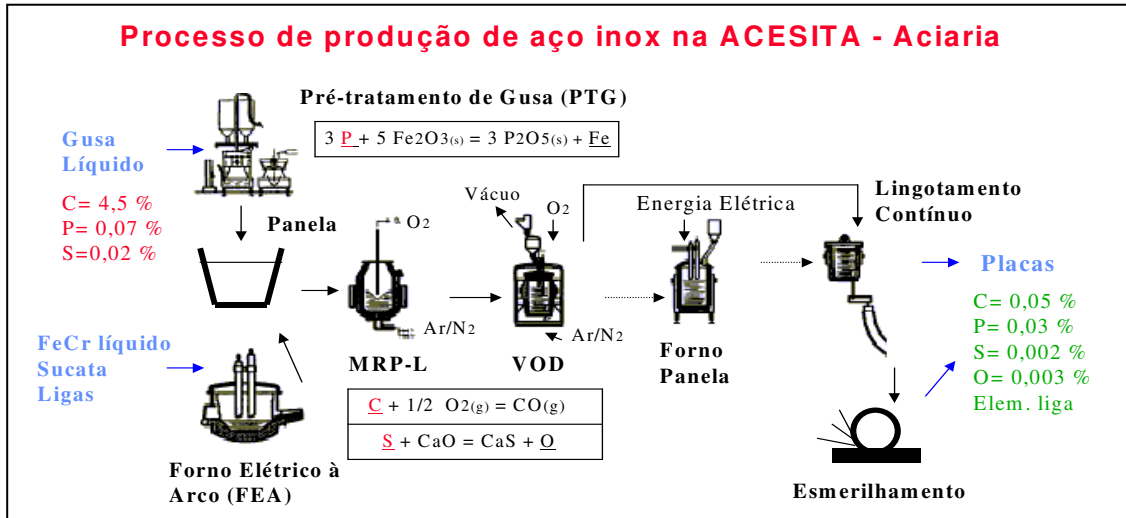


FIGURA 4.7 – Fluxo de produção Aciaria

Após etapas de refino, o material é transformado em placas via lingotamento contínuo. (FIG. 4.8)

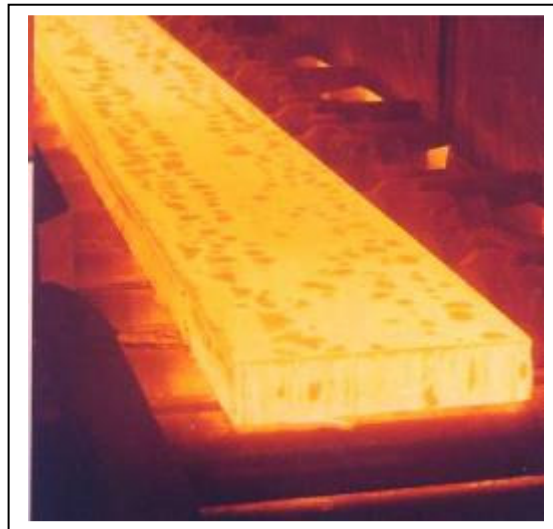


FIGURA 4.8 – Saída do lingotamento contínuo para a Laminação de Tiras a Quente

4.1.5.2 – Laminação a quente ⁽⁹⁾

Após o lingotamento contínuo, as placas se dirigem aos fornos de aquecimento, onde são aquecidas para laminação. Em seguida, as placas são enviadas a um laminador desbastador, que prepara o material para a etapa de laminação em um laminador Steckel. Este último é um laminador quádruplo reversível com bobinadeiras enforçadas, de

forma a manter a temperatura do material acima de 800°C durante a laminação. Nesta etapa o material é laminado até espessura final, podendo ainda passar pela linha de corte transversal, recozimento, decapagem química, acabamento e expedição. De acordo com o processamento posterior ao laminador Steckel, dois produtos podem ser obtidos : bobinas a quente (BQs) e chapas grossas.

Na FIG. 4.9 pode-se verificar o fluxo de processamento de aços inoxidáveis na laminação de tiras a quente.

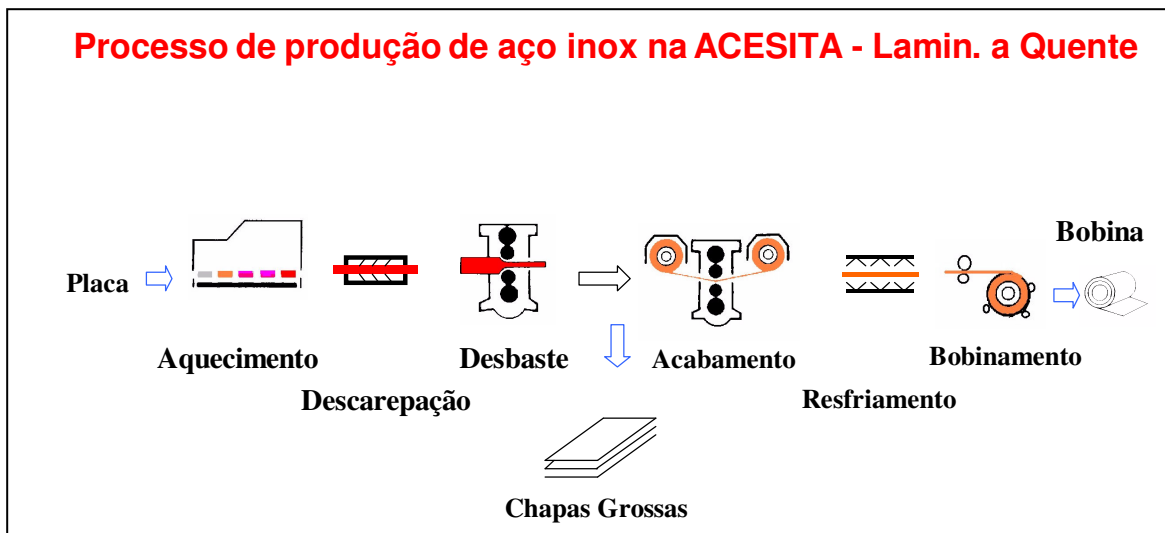


FIGURA 4.9 – Fluxo de produção na laminação a quente de aço inoxidável na Acesita

4.1.5.3 – Laminação a frio ⁽¹¹⁾

As BQs obtidas na etapa anterior são agora recozidas e decapadas continuamente para que possam seguir para a etapa subsequente. A redução a frio é realizada no laminador Sendzimir, o qual lamina o material até a espessura final desejada pelo cliente.

O laminador Sendzimir conta com uma cadeira monobloco, que dá extrema rigidez ao laminador, e absorção da força de laminação através de toda a mesa de cilindros de apoio assegurando uma baixa variação de espessura tanto longitudinalmente quanto transversalmente, mesmo laminando aços com elevadas taxas de encruamento, como os aços inoxidáveis austeníticos. Os cilindros de trabalho com pequeno diâmetro e,

consequentemente, com pequeno arco de contato, são sujeitos a pouco achatamento e assim continuam a reduzir o material, mesmo após um grande encruamento, e até espessuras muito finas.

Atingida a espessura final, o material passa por uma linha de recozimento e decapagem contínua, e em seguida por um laminador de encruamento.

No estudo proposto as bobinas foram laminadas com reduções diretas ou em dois estágios, separados por recozimento intermediário. O material de redução direta é laminado a frio para espessura final conforme programação prévia e, em seguida, é recozido e decapado numa linha de recozimento e decapagem contínua para bobinas laminadas a frio, seguindo para as linhas de acabamento e expedição. O material de redução intermediária é laminado a frio para uma espessura intermediária, recozido e decapado, para posteriormente ser laminado a frio para espessura final programada e, em seguida, é recozido e decapado novamente e segue o fluxo para as linhas de acabamento e expedição. As duas rotas de fabricação podem ser visualizadas na FIG. 4.10.

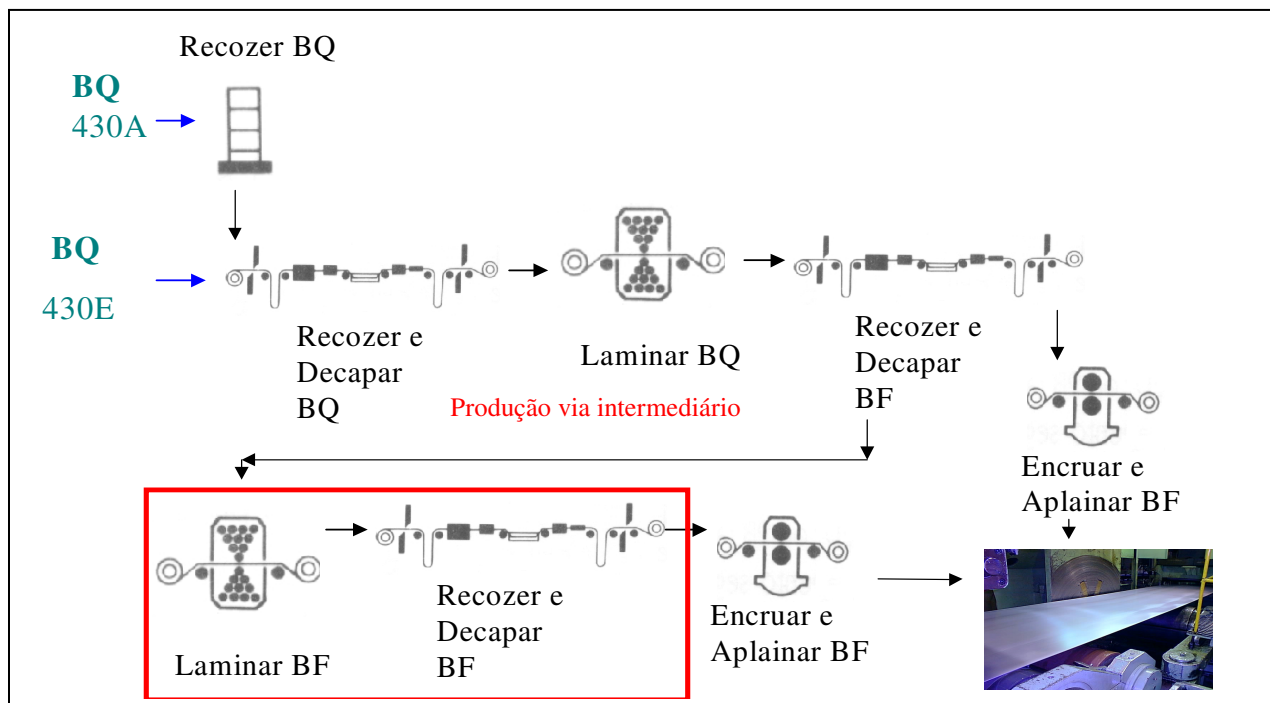


FIGURA 4.10 – Fluxo de produção Laminação a Frio

4.1.6 – Acabamentos nos aços inoxidáveis ⁽¹²⁾

O acabamento possui uma importante influência em algumas características do material como, por exemplo, na facilidade de limpeza e na resistência à corrosão.

Há uma grande variedade de acabamentos e, a definição dada a cada um deles enfrenta certas dificuldades pois, com o mesmo nome, dependendo dos fabricantes, pode-se ter produtos diferentes. A composição química do banho decapante, a rugosidade dos cilindros de laminação e a granulometria e o estado das lixas utilizadas fazem com que o aspecto superficial do material não seja o mesmo entre os diferentes fabricantes e inclusive em um mesmo fabricante.

O mesmo acabamento tem um aspecto diferente para cada tipo de aço (o aspecto superficial de um AISI 430 e de um AISI 304 é diferente, mesmo tendo o mesmo acabamento). Com o mesmo tipo de aço, o acabamento pode ser diferente, dependendo da espessura (materiais mais finos são sempre mais brilhantes).

A norma ASTM-A480/A480M-99 define os acabamentos mais utilizados nos aços inoxidáveis. Dentro desta norma, destaca-se apenas o acabamento superficial que será utilizado neste trabalho :

N.º 2B – Laminado a frio, recozido e decapado seguido de um ligeiro passe de laminação em laminador com cilindros brilhantes (“skin pass”). Apresenta um brilho superior ao acabamento 2D e é o mais utilizado entre os acabamentos da laminação a frio. Como a superfície é mais lisa, o polimento é mais fácil que no 2D. A rugosidade é geralmente inferior a 0,10 microns Ra. (FIG. 4.11)



FIGURA 4.11 – Aço AISI 430, Acabamento 2B

4.2 – Comportamento em prensa dos aços inoxidáveis

A estampagem pode ser definida como um processo de conformação com o objetivo de conseguir-se uma forma desejada, a partir de uma deformação permanente de uma chapa usando-se um punção, uma matriz e um prensa-chapas. A estampagem é um processo altamente eficiente na produção de formas variadas a partir de esboços planos, assegurando uniformidade nos produtos e um elevado índice de aproveitamento da matéria-prima.⁽¹³⁾

Existem vários processos de conformação de chapas finas de metal, dentre os quais podemos citar o dobramento, estampagem profunda, estiramento, dentre outros. Nos processos gerais de estampagem, dois tipos de deformação estão presentes. No primeiro caso, quando uma variação de espessura é provocada, denomina-se estiramento, e no segundo caso, quando a espessura não varia, é comum designar-se operação de embutimento. Como os aços inoxidáveis ferríticos são utilizados principalmente em aplicações em que a aptidão à estampagem profunda (embutimento) é mais importante que o estiramento, este processo será considerado em maiores detalhes.⁽¹⁴⁾

4.2.1 – Estampagem profunda

A estampagem profunda implica simultaneamente em deformações de tração e compressão. A estampabilidade é melhorada reduzindo as deformações perpendiculares à espessura e portanto, aumentando as deformações na largura e no comprimento. A relação de deformação r (Coeficiente de Lankford) é definida como a relação entre deformações na espessura e na largura, ou seja, no ensaio de tração, a deformação da amostra no sentido da força pode ser acomodada pela redução de espessura e/ou da largura no plano da chapa⁽¹⁴⁾:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln(W/W_0)}{\ln(t/t_0)} \quad (4.1)$$

onde: $\varepsilon_w, \varepsilon_t$ = deformação verdadeira (na largura e na espessura respectivamente);

W, W_0 = largura (instantânea e inicial respectivamente);

t, t_0 = espessura (instantânea e inicial respectivamente).

As relações de deformação são usualmente medidas em um ensaio de tração uniaxial em corpos de provas extraídos paralelos à direção de laminação, a 45 e 90° em relação à mesma e são designadas como r_0 , r_{45} e r_{90} respectivamente. Definem-se o coeficiente de anisotropia planar Δr e coeficiente de anisotropia normal \bar{r} como sendo:

$$\bar{r} = 0,25 \times (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) \quad (4.2)$$

$$\Delta r = 0,5 \times (r_0 + r_{90} - 2r_{45}) \quad (4.3)$$

A anisotropia normal \bar{r} é assim chamada porque mede a resistência à deformação na espessura da chapa, ou seja, é a anisotropia plástica nas três direções (longitudinal, transversal e no sentido de laminação) através da espessura. A anisotropia planar Δr mede a variação de r entre as três direções. Um coeficiente $\bar{r}=1$, indica que existe

igualdade entre a resistência à deformação na largura e na espessura. Para $\bar{r} > 1$, significa que a chapa oferece maior resistência à deformação plástica na espessura. O que se deseja para um aço de boa embutibilidade é que este tenha um elevado \bar{r} (alta preferência de deformar-se no plano da chapa e pouco na espessura) e um Δr próximo de zero (mínimo de variação planar). Estes dois parâmetros, \bar{r} e Δr , são importantes na definição do comportamento de um material em estampagem profunda. Na TAB IV.1 estão exemplificados valores de \bar{r} e Δr para alguns aços inoxidáveis.⁽¹⁵⁾

TABELA IV.1 – Valores típicos de \bar{r} e Δr para os aços inoxidáveis austeníticos

Tipo	r0	r45	r90	\bar{r}	Δr
304	0,84	0,98	1,00	0,95	-0,06
316	0,82	1,04	0,92	0,96	-0,17

No caso dos aços inoxidáveis austeníticos só o coeficiente de anisotropia planar Δr é afetado pela porcentagem de redução a frio conforme mostra a TAB IV.2, onde na faixa de redução entre tratamentos térmicos apresentada, maiores valores de Δr ocorreram para mais altas taxas de reduções.⁽¹⁴⁾

TABELA IV.2 – Efeitos da porcentagem de redução no coeficiente de anisotropia normal e anisotropia planar nos aços austeníticos - AISI 304

Porcentagem de redução	r0	r 45	r 90	\bar{r}	Δr
69	0,87	1,06	0,88	0,97	-0,18
53	0,89	1,19	0,88	1,04	-0,31

Os aços ferríticos convencionais, como por exemplo o tipo 430, possuem valores de \bar{r} próximos a 1 e portanto comportamento em processo de embutimento puro similar aos aços inoxidáveis austeníticos. Os aços de baixo carbono, baixo nitrogênio, estabilizados ao titânio ou ao nióbio, como por exemplo 439 estabilizado ao nióbio e o 439 bi-

estabilizado ao titânio e nióbio podem apresentar valores de \bar{r} de pelo menos 1,5 (TAB IV.3), e portanto, possuem melhor estampabilidade que os outros aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados. ⁽¹⁶⁾

TABELA IV.3 – Coeficiente de anisotropia para aços ferríticos tipo 439 (18-02-Ti)

r0	r 45	r90	\bar{r}	Δr
1,37	1,47	1,82	1,53	0,12

Os valores de \bar{r} e Δr nos aços ferríticos são sensíveis ao processo de fabricação. Desta forma, é possível melhorar suas propriedades otimizando estes processos. Estudos realizados em laboratório indicam que é possível alcançar valores de \bar{r} próximos de 2, e industrialmente já foram atingidos estes valores laboratoriais para o aço 409 e 439. ⁽¹⁾

Os coeficientes de anisotropia normal e planar podem ser definidos pela medição dos coeficientes de deformação nas várias direções do plano da chapa. O efeito da anisotropia normal e planar no produto estampado podem ser vistos nas FIG. 4.12, e FIG. 4.13.

As curvas na parte superior da FIG. 4.12 mostram uma maneira típica na qual o coeficiente de deformação “r” varia com a direção do teste. A média do coeficiente de deformação \bar{r} é uma medida do grau da anisotropia normal. A relação deste parâmetro com a capacidade de estampagem é indicada pelos tamanhos relativos dos copos abaixo da curva. Cada copo apresentado na FIG. 4.12 (parte inferior) apresenta a máxima profundidade que poderá ser estampada de um material com o coeficiente médio de deformação conforme indicado na curva acima. ⁽¹⁴⁾

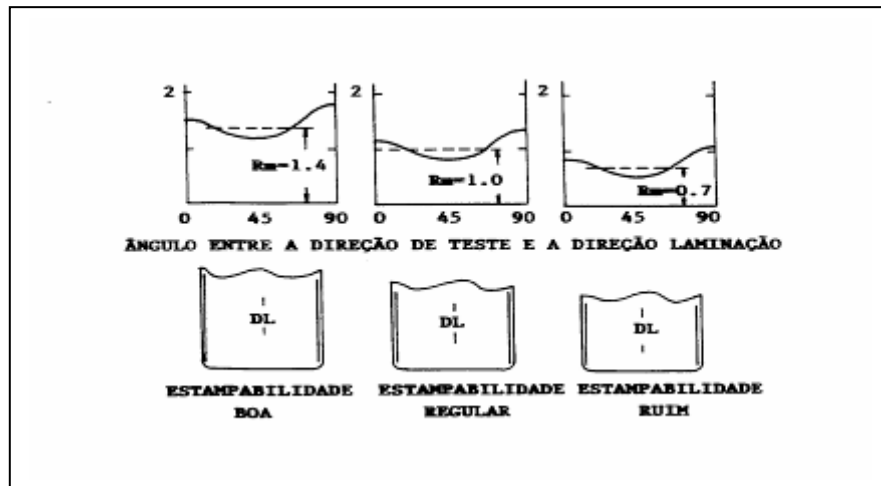


FIGURA 4.12 – Efeito da anisotropia normal em um produto estampado.

As curvas na parte superior da FIG. 4.13 mostram uma maneira típica na qual o coeficiente de anisotropia planar “ Δr ” varia com a direção do teste. A relação deste parâmetro com a capacidade de estampagem é indicada pelo tamanho e formas das "orelhas" dos copos abaixo da curva. Nota-se que quando o valor do coeficiente de anisotropia planar for positivo as orelhas ocorrerão a 0° e 90° em relação ao sentido de laminação. Já quando o valor for negativo as orelhas ocorrerão a 45° , e a melhor situação ocorrerá quando o valor do coeficiente de anisotropia planar for zero, ou seja, não ocorrerá o surgimento de orelhas. Outro aspecto importante, além do sinal do coeficiente de anisotropia planar é a sua magnitude, ou seja, quando maior for o valor (tanto negativo quanto positivo) maiores serão as orelhas.

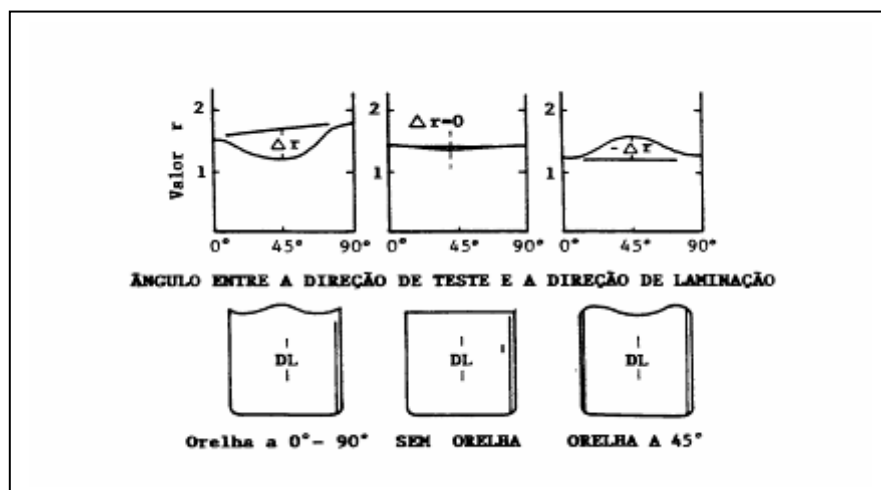


FIGURA 4.13 – Efeito da anisotropia planar em um produto estampado.

4.2.2 – Estiramento ⁽¹⁵⁾

A conformação por estiramento é definida por um estado biaxial de deformações. Assim, um material para ter um bom comportamento em processo de estiramento deve distribuir as deformações de forma homogênea para retardar ao máximo o início do processo de estricção, que leva à fratura. As altas ductilidade e taxa de endurecimento por deformação são propriedades desejáveis nos processo de estiramento.

Estas propriedades são usualmente analisadas através da curva tensão/deformação verdadeira (curva σ/ϵ) onde:

$$\sigma = f(\epsilon) \quad (4.4)$$

A equação proposta por Hollomon é a mais utilizada. Esta equação é usualmente apresentada como:

$$\sigma = k\epsilon^n \quad (4.5)$$

onde n é o coeficiente de encruamento por deformação e k uma constante. A taxa de endurecimento por deformação é dada por:

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = f'(\epsilon) \quad (4.6)$$

Diferenciando-se então a equação de Hollomon, obtém-se:

$$d\sigma = nk\epsilon^{n-1}d\epsilon \quad (4.7)$$

onde:

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = nk\epsilon^{n-1} \quad (4.8)$$

Considerando agora que a deformação é uniforme até o início da estricção e que a máxima deformação uniforme está dada por condição de início da estricção:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad (4.9)$$

Pode-se então escrever para a condição de início da estricção, considerando as equações 4.5, 4.8 e 4.9, que:

$$nk\varepsilon_u^{n-1} = k\varepsilon_u^n \quad (4.10)$$

Simplificando a equação 4.8,

$$n = \varepsilon_u \quad (4.11)$$

Ou seja, o coeficiente de encruamento n , além de ser uma medida do endurecimento por deformação, é também uma medida da máxima deformação logarítmica uniforme.

Desta forma, a melhor maneira de avaliar a estirabilidade seria determinando o alongamento ε_u uniforme, calculado a partir dos dados fornecidos pelo ensaio de tração uniaxial:

$$\varepsilon_u = \ln(1 + e_u) \quad (4.12)$$

A equação de Hollomon (4.5) descreve a curva “Tensão verdadeira versus Deformação verdadeira” de aços médio carbono e inoxidáveis ferríticos de forma razoável.⁽¹⁾

Entretanto, esta equação não é aplicável aos aços inoxidáveis austeníticos devido à instabilidade de fase e onde n não é constante, sendo uma função de ε .⁽¹⁵⁾ Existem algumas outras expressões que ajustam razoavelmente a curva “Tensão verdadeira versus Deformação verdadeira dos aços inoxidáveis austeníticos”, porém, são puramente empíricas, pois seus coeficientes a serem ajustados, em geral, carecem de significados físicos.

Um resumo de valores de estirabilidade para os aços ferríticos e austeníticos se encontram na TAB. IV.4. Esta tabela mostra que os aços inoxidáveis ferríticos não são

muito adequados para operações de estiramento enquanto que os aços inoxidáveis austeníticos apresentam boas características para este tipo de processo.

TABELA IV.4 – Características de estampabilidade dos aços inoxidáveis

Tipo	ϵ_u	Valores do ensaio Erichsen [mm]
439	0,15	9,2
316	0,41	11,2
304H	0,44	12,2
304L	0,44	12,6

4.3 – Ensaio simulados para determinar a estampabilidade dos materiais

Existem vários testes de estampabilidade⁽¹⁷⁾. Geralmente, eles se agrupam em testes diretos e indiretos. Os testes indiretos são aqueles que não tem relação direta com a prensa, se atendo mais às propriedades plásticas dos materiais, como é o caso dos testes de tração e de dureza. Os testes diretos determinam o comportamento do material em matrizes padrão e em condições predeterminadas de trabalho de acordo com a aplicação, dando ênfase ao embutimento ou ao estiramento, conforme o tipo de deformação. No primeiro caso é comum o teste Swift ou teste do copo, e no segundo, o mais importante é o teste Erichsen.

4.3.1 - Testes indiretos⁽¹⁸⁾

Dentre os testes indiretos, o mais utilizado é o ensaio de tração. É um método básico para avaliação das características plásticas do material. É muito importante pois auxilia na caracterização e na avaliação do comportamento de materiais face a solicitações mecânicas.

As propriedades determinadas diretamente pelos testes de tração convencionais são : tensão de escoamento, tensão de ruptura, alongamento uniforme e alongamento total. A tensão de escoamento e o limite de resistência a tração do material são propriedades que se relacionam à sua resistência mecânica e não expressam diretamente sua

estampabilidade, exceto no caso do fenômeno de “retorno elástico”, ou como é mais conhecido “spring back”. Contudo, outras propriedades retiradas do ensaio de tração podem ser utilizadas como bons parâmetros avaliadores da estampabilidade de chapas finas de aço, podendo-se destacar a razão elástica, a taxa de encruamento e o coeficiente de anisotropia de Lankford.

A taxa de encruamento auxilia a estampabilidade no sentido de que, quanto mais elevada for a capacidade de encruamento da chapa, maior e mais uniforme será a distribuição das deformações a conformação, retardando o aparecimento da estrição que levará à ruptura do material.

4.3.2 – Testes diretos

Nos últimos 50 anos foram desenvolvidos um grande número de testes de laboratório visando avaliar o desempenho do material em campo. Os testes de simulação visam reproduzir em escala de laboratório o tipo de conformação que a chapa vai sofrer em escala industrial. Entretanto, a maioria deles esbarra na dificuldade da complexidade do processo industrial, comparativamente com os testes laboratoriais. Destes ensaios, o ensaio de estampagem de copos e suas variantes representam a majoritária faixa de testes de estampagem. ⁽¹⁷⁾

4.3.2.1 – Ensaio de estampagem SWIFT ⁽¹⁹⁾

Consiste em conformar um copo cilíndrico a partir de um esboço circular, utilizando um punção de fundo plano (FIG. 4.14). A força no prensa-chapas é a mínima para evitar a formação de rugas na parede do cilindro. Devido então à geometria do punção e a baixa pressão no prensa chapa, este ensaio simula o embutimento puro.

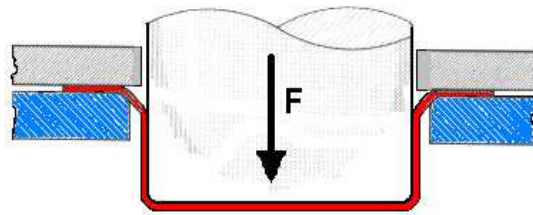


FIGURA 4.14 – Esquema do ensaio Swift

O ensaio consiste em deformar copos, a partir de diâmetros “d” crescentes das amostras, em incrementos de 0,4mm (opção Acesita), até que não se consiga conformar mais copos devido à fratura. O valor de “d escolhido” é o maior diâmetro de um copo sem estricção localizada nem trinca, aceitando o resultado quando foram conformados pelo menos 5 copos com sucesso. A partir deste ponto, define-se o valor de $d_{m\acute{a}x}/d_0$, onde d_0 é o diâmetro do punção e $d_{m\acute{a}x}$, o maior valor de diâmetro que se conseguiu estampar com sucesso. Portanto trata-se de um ensaio mais demorado. A reprodutibilidade deste ensaio é também crítica, apesar dos diversos intentos de normalização realizados.

Há casos em que a medida de LDR para duas condições distintas de estampagem (diferentes materiais, lubrificantes, etc), não evidencia um comportamento desigual, pois a variação no comportamento pode estar na mesma faixa entre um diâmetro de esboço que estampou com sucesso e diâmetro posterior que fraturou. Nestes casos e com base nas cargas finais de estampagem crescentes (relativo ao aumento do diâmetro dos esboços) antes da fratura e geralmente decrescentes após a fratura, calcula-se o LDRc (LDR calculado) “interpolando” os valores na forma exemplificada na FIG. 4.15. ⁽¹⁸⁾

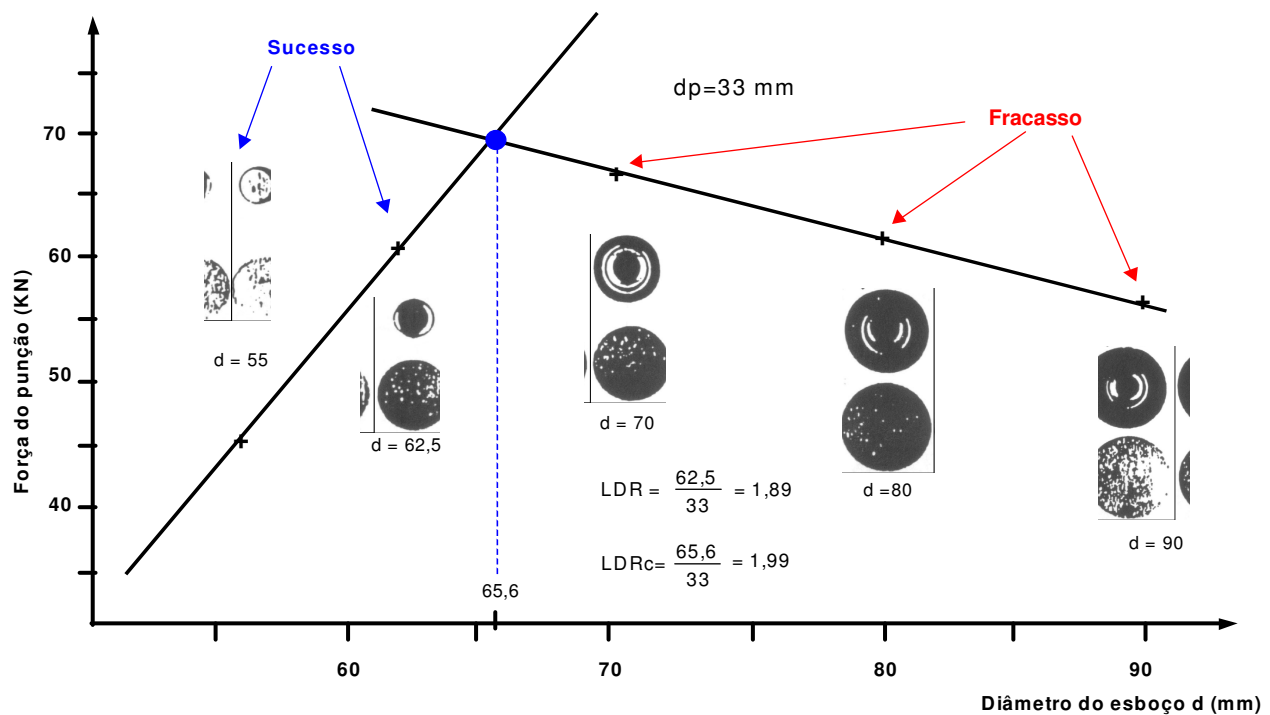


FIGURA 4.15 – Obtenção dos valores LDRn e LDRc

Uma variante do ensaio Swift é utilizar um punção com fundo semi-esférico. A única diferença com o caso anterior é que o punção em vez de ter um fundo plano, apresenta a forma de uma semi-esfera de raio igual ao raio do punção. Esta geometria do punção permite simular um comportamento onde se tem simultaneamente a deformação por embutimento e estiramento.⁽¹⁷⁾

O efeito de \bar{r} (coeficiente de anisotropia normal) é bastante nítido no modo de conformação por embutimento ou combinada. Quanto maior seu valor, maior será a estampabilidade por embutimento.⁽¹⁸⁾

4.3.2.2 – Ensaio de estiramento Erichsen⁽²⁰⁾

Consiste em deformar um esboço até início de estricção aplicando uma força sobre um punção cilíndrico de cabeça esférica (FIG. 4.16), de diâmetro 20 mm. A matriz cilíndrica tem um diâmetro de 27 mm e o raio de concordância de 0,74 mm.

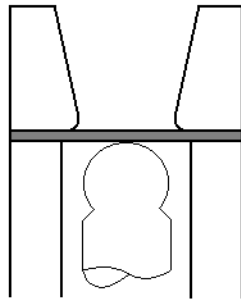


FIGURA 4.16 – Ensaio Erichsen

Aplica-se uma carga de 10.000 N no prensa-chapas, e as duas faces do esboço e o punção são lubrificadas com graxa grafitada. Mede-se a profundidade no momento em que aparece a estricção localizada ou a fratura no topo. A profundidade de penetração neste caso depende da espessura da chapa.

Pela dificuldade em reproduzir o atrito entre a chapa e a ferramenta, assim como pelo modo deficiente de prender a chapa, este ensaio é dificilmente reprodutível, porém é o único que hoje se encontra normalizado.

4.3.2.3 – Curva Limite de Conformação ⁽¹⁷⁾

A estampabilidade dos materiais pode ser medida através da curva limite de conformação (CLC) ou forming limit diagram (FLD) que são obtidas utilizando-se a análise de deformações. O principal motivo de se utilizar uma curva limite de conformação reside no fato que nos processos de conformação de chapas, ocorrem estados de tensão que vão do cisalhamento puro até um estado de tração biaxial.

Todos estes estados de tensão e deformação podem ser encontrados em uma só peça. Pela análise do estado de tensões e conseqüentemente do estado de deformação numa determinada região onde exista uma maior probabilidade de ocorrência de falha, é possível avaliar esse determinado estado de tensão e de deformação em relação à curva limite de conformação e assim determinar se ele pode ser suportado ou se ocorrerá ruptura.

A curva limite de conformação (FIG. 4.17) pode ser obtida através de vários ensaios de conformação, onde será levantado o comportamento do material para qualquer estado de deformação.

FIGURA 4.17 – Curva limite de Conformação Típica

As chapas de aço inoxidável à serem ensaiadas necessitam estar previamente marcadas para posterior análise e levantamento das curvas limite de conformação no software ASAME*. Neste trabalho utilizou-se malha quadrada de 6 mm de lado. (FIG. 4.18)

FIGURA 4.18 – Marcação com malha quadrada de 6 mm de lado

Neste trabalho foi utilizado o ensaio Nakazima. Este teste trata de um ensaio simulado de estiramento puro que consiste em conformar por estiramento esboços com comprimento fixo de 180 mm e largura variando de 40 à 200mm (de 20 em 20mm), utilizando um

Software Asame - Automated Strain Analysis and Measurement Environment. Software para medição e análise de deformações, baseado em sistema fotográfico de alta resolução e tratamento de imagens.

punção cilíndrico com fundo semi-esférico, numa matriz que possui um sistema de retenção prensa-chapas, que impede o escoamento do material na matriz, evitando desta forma a existência de embutimento. Após a conformação dos corpos de prova leva-se as imagens das grades marcadas e deformadas para análise do software Asame .

Na FIG. 4.19 nota-se que a CLC é uma curva que separa o plano em duas regiões distintas onde o material certamente sofrerá ruptura (região acima da curva) ou não

(região abaixo da curva), onde o processo de estampagem terá sucesso. A rigor, o que se tem é uma faixa crítica onde há incerteza do comportamento do material, podendo haver sucesso ou fracasso na operação ⁽¹⁵⁾.

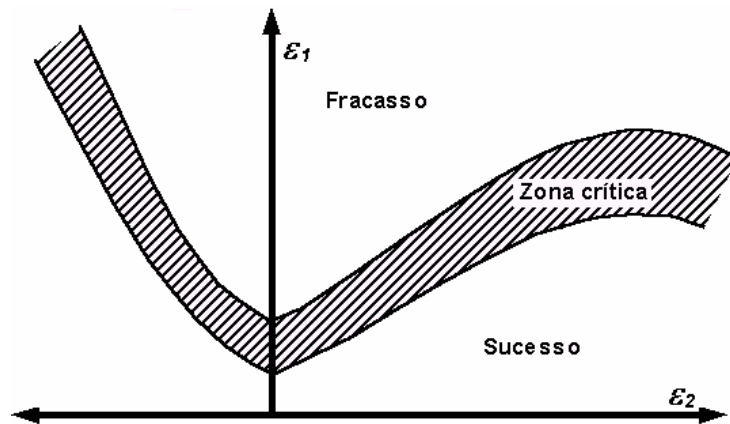


FIGURA 4.19 – CLC com as regiões de sucesso ou fracasso em estampagem

Um conjunto de pontos experimentais da CLC (combinações de valores no diagrama " $\epsilon_1 \times \epsilon_2$ ") pode ser obtido a partir da marcação de chapas diversas, com uma rede de círculos de diâmetro inicial d_0 conhecido. Sendo submetidas a deformações até a fratura (ou até a estricção) através de ensaios de estampagem (Nakazima, por exemplo), mede-se o diâmetro maior (d_{f1}) e menor (d_{f2}), nas direções principais $\bar{1}$ e $\bar{2}$ dos círculos deformados, precisamente na região da fratura (ou da estricção). Calculam-se então os valores das deformações logarítmicas como sendo ⁽¹⁵⁾:

$$\begin{cases} \epsilon_1 = \ln(d_{f1}/d_0) \\ \epsilon_2 = \ln(d_{f2}/d_0) \end{cases} \quad (4.13)$$

A partir do conjunto de pontos desenhados no plano de eixos $\epsilon_1 \times \epsilon_2$, pode-se então traçar a Curva Limite de Conformação.

Este tipo de gráfico foi estudado primeiramente por S. P. Keeler e G. M. Goodwin, sendo que o primeiro trabalhou na região à direita do eixo ϵ_2 , região de tração-tração, e o segundo na região à esquerda deste eixo, região tração-compressão ⁽¹⁵⁾.

4.4 - Estrutura dos aços inoxidáveis ferríticos

4.4.1 - O Sistema Ferro-Cromo ⁽²¹⁾

O uso do diagrama Fe-Cr deve ser considerado apenas como uma base para distinguir as diferentes classes de aços inoxidáveis, já que a presença de elementos de liga pode levar à formação de novas fases e deslocar os contornos entre as fases α e γ . O diagrama Fe-Cr pode ser observado na FIG. 4.20.

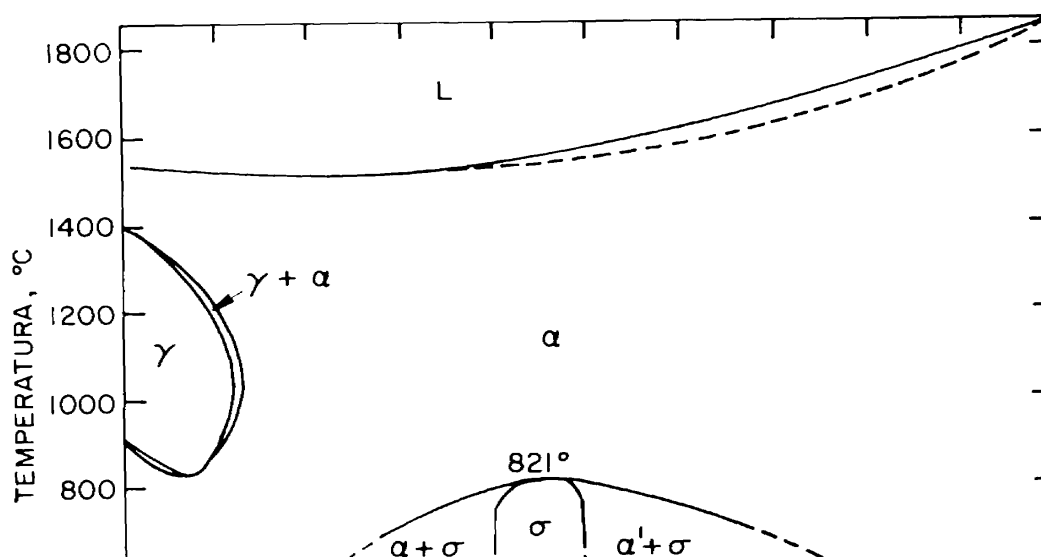


FIGURA 4.20 – Diagrama de equilíbrio do Sistema Fe-Cr

Sendo o cromo um membro do grupo dos elementos formadores de ferrita (elementos alfa-gêneos), ele amplia o campo de domínio da fase α e, conseqüentemente diminui o campo de domínio da fase γ a um campo fechado, na faixa de temperatura de 820 a 1400°C, conforme se observa na FIG. 4.20. Acima de aproximadamente 13% de cromo não há transformação austenítica, e a liga Fe-Cr permanece ferrítica em todo o intervalo de temperatura.

Para teores de cromo entre 12 e 13%, entre 900 e 1200°C a liga apresenta estrutura bifásica composta de austenita e ferrita. A austenita, dependendo do teor de elementos de liga, pode ou não transformar-se em martensita por resfriamento, causando problemas de fragilidade.

Para temperaturas abaixo de 820°C, há uma faixa de composição em que pode aparecer em equilíbrio com a ferrita, uma fase intermediária chamada fase sigma (σ). Esta fase tem estrutura tetragonal e composição entre 42 e 50% de cromo, podendo surgir em ligas contendo entre 20 e 70% de Cr. Para temperaturas inferiores a 520°C, esta fase pode se decompor em duas fases : ferrita rica em ferro e ferrita rica em cromo.

Entretanto, como dito anteriormente, este diagrama só se aplica a ligas Fe-Cr puras; conseqüentemente, serve apenas de base no estudo de aços inoxidáveis ferríticos, que possuem outros elementos em pequenas quantidades. À partir daí, torna-se importante avaliar os efeitos que estes elementos introduzem no sistema Fe-Cr.

4.4.2 – Relações entre a estrutura e as Propriedades ⁽¹⁰⁾

O limite de escoamento dos aços inoxidáveis ferríticos é maior que dos aços inoxidáveis austeníticos, sendo de 280 – 460 Mpa para os aços ferríticos, comparado com aproximadamente 230 Mpa para os aços austeníticos. Os aços ferríticos, contudo, encruam muito menos do que os austeníticos (FIG. 4.21), mas a ductilidade e especialmente a resistência ao impacto dos aços inoxidáveis ferríticos são mais baixas do que as dos aços inoxidáveis austeníticos. A TAB. IV.5 apresenta propriedades típicas de resistência para alguns aços inoxidáveis ferríticos recozidos.

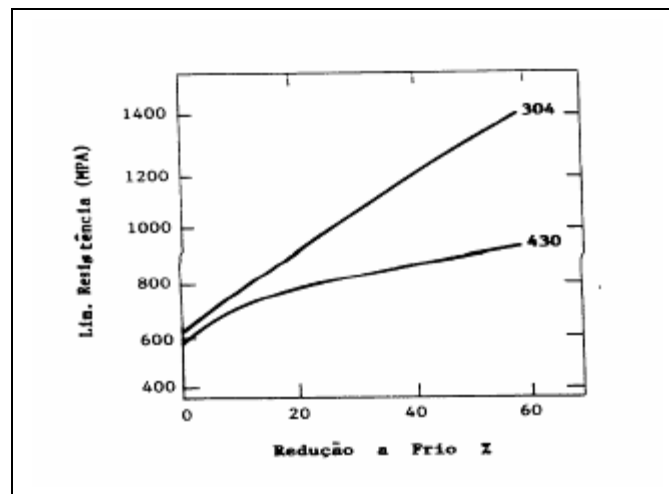


FIGURA 4.21 – Características de encruamento do aço inoxidável ferrítico AISI 430 em comparação com o aço inoxidável austenítico AISI 304.

TABELA IV. 5 – Propriedades mecânicas típicas dos aços inoxidáveis ferríticos

Tipo AISI	σ_e	σ_r	Alongamento Total
	MPa	MPa	%
409	250 – 280	450 – 480	25 – 35
430	280 – 450	450 – 580	20 – 35
430-Nb	340	550	30

434	340 – 450	490 – 570	25 – 37
436	340 - 370	520 - 560	27 30

4.4.3 - Efeito dos elementos intersticiais ⁽²²⁾

Os intersticiais carbono e nitrogênio são elementos gamagêneos e expandem o campo de existência da austenita, aumentando a solubilidade do cromo nesta fase.

Tendo os elementos intersticiais baixa solubilidade na ferrita, eles tendem a se precipitar na forma de carbonetos $(Cr,Fe)_{23}C_6$ e $(Cr,Fe)_7C_3$, nitretos e carbonitretos $Cr_2(C,N)$. Estes precipitados podem afetar drasticamente as propriedades mecânicas destas ligas, aumentando a fragilização e a suscetibilidade à corrosão intergranular. Como consequência, tem sido desenvolvidos aços com teores de carbono e nitrogênio os mais baixos possível.

Em aços com altos teores de cromo aparece o carboneto $Cr_{23}C_6$ que é estável em altas temperaturas. Já para os aços com baixos teores, o carboneto que se forma é o Cr_7C_3 , que também é estável em altas temperaturas. O nitrogênio apresenta-se principalmente na forma de nitreto, Cr_2N ; em ambos os casos, carbonetos e nitretos começam a se dissolver em temperaturas acima de 850°C, atingindo a completa dissolução acima de 1100°C.

Tendo em vista o efeito prejudicial dos elementos intersticiais sobre as propriedades mecânicas e de corrosão destes aços, têm sido desenvolvidos variações de ligas com teores de carbono e nitrogênio mais baixos. São os aços conhecidos como aços baixos intersticiais $\{(\%C + \%N) < 0,025\}$.

4.4.4 - Efeito dos elementos estabilizantes ⁽²³⁾

Os elementos estabilizantes são aqueles que, quando em solução sólida, formam compostos com o carbono e nitrogênio mais estáveis que os carbonetos e nitretos de ferro e cromo. Sendo assim, formam-se preferencialmente compostos dos elementos estabilizantes com o carbono e nitrogênio, mesmo que estes elementos sejam adicionados em baixo teores. Nióbio e titânio tem sido os principais elementos utilizados.

Eles formam carbonetos e nitretos de nióbio e/ou titânio (NbC, NbN, TiC, TiN), ou carbonitretos de nióbio e titânio, do tipo Nb(C,N) e Ti(C,N).

Muitos trabalhos têm demonstrado que os estabilizantes podem melhorar a tenacidade, a ductilidade, a resistência à corrosão intergranular e a fissuração a quente. Segundo Coelho ⁽²³⁾, o nióbio e o titânio melhoram a corrosão intergranular, ductilidade e a resistência ao impacto dos aços inoxidáveis ferríticos.

Em muitos aços inoxidáveis ferríticos o crescimento de grão é rápido, devido à grande mobilidade atômica na estrutura ferrítica. Eles apresentam um crescimento de grão mais rápido e menor temperatura de recristalização secundária quando comparado com os aços inoxidáveis austeníticos (observa-se crescimento anormal de grão a aproximadamente 600°C). Para os aços inoxidáveis austeníticos, o crescimento anormal de grão ocorre a 900°C. A presença de austenita e de partículas de segunda fase como Ti(CN) ou Nb(CN), retarda o crescimento de grão e aumenta a temperatura de recristalização secundária.

Os efeitos da adição de elementos em solução sólida são similares àqueles observados nos aços baixo carbono, mas na presença de alguma austenita (martensita) os efeitos dependem da natureza do elemento de liga. As diferenças da estrutura eletrônica e tamanho atômico são maiores entre nióbio e ferro que entre titânio e ferro. Também, Nb(CN) é relativamente mais facilmente dissolvido em solução que TiN. Elementos estabilizadores da austenita aumentam a resistência do material rapidamente pelo aumento da quantidade de austenita, que se transforma em martensita sob condições apropriadas. Os elementos estabilizadores da ferrita primeiro diminuem a resistência mecânica do material, pela diminuição da quantidade de austenita, e só quando a estrutura é inteiramente ferrítica é que se pode notar um endurecimento por solução sólida. Solutos substitucionais também aumentam a temperatura de transição ao impacto, mas titânio ou nióbio inicialmente tem efeito benéfico pelo abaixamento do nível de intersticiais, seguidos por efeito prejudicial quando os teores desses elementos encontram-se elevados.

Na prática usual, nióbio e titânio são adicionados em quantidades suficientes ao aço para combinarem com todo o carbono e nitrogênio presentes e para uma pequena parte permanecer em solução sólida.⁽¹⁰⁾

Supondo-se que os carbonitretos formados em um aço estabilizado sejam Nb(C, N), e sendo os pesos atômicos do Nb = 93, Ti = 48, C = 12 e N = 14, tem-se as relações estiquiométricas:

$$\text{Nb} / (\text{C}, \text{N}) = 93 / ((12 + 14)/2) \approx 7,0 \quad (4.14)$$

$$\text{Ti} / (\text{C}, \text{N}) = 48 / ((12 + 14)/2) \approx 3,7 \quad (4.15)$$

Assim, relações inferiores a 7,0 e 3,7 para o nióbio e titânio respectivamente, indicam que a quantidade de elemento estabilizante é insuficiente para reação com todo o carbono ou nitrogênio. Relações com valores superiores a estes indicam que haverá em excesso de estabilizantes que, possivelmente, permanecerá em solução sólida ou, em alguns casos, reagirá com outros componentes do aço, formando outras fases.⁽¹⁰⁾

4.5 – Fatores que afetam a estampabilidade dos aços ferríticos

A estampagem será tanto favorecida, quanto maior for o coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{r} . Para o aço AISI 430, o ideal é que se atinja um valor de \bar{r} superior a 1,3, para possibilitar um bom desempenho em operações onde prevalece o embutimento. O aumento de \bar{r} depende da textura cristalográfica da chapa, que pode ser influenciada pelo teor de carbono e pela presença de nióbio e titânio. Valores mais elevados de \bar{r} são obtidos com o decréscimo do teor de intersticiais, aumento da deformação e com a realização de um recozimento intermediário na laminação a frio.⁽²³⁾

4.5.1 – Anisotropia

4.5.1.1 – Relação entre coeficiente de Lankford e a textura do material

Em aços com estrutura CCC o valor de \bar{r} depende fortemente da textura cristalográfica.⁽¹⁴⁾ Em seu trabalho, Schneider⁽²⁴⁾ conclui que as texturas com o plano (111) paralelo ao plano principal da chapa levam a valores de \bar{r} altos e as de plano (100) paralelo ao plano da chapa, levam a \bar{r} muitos baixos.

4.5.1.2 – Influência da redução a frio⁽¹⁰⁾

A estampagem profunda em materiais de estrutura cúbica de corpo centrado pode ser significativamente melhorada pelo desenvolvimento adequado da textura cristalográfica, como é bem documentado pela literatura.

A orientação cristalográfica preferencial pode ser influenciada variando-se a operação de laminação a frio, para afetar a textura, ou variando-se o tratamento de recozimento, para alterar-se a textura de recristalização, ou ambos.

Lewis e Pickering mostraram que as propriedades relativas à conformabilidade melhoram com o grau de redução a frio. Pesquisou-se a textura desenvolvida pela recristalização, variando-se a redução a frio até 95%.

Após 35% de redução a textura era principalmente $\{111\}\langle 112\rangle$, com alguma textura $\{100\}\langle 001\rangle$. Com uma redução de 75% a textura $\{111\}\langle 112\rangle$ foi substituída pela textura $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$. Com a redução de 85%, a principal componente foi $\{100\}\langle 001\rangle$ de 4 a 5 vezes mais aleatória, com uma componente $\{112\}\langle 110\rangle$.

A relação entre o valor de \bar{r} e o parâmetro de textura, (ver FIG. 4.22), através da qual a equação 4.15 é obtida, mostra que o aumento da intensidade da textura $\{111\}$ em relação à textura $\{100\}$ favorece o desenvolvimento de alto valor de \bar{r} e, portanto, melhora as características para estampagem profunda.

$$\bar{r} = 0,77 + 0,36 \log_{10} [(111) / (100)] \quad (4.16)$$

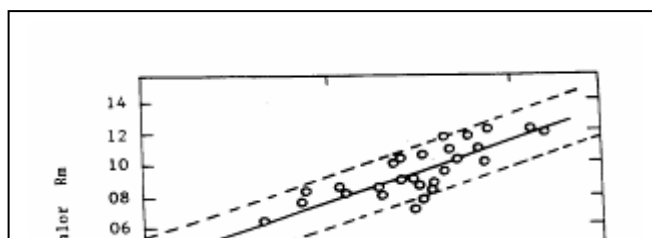


FIGURA 4.22 – Valor de \bar{r} em função da intensidade da textura de recristalização de componentes (111) relativo à componente (100) para o aço inoxidável ferrítico tipo AISI 430.

A FIG. 4.23 mostra os efeitos da laminação a frio em dois estágios sobre o valor de \bar{r} . O valor de \bar{r} aumenta com o aumento do índice de redução, contudo observa-se que o valor de \bar{r} em dois estágios de redução é sempre maior que em um estágio se suas reduções totais são iguais, devido à intensificação da textura fibra γ . No entanto, o grau de intensificação desta fibra depende fortemente do grau de redução a frio imposto antes das etapas de recozimento.

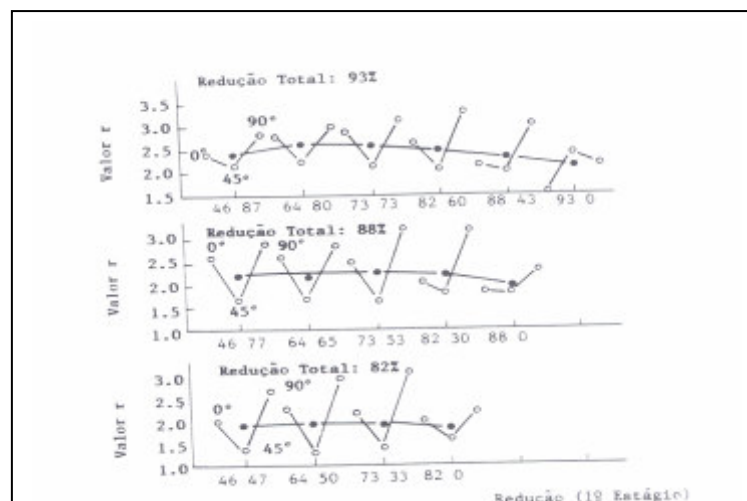


FIGURA 4.23 – Efeito da redução a frio em dois estágios sobre o valor de anisotropia normal para o aço inoxidável ferrítico tipo 18%Cr-Mn.

4.5.1.3 – Influência da composição química ⁽¹⁰⁾

4.5.1.3.1 – Efeito do teor de carbono

Na TAB. IV. 6 são mostrados diversos valores do coeficiente de anisotropia normal para chapas de aço inoxidável ferrítico (típico 430) com teores de carbono entre 0,007% a 0,034%. Nesta tabela pode ser observada uma tendência de crescimento no valor de \bar{r} com o carbono. É, entretanto, destacável que, se os teores de carbono mais nitrogênio variam entre 235 e 480 ppm, não se altera significativamente o valor de \bar{r} .

TABELA IV. 6 – Efeito do teor de carbono no valor de \bar{r}

C (ppm)	\bar{r}	N
75	1,00	0,20
105	1,11	0,20
205	1,27	0,19
230	1,14	0,20
340	1,14	0,21

4.5.1.3.2 – Efeito do teor de manganês

Os efeitos do teor de manganês no valor de \bar{r} são mostrados na FIG. 4.24 , para os aços inoxidáveis ferríticos do tipo 18%-Mn. Observa-se claramente que o valor de \bar{r} é maior na

região de baixo manganês ($Mn < 0,10\%$) e muda pouco para teores acima de 0,10 a 0,50% manganês.

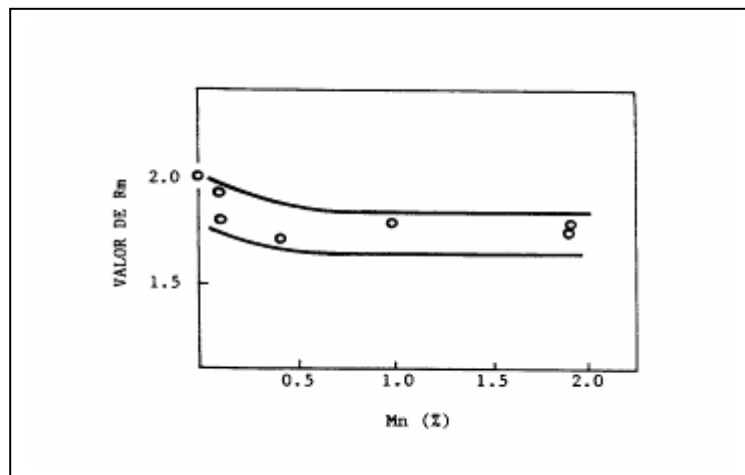


FIGURA 4.24 – Efeito do teor de manganês no valor de \bar{r} para o aço inoxidável ferrítico tipo 18%Cr-Mn

4.5.1.3.3 – Efeito do teor de titânio

O efeito da adição de titânio no valor de \bar{r} em aços inoxidáveis ferríticos (tipo 409 e/ou 439) com diferentes teores de carbono é mostrado na FIG. 4.25, na qual se observa que a curva para diferentes níveis de carbono mostra valores máximos de \bar{r} para diferentes teores de titânio. Para teores de carbono inferiores a 0,010%, o máximo valor de \bar{r} ocorre em 0,10% Ti. Já para teores de carbono maiores do que 0,010%, o máximo valor de \bar{r} é próxima a 0,15% de titânio.

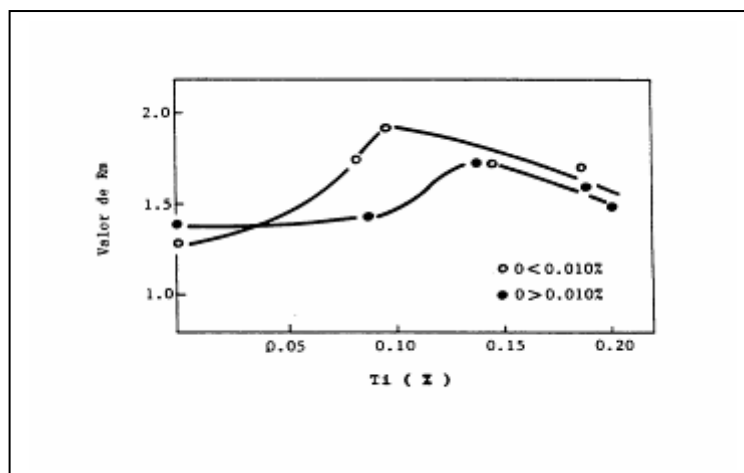


FIGURA 4.25 – Efeito do teor de titânio no valor de \bar{r} para o aço inoxidável ferrítico tipo 18%Cr-Mn ⁽⁸⁾

4.5.1.3.4 – Efeito do teor de nióbio

A melhoria da estampabilidade promovida pela adição de nióbio explica-se pela precipitação dos Nb(C,N) que por sua vez retardarão a recristalização durante a etapa de laminação a quente gerando uma BQ (Bobina laminada a quente) com alta energia armazenada, contribuindo para a formação de uma textura adequada para estampagem profunda.

Na FIG. 4.26 , mostra-se a influência do nióbio nos valores de r_0 , r_{45} e r_{90} , comparado com o aço tipo AISI 430 sem estabilização. ⁽⁸⁾

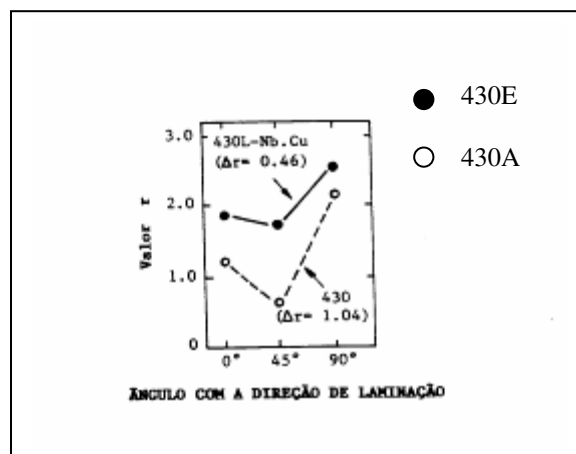


FIGURA 4.26 – Coeficientes de deformação “r” em função das direções 0, 45 e 90° com a direção de laminação para os aços inoxidáveis ferríticos tipo AISI 430-Nb-Cu e AISI 430.

A TAB. IV.7 também mostra os valores de \bar{r} para o aço AISI 430-Nb-Cu, 430, 434 e 304, onde se destaca o valor de $\bar{r}=2$ para o aço com nióbio.

TABELA IV.7 – Dados de vários parâmetros de plasticidade de materiais

Materiais	Propriedades Mecânicas					
	σ_e	σ_r	A	\bar{r}	n	Erichsen
	MPa	MPa	%	-	-	mm
430-Nb-Cu	342	522	30,3	1,96	0,18	9,65
430	394	575	26,8	1,12	0,16	9,49
434	359	541	29,4	1,45	0,17	9,19
304	348	718	63,5	1,08	0,44	12,10

Os materiais em negrito foram produzidos com laminação em dois estágios, ou seja, via recozimento intermediário.

4.5.2 – Textura cristalográfica

Em geral, as propriedades físicas dos cristais dependem da direção em que são medidas, isso significa que a grande maioria dos cristais são anisotrópicos. Se os cristais de uma amostra policristalina estão orientados aleatoriamente, então ele apresentará as mesmas propriedades em todas as direções e diz-se, que esta amostra é isotrópica. Entretanto, um arranjo cristalino verdadeiramente ao acaso raramente é atingido, porque os processos de fabricação tendem a alinhar os grãos, de forma que as orientações não estão uniformemente distribuídas. O resultado é uma textura cristalográfica ou orientação preferencial, onde a distribuição de orientações do cristal é não aleatória.⁽²³⁾

A textura ou orientação preferencial é uma consequência da deformação que ocorre na conformação dos metais. Tratando-se de conformação de chapas, com um caráter basicamente bidimensional, a orientação preferencial é mais limitada do que em outro tipo de perfil. Para metais cúbico de corpo centrado (CCC), indicada na FIG. 4.27, não apenas se desenvolve uma direção paralela à direção de laminação ou ao longo do comprimento da chapa, mas há também uma forte tendência para formação de um plano com os cristais cúbico, ou com as faces das células unitárias, que se alinham paralelamente ao plano de laminação ou à superfície da chapa. Este tipo de arranjo preferencial dos cristais é persistente. Mesmo que o material sofra um tratamento térmico que reforme completamente a estrutura cristalina, os cristais tendem a manter a direção paralela à direção de laminação. O entendimento das propriedades cristalinas, por uma série de

razões, é importante, porque a anisotropia dos materiais cristalinos se reflete nas propriedades finas do produto.

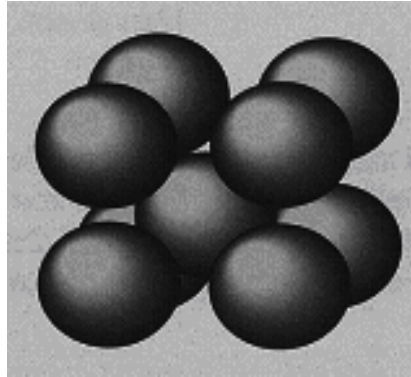


FIGURA 4.27 – Estrutura Cúbica de Corpo Centrado

Assim a textura cristalográfica deve ser considerada como um fator de projeto no caso de uma chapa fina, pois, uma orientação fortemente preferencial resultará numa anisotropia das propriedades mecânicas na chapa, o que pode resultar em respostas desiguais do material durante as operações de fabricação e conformação.

Normalmente, costuma-se descrever a textura cristalográfica através de índices de Miller. Descreve-se a textura das chapas como $(hkl) [uvw]$, significando que o plano (hkl) dos grãos é aproximadamente paralelo ao plano da chapa e à direção $[uvw]$ é aproximadamente coincidente com a direção de laminação.

Em seu trabalho, Raabe et alli ⁽²⁵⁾, nos mostra uma outra maneira de representar as texturas de laminação. Elas são freqüentemente representadas em termos “de fibras”.

Fibra α : $\langle 110 \rangle //$ direção de laminação

$\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 110 \rangle$

Fibra γ : $\{111\} //$ plano da chapa

$\{111\} \langle 112 \rangle$ e $\{111\} \langle 110 \rangle$

Fibra ϵ : $\langle 110 \rangle$ // direção transversal

$\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 111 \rangle$, $\{4411\}\langle 1118 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{001\}\langle 120 \rangle$

Fibra β : $\{111\}$ // próxima a direção normal ao plano da chapa

$\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$ e $\{557\}\langle 583 \rangle$

Em seu trabalho, Xu et alli ⁽²⁶⁾ mostram que medidas de figuras de polo e avaliação mecânica revelaram uma forte relação entre \bar{r} e a intensidade de componentes de textura $\{111\}$. Entretanto, uma certa aleatoriedade em relação às direções é desejável, para que se possa obter um baixo coeficiente de anisotropia planar, ΔR , pois valores elevados de ΔR favorecem o orelhamento. Neste aspecto, uma estrutura homogênea e tamanho de grão menores são desejáveis. Isto pode ser justificado da seguinte forma : quanto menor o tamanho de grão, maior o número de grãos e, como conseqüência, maior é a possibilidade de se obter orientações mais diversificadas. Geralmente o fator que favorece a formação de um grão fino recristalizado também favorece a formação de uma orientação essencialmente aleatória dos grãos recristalizados.

Em geral, a textura de deformação determina a textura de recristalização que, por sua vez, determina a textura de recristalização secundária. Normalmente, a nova textura é chamada textura produto. A textura existente em um metal policristalino é usualmente descrita por figuras de polo, obtidas por métodos de Difração de raios-x.

Na FIG. 4.28 mostra-se a representação esquemática das três principais texturas cristalográficas.

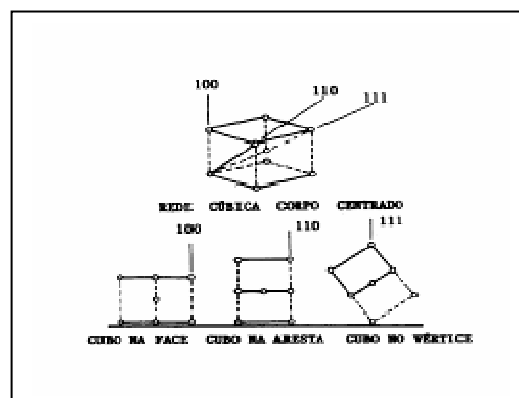


FIGURA 4.28 – Representação esquemática das três principais texturas cristalográficas.

4.5.2.1 – Texturas de laminação ⁽⁹⁾

Ao se laminar um material policristalino, este apresenta tendência para uma orientação cristalográfica preferencial, que depende dos sistemas de escorregamento disponíveis para a deformação. Outros fatores que podem ser importantes são a temperatura, quantidade de deformação e o tipo de textura existente antes da deformação. A textura torna-se mais pronunciada com o aumento da quantidade de deformação.

4.5.2.2 – Laminação a quente

Segundo Coelho ⁽²³⁾ as principais texturas presentes no material laminado a quente são $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$.

4.5.2.3 – Laminação a frio

Observa-se que uma textura definida se desenvolve, à partir de cerca de 50% de redução a frio. Se a chapa deformada é fina (espessura inferior a 1,0 mm), não há diferença significativa entre a textura da superfície e do centro da chapa. As texturas principais observadas em aços ferríticos segundo Coelho⁽²³⁾, são : (100)[001] cubo na face, (110)[011] cubo na aresta e (111)[112] cubo no vértice. Ainda de acordo com Coelho ⁽⁶⁾ a textura que prevalece no início da laminação a frio é uma textura fibra- α onde as principais componentes são $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$, que são as mesmas obtidas na laminação a quente, ou seja, o desenvolvimento da textura de laminação a frio depende da textura de laminação a quente inicial.

4.5.2.4 – Textura de recristalização ⁽²³⁾

Texturas de recristalização são obtidas por recozimento do metal deformado. O processo de recristalização pode ser entendido como sendo um realinhamento dos átomos, por difusão, através dos contornos de grão deformados, de tal forma que um arranjo atômico totalmente novo de cristais isento de deformação, cresce às custas dos cristais anteriormente deformados. A textura desenvolvida num metal trabalhado a frio, após recozimento, é diferente e mais acentuada que a existente no material deformado.

A presença de carbonetos de nióbio e de carbonitreto de titânio, os quais não se dissolvem durante a recristalização primária, influencia a formação da textura de recristalização.⁽¹¹⁾ Entre 700 e 800°C a textura de recristalização não é influenciada pela temperatura de recozimento, porque as partículas de $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ ainda não estão em solução. A textura de recozimento nesta faixa de temperatura está conseqüentemente muito mais fraca do que após a recristalização acima de 850°C.

Durante o recozimento entre 850 e 950°C, as partículas de $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ são dissolvidas e em ligas estabilizadas o processo de nucleação e movimentação dos contornos de grão é controlado pelos carbonitreto de titânio e nióbio. Estes precipitados estão aleatoriamente distribuídos na matriz e apenas um pequeno número deles estão nos contornos de grão.

Alguns dos grandes blocos de carbonitreto de titânio precipitam-se durante o lingotamento contínuo, enquanto partículas menores de nióbio e titânio são formadas durante o reaquecimento da placa ou durante a laminação a quente reversa inicial. Entretanto, essas partículas cobrem uma grande faixa de tamanhos.

A primeira questão acerca da presença de partículas é se sua influência sobre a nucleação ou sobre a movimentação do contorno de grão é decisiva para a formação das texturas de recristalização.

Durante o recozimento após a laminação a frio, a textura de recristalização depende dos sítios de nucleação para os grãos de ferrita recristalizados. Nucleação em contornos de grão deformados pré-existentes produz uma textura do tipo $\{100\}\langle 011\rangle$, enquanto a nucleação em bandas de deformação produz uma textura do tipo $\{110\}\langle 001\rangle$. Por outro lado, a recristalização através da nucleação associada à partículas de M_{23}C_6 , $\text{Nb}(\text{CN})$,

TiC ou TiN desenvolvem uma textura favorável à estampabilidade, $\{111\}\langle 112\rangle$. Isto ocorre devido ao seguinte fato : as regiões próximas às partículas parecem ser mais fortemente deformadas, sendo assim, oferecem sítios para a nucleação de grãos recristalizados com núcleos de orientações favoráveis à estampagem.

4.5.3 – Forma geométrica dos grãos

Coelho⁽²³⁾ discute o efeito da forma dos grãos sobre a textura. Geralmente a forma geométrica dos grãos recristalizados não é responsável pela anisotropia das propriedades mecânicas. Entretanto, observou-se que para os aço AISI 409 (11% de Cr) e AISI 409 (duplamente estabilizado), foi encontrado um maior valor de \bar{r} para estruturas de grãos equiaxiais, embora o autor não apresente justificativas para tal observação. Assim, traços microestruturais podem fornecer uma ajuda para prever o valor de \bar{r} e desse modo ajudar a prever a respeito da estampabilidade profunda.

4.5.4 – Tamanho de grão

Em muitos aços inoxidáveis ferríticos o crescimento de grão é rápido porque sua microestrutura é constituída de uma única fase. Devido à grande mobilidade atômica na estrutura ferrítica, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam mais rápido crescimento e mais baixa temperatura de crescimento de grão do que os aços inoxidáveis austeníticos. Os aços inoxidáveis ferríticos iniciam o crescimento de grão numa temperatura de aproximadamente 600°C, enquanto que os aços inoxidáveis austeníticos iniciam aproximadamente 900°C. A presença de austenita e partículas de segunda fase, tais como carbonitretos de titânio ou de nióbio, retardam o crescimento de grão e aumentam a temperatura de início de crescimento de grão.⁽¹⁰⁾

O refinamento do tamanho de grão da ferrita aumenta o escoamento plástico e o limite de resistência à tração de acordo com a relação de Hall-Petch, isto é, a resistência é uma função linear de $d^{-1/2}$, onde d é o diâmetro do grão. Contudo, o tamanho de grão da ferrita poderá não ser controlador, porque os grãos de ferrita de alto cromo contêm muitos subgrãos, os quais influenciam, por si mesmos, a resistência mecânica. Conseqüentemente, o escoamento plástico e o limite de resistência dependem do

tamanho de subgrão; por outro lado o contorno do subgrão não impede significativamente a propagação das trincas de clivagem, as propriedades de impacto são mais fortemente dependentes do tamanho de grão ferrítico propriamente dito. Certamente um grão grosseiro nestes aços é devido à sua natureza de não ser transformável e este é o seu principal problema.⁽¹⁰⁾

Coelho⁽²³⁾ mostra que uma estrutura homogênea e refinada dos grãos mostrou-se eficaz na eliminação do orelhamento, que é função do Δr . Embora intensidades elevadas de componentes $\{111\}$ sejam essenciais para um elevado valor de \bar{r} , uma certa aleatoriedade em relação às direções é desejável para se obter um Δr próximo de zero. Sendo o tamanho de grão um fator que torna a textura mais aleatória (quanto menor o tamanho de grão, maior será o número de grãos, maior a probabilidade de se obter grãos com diversas orientações), então este parâmetro tem grande influência no valor de Δr .

4.5.5 – Influência da redução a frio

Coelho⁽²³⁾ mostrou que a redução a frio é o principal fator a influenciar no desenvolvimento de uma textura própria capaz de elevar o valor de \bar{r} de aços AISI 430 para níveis tão bons quanto 1,6.

Para os aços inoxidáveis ferríticos AISI 409 (11% de Cr) , duplamente estabilizado (com Ti e Nb) e AISI 439 (com 17% de Cr), o \bar{r} aumenta com o aumento da deformação a frio superior a 87% de deformação. Além disso, os resultados dessa investigação também indicam que com deformação a frio maiores que 80%, a intensidade das componentes $\{111\}$ aumenta depois do recozimento.

4.5.6 – Efeito de Solução Sólida⁽¹⁰⁾

Os efeitos do endurecimento por solução sólida nos aços inoxidáveis completamente ferríticos são similares aos dos aços de baixo carbono, mas quando há alguma austenita ou martensita na estrutura, os efeitos também dependem da natureza dos elementos de liga. Os elementos formadores de austenita aumentam rapidamente a resistência

mecânica pelo aumento da quantidade de austenita, que, subseqüentemente, se transforma em martensita.

Os elementos formadores de ferrita, contudo, primeiramente reduzem a resistência pela diminuição da quantidade de austenita, e somente quando a estrutura é puramente ferrítica, o endurecimento normal por solução sólida se torna evidente. O uso de muitos solutos para endurecimento por solução sólida, tais como molibdênio, é restringido pela possibilidade de fragilização por formação das fases chi e/ou sigma. Solutos substitucionais também aumentam a temperatura de transição ao impacto, mas elementos como titânio ou nióbio podem inicialmente ter um efeito benéfico pelo abaixamento da quantidade de solutos intersticiais dissolvidos (FIG. 4.29), seguido por um efeito prejudicial em teores mais altos.

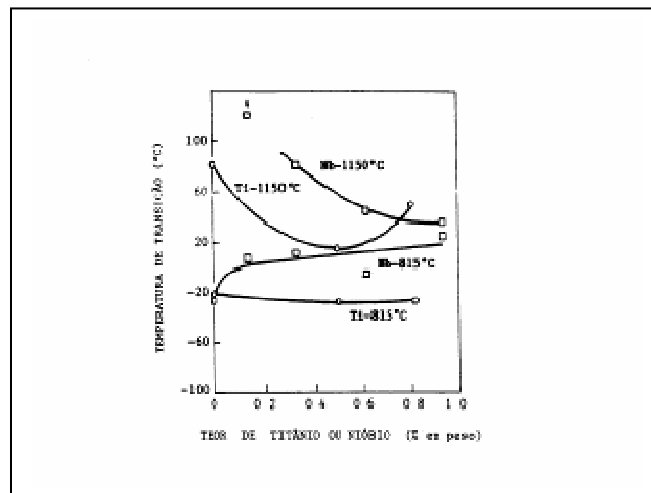


FIGURA 4.29 – Efeito dos elementos nióbio e titânio sobre a temperatura de transição ao impacto do aço inoxidável ferrítico tipo 434.⁽¹⁰⁾

Os solutos intersticiais (C e N), aumentam a resistência mecânica e seus efeitos parecem ser uma função linear da concentração. O nitrogênio parece mais efetivo do que o carbono, devido à sua menor solubilidade. Solutos intersticiais são particularmente prejudiciais no que se refere à elevação da temperatura de transição ao impacto. Contudo, quando em combinação com elementos com os quais formam nitretos ou carbonetos estáveis, o carbono e nitrogênio podem ser benéficos em termos de formação de partículas que retardam o crescimento dos grãos e assim melhoram a tenacidade.

4.5.7 – Recristalização ⁽¹⁰⁾

A deformação plástica realizada a frio em um metal é acompanhada por um aumento da densidade de deslocações, pelo aumento do número de defeitos pontuais e por um alongamento dos grãos no sentido da deformação. O endurecimento do metal por deformação é causado pela interação das deslocações entre si e com os defeitos pontuais, que impede a livre movimentação das deslocações no reticulado cristalino. Isto leva a um aumento da tensão de fluxo com o aumento da deformação plástica.

O recozimento de um metal deformado é associado à liberação da energia armazenada neste metal. Neste estado de máxima liberação de energia ocorre o crescimento de um arranjo totalmente novo de cristais isentos de deformação, que crescem às custas dos cristais anteriormente deformados. Este processo pode ser entendido como um realinhamento dos átomos dentro dos cristais, que leva a um abaixamento da energia livre.

A recuperação e a recristalização são os mecanismos considerados como os responsáveis pela restauração parcial ou total das propriedades mecânicas de um metal deformado a frio. Estes mecanismos operam quando o metal é submetido a um tratamento de recozimento a uma temperatura elevada, da ordem da metade da temperatura absoluta de fusão, durante um certo tempo.

A recuperação é caracterizada pela remoção do excesso de defeitos pontuais, com a simultânea redução da densidade de deslocações, principalmente pela mudança em seu arranjo.

Um outro processo de recuperação é a poligonização. É usual chamar-se os contornos de pequeno ângulo, como os gerados pela poligonização, de “subcontornos” e os cristais que eles separam de subgrãos. O tamanho, a forma e o arranjo dos subgrãos constituem a subestrutura de um metal. A diferença entre os conceitos de grãos e subgrãos é que os subgrãos estão localizados dentro dos grãos.

A recuperação ocorre normalmente devido a dois processos: pelo escorregamento cruzado e pela escalada das deslocações. Isto leva os metais de baixa energia de falha

de empilhamento a uma recuperação pobre, devido à dificuldade que as deslocações dissociadas apresentam para escalar ou efetuar o escorregamento cruzado. Nos metais com alta energia de falha de empilhamento a recuperação inicia-se nas paredes das células, estrutura que se forma no interior dos grãos durante a deformação, onde é alta a densidade de deslocações. À medida que a recuperação continua, as células crescem em diâmetro e a densidade média das deslocações diminui.

Nos metais com baixa energia de falha de empilhamento, as deslocações não formam células durante a deformação, mas arranjos planares de alta energia, que constituem uma importante força motriz para a recristalização. Este processo é caracterizado pela formação e crescimento de novos grãos, os quais têm uma densidade de deslocações menor que o material deformado. A nucleação se dá a partir da coalescência de subgrãos, após a recuperação nos metais com alta energia de falha de empilhamento e, diretamente, nos arranjos planares com alta desorientação, nos metais de baixa energia de falha de empilhamento. A diferença de densidade de deslocações entre o interior do núcleo e do material deformado nas vizinhanças constitui a força motriz para o crescimento de grão.

O fenômeno de recristalização do material é afetado por importantes variáveis tais como: quantidade de pré-deformação, temperatura, tempo, tamanho de grão inicial, composição e grau de recuperação ou poligonização anterior ao início da recristalização. As relações destas variáveis com o processo de recristalização podem ser assim resumida:

- a) É necessário uma quantidade mínima de deformação para provocar a recristalização.
- b) Quanto menor o grau de deformação, maior a temperatura necessária para provocar a recristalização.
- c) Aumentando-se a temperatura de recozimento, diminui-se o tempo para recristalização. De qualquer modo, pela equação 4.16 de Arrhenius, onde t é o tempo necessário para recuperar uma dada fração limite de escoamento total, Q a energia de ativação, R a constante universal de gases, T a temperatura absoluta e A uma constante, pode-se verificar que a temperatura é mais eficiente do que o tempo.

Dobrar o tempo de recozimento equivale aproximadamente a aumentar a temperatura de recozimento em 10°C.

$$1/t = A e^{-Q/RT} \quad (4.17)$$

- d) O tamanho de grão final depende fortemente do grau de deformação e, em menor escala, da temperatura de recozimento. Quanto maior o grau de deformação, menor a temperatura para recristalização e menor é o tamanho de grão recristalizado.
- e) Quanto maior o tamanho do grão original, maior a quantidade de trabalho a frio necessário para se ter uma temperatura de recristalização equivalente.
- f) A temperatura de recristalização diminui com o aumento da pureza do metal. Adições de elementos de liga que formam uma solução sólida sempre aumentam a temperatura de recristalização do metal solvente.
- g) A quantidade de deformação necessária para produzir um determinado grau de recristalização aumenta com o aumento da temperatura de trabalho.

Para uma dada redução da seção transversal, diferentes processos de conformação, tais como laminação, estampagem, etc., produzem graus de deformações efetivas diferentes. Por esta razão, comportamentos idênticos de recristalização não podem ser obtidos.

4.5.8 – Adição de elemento estabilizante ⁽²⁷⁾

Tanto baixos coeficientes de anisotropia normal médio, \bar{r} , quanto a formação de estriamento na superfície de chapas de aços inoxidável ferrítico, durante operações de conformação a frio, tem sido correlacionadas com o desenvolvimento de texturas desfavoráveis durante a laminação a quente e com o aspecto da microestrutura após recozimento da bobina. O processo de laminação a quente controlado do aço AISI 430 contendo adições de alumínio e nióbio é uma das formas de se obter textura e

microestrutura adequadas para se produzir chapas de boa conformabilidade com ausência de estrias.

O Nióbio assim como o alumínio (e outros elementos estabilizantes) inibem a recristalização durante a laminação a quente, através de precipitação de Nb(CN) ou AlN, produzindo estruturas nas bobinas a quente com alta energia de deformação. Este material, após o recozimento contínuo, apresenta uma microestrutura ferrítica homogênea e refinada. A ausência de martensita, o refino e a homogeneidade estrutural são as condições que levam à melhoria de estampabilidade e da qualidade superficial do aço após a laminação a frio. A martensita, quando se forma, apresenta-se como um filme nos contornos de grão da ferrita; sendo ela uma fase dura e frágil, sua presença fragiliza o material, acarretando perda de ductilidade e piores características para a estampabilidade.

Vários fatores levaram a ACESITA a optar pela utilização de nióbio, entre eles :

- ✓ Alto rendimento, facilidade de adição e acerto da faixa química objetiva na Aciaria;
- ✓ Não introdução de imperfeições nas placas durante o lingotamento contínuo;
- ✓ Boa ductilidade na laminação a frio;
- ✓ Abundância do elemento químico no Brasil.

O estabelecimento do balanceamento químico levou em consideração a necessidade de se ter o aço estabilizado, ou seja, com Nb em quantidade apenas a necessária para se remover todo o carbono em solução sólida, eliminando-se o risco de sensitização após o recozimento contínuo em temperaturas superiores a 925°C. Por outro lado, não haveria quantidade excessiva de Nb que fragilizasse o aço, causando dificuldade de fabricação. A composição química deste aço deriva do aço AISI 430 comum ao qual é adicionado até 1% de nióbio.

5 – METODOLOGIA

Neste capítulo são apresentados os procedimentos que serão adotados na realização do trabalho de pesquisa proposto.

Todas as análises foram realizadas em amostras de bobinas laminadas a frio, recozidas e decapadas quimicamente, ou seja, no seu estado final de processamento na ACESITA.

5.1 – Materiais

Os materiais utilizados nesta pesquisa foram chapas aços inoxidáveis designados na nomenclatura AISI como tipo 430 estabilizado ao nióbio na espessura de 0,60 mm.

As amostras foram obtidas a partir de material produzido pela ACESITA no acabamento superficial 2B , cuja descrição encontram-se no item 4.1.6 da revisão bibliográfica.

5.2 – Rota de fabricação

Foram utilizadas duas rotas de fabricação : via redução direta na laminação a frio e via rota alternativa, ou seja, via redução intermediária. Ambas são detalhadas na FIG. 5.1.

5.3 – Caracterização química

A análise química dos materiais escolhidos foi realizada usando-se técnicas instrumentais no Laboratório de Análises Química da ACESITA.

5.4 – Caracterização estrutural

A microestrutura será analisada do ponto de vista do tamanho de grão e da micropureza. Foi utilizado um analisador de imagens (Fabricante – Leco), composto de um microscópio LEITZ DMRXE e o “software” de análise IA3001, do Centro de Pesquisa da ACESITA.

5.5 – Caracterização mecânica

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de tração do Centro de Pesquisa da ACESITA, marca INSTRON, modelo 5583, com capacidade de 15 toneladas. Foram obtidos valores de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento (uniforme e não uniforme), limite de ruptura nas três direções, ou seja, direção de laminação, 45° com a direção de laminação e 90° com a direção de laminação.

Para determinação da dureza foi utilizado o durômetro do Centro de Pesquisas da

ACESITA S.A., marca INSTRON WOLPERT, modelo Testor 930. Foram realizadas 3 medições por unidade metálica.

5.6 – Determinação do estriamento

A determinação do nível de estriamento foi realizada através do ensaio de tração com deformação de 17% do corpo de prova. Após a deformação o corpo de prova foi submetido a uma inspeção visual e comparado com padrões ACESITA pré-determinados, variando de níveis de 0 a 3, sendo que o padrão nº 3 é o pior. Foram realizadas 3 medições por unidade metálica.

5.7 – Ensaios simulados

Foram realizados os ensaios Swift fundo plano e fundo semi-esférico, de acordo com as características possíveis de estudo em cada teste, como se segue:

- ✓ No primeiro, avaliou-se o comportamento do aço em embutimento puro, através do método de ensaios Swift com fundo plano.
- ✓ No segundo, avaliou-se simultaneamente o comportamento do aço em embutimento e estiramento, através do método de ensaios Swift com fundo semi-esférico.

Os ensaios Swift com fundo plano foram realizados com o punção de 33 mm, enquanto que para a realização do Ensaio Swift com fundo semi-esférico foi utilizado um punção de 32 mm. Ambos os ensaios foram realizados com uma velocidade de deslocamento de 600 mm/min e a temperatura constante. Utilizou-se lubrificação de graxa de bissulfeto de molibdênio (Molikote), com cargas de prensa chapas constantes, variando entre 5 e 6 KN.

Ambos os ensaios foram realizados em cinco amostras por unidade metálica. Com base no diâmetro do último esboço estampado sem fratura e no diâmetro no punção utilizado, calculou-se a relação LDRn

Os ensaios simulados foram realizados em uma máquina de fabricação Erichsen, modelo 142/40, acoplada a um computador, existente no Centro de Pesquisa da ACESITA.

5.8 – Caracterização da textura cristalográfica

A técnica de difração de raios-x foi utilizada para determinação da textura de ambos os materiais após a laminação de encruamento. As análises foram realizadas tanto na superfície como no meio da espessura das chapas. As amostras foram lixadas até a grana 800 e atacadas numa solução de 12% de HNO₃, 3% de HF a temperatura de 55°C. As análises foram realizadas em um difratômetro X'Pert PRO MPD da marca Philips, equipado com um goniômetro Theta-Theta de alta performance e berço de textura ATC-3 Prefix, instalado no Laboratório de Métodos Físicos do Centro de Pesquisas da Acesita, como radiação de Co K α 1 ($\lambda=1,79021$).

5.9 – Levantamento da Curva Limite de Conformação

O ensaio Nakazima foi realizado a temperatura constante utilizando uma máquina de fabricação Erichsen, modelo 142/40, acoplada a um computador, existente no Centro de Pesquisa da ACESITA. Este ensaio consiste na estampagem de blanque com comprimento fixo de 200 mm (sentido de laminação) e largura variando de 40mm até 200mm (de 20 em 20 mm), que tiveram a marcação eletrolítica com uma malha quadrada de 5 mm. A lubrificação foi aplicada em toda superfície de contato blanque/punção.

Foram utilizadas réplicas (re-amostragem) para cada geometria de blanque.

Os ensaios foram realizados com velocidade de 20 mm/min, controlando a carga de prensa-chapas em 140 KN.

Os ensaios foram realizados até o início da estrição, com a detecção automática da prensa, onde foram registrados a altura máxima do blanque estampado e a carga máxima obtida.

É importante mencionar que o blanque com 80 mm de largura apresentou ruptura prematura na região do prensa-chapas, e várias alternativas foram utilizadas com a

finalidade de buscar a estrição em área útil da peça, porém nenhuma atingiu o objetivo. Assim as curvas apresentadas na FIG. 6.38 e 6.39 foram obtidas com blanques de largura de 40 à 200 mm (de 20 em 20 mm), exceto o de 80 mm de largura.

Após os ensaios de prensa, foram realizadas as medições para cada geometria (40 a 200mm), utilizando o software ASAME, sendo que a região de análise compreendeu um retângulo formado por 36 elementos (6x6) distribuídos de modo a centralizar a região da estrição. Os valores de deformação ϵ_1 max, ϵ_2 correspondem a ϵ_1 max, ϵ_3 corresponde a ϵ_1 max, ϵ_2 mínimo, e ϵ_3 mínimo foram medidos, enquanto que os valores de ϵ_1 , ϵ_2 e ϵ_3 médios foram calculados.

5.10 – Teste de campo

Para realização dos testes de estampagem foi utilizado uma prensa-hidráulica de duplo efeito com capacidade de 600 toneladas da empresa FORMINOX, sendo obtidos cubas de 110 mm de profundidade. Visando caracterizar o comportamento dos aços envolvidos a força de prensa-chapas foi utilizada como fator de diferenciação, sendo iniciado o processo de conformação para ambos com uma pressão de 35 bar e levados até a máxima pressão antes da ruptura.

Para todos os ensaios realizados, exceto os de caracterização química e estrutural, os dados foram trabalhados e apresentados na forma de gráficos de tendência. No apêndice VIII pode-se verificar a tratativa estatística realizada através do software MiniTab para os mesmos dados apresentados na forma de gráficos de tendência.

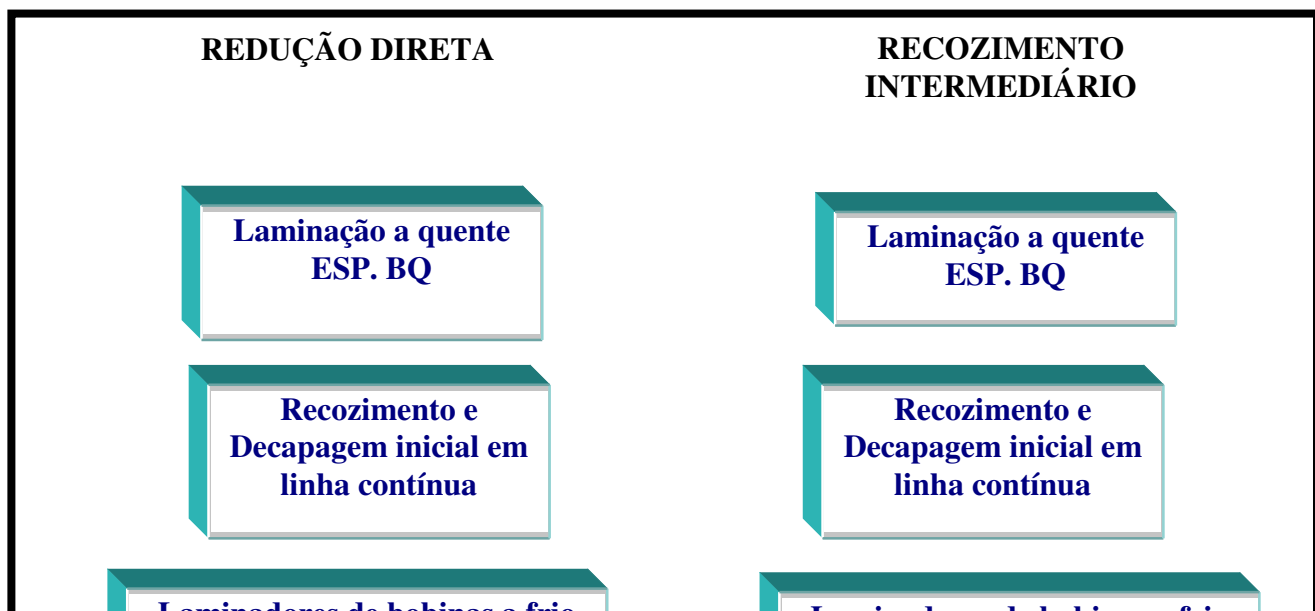


FIGURA 5.1 – Fluxograma de processo do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio, 430E, via redução direta e via recozimento intermediário.

**Recozimento e Decapagem
intermediária em linha
contínua**

FIGURA 5.1 – Fluxograma de processo do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio, AISI 430E, via redução direta e via recozimento intermediário.

6.1– Caracterização Química

A composição química dos aços não é modificada durante o processo de laminação a frio, nem nas posteriores fases de acabamento superficial. Entretanto, é uma das características mais importantes, pois afeta seu desempenho quanto às propriedades mecânicas, resistência á corrosão e etc. Na TAB. VI.1 mostra-se os resultados das análises químicas dos aços estudados.

TAB. VI.1 – Composições químicas das chapas do aço ACE P430E produzido via redução direta e via recozimento intermediário.

	Redução Direta			Recozimento Intermediário		
	305335B	307267E	308590I	306119I	306130F	308160A
C (%)	0,009	0,016	0,019	0,014	0,012	0,006
Cr (%)	16,06	16,07	16,22	16,23	16,19	16,35
Nb (%)	0,43	0,35	0,38	0,33	0,31	0,33
N2 (PPM)	305	197	184	210	194	190
C+N2 (PPM)	395	357	374	350	314	250

Analisando os dados da TAB. VI.1 nota-se que todas as unidades metálicas escolhidas para realização da parte experimental deste trabalho apresentam composição química típica do aço 430E.

6.2– Caracterização Micro-Estrutural

O tamanho de grão e a quantidade de impurezas contidas no material possuem grande influência sobre suas propriedades mecânicas, que por sua vez, influenciam nas condições de estampagem. Torna-se importante então, conhecer esta propriedade. As análises de micropureza podem ser vistas nas FIG. 6.1 e 6.2. Já nas FIG. 6.3 e 6.4 podem ser vistas as microestruturas dos aços produzidos tanto via redução direta como via recozimento intermediário. Na FIG. 6.5 estão apresentados através de gráficos de tendência os valores médios de tamanho de grão e seu respectivos desvios padrão.



a



b



c

FIGURA 6.1 – Micropureza do inoxidável ferrítico estabilizado ao níbio produzido via redução direta.

(a) 305335B (b) 307267E (c) 308590I



a



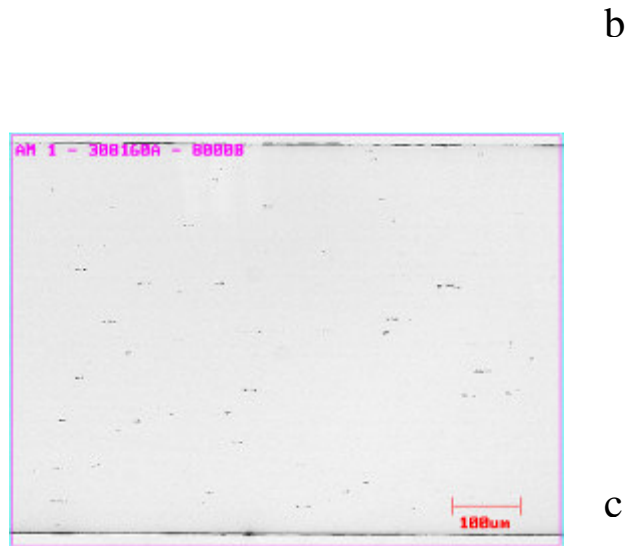


FIGURA 6.2 – Micropureza do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário.

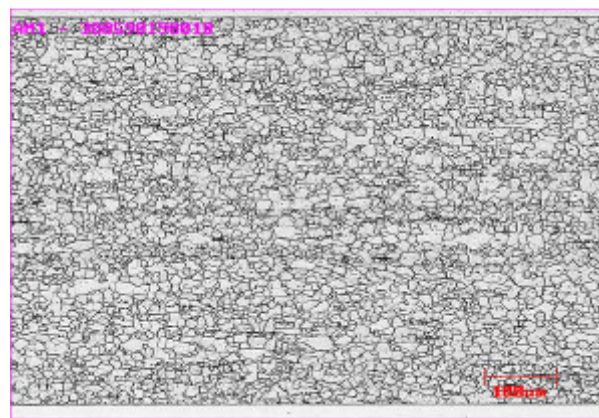
(a) 306119I (b) 306130F (c) 308160A

Após análise das FIG. 6.1 e FIG. 6.2 pode-se verificar que tanto os materiais processados via redução direta como via recozimento intermediário possuem visualmente as mesmas quantidades de impurezas.





b



c

FIGURA 6.3 – Estrutura metalográfica do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via redução direta com ataque Vilela.

(a) 305335B (b) 307267E (c) 308590I



a





FIGURA 6.4 – Estrutura metalográfica do inoxidável ferrítico estabilizado ao níbio produzido via recozimento intermediário com ataque Vilela.

(a) 306119I (b) 306130F (c) 308160A

Analisando as FIG. 6.3 e FIG.6.4 nota-se que a rota de fabricação não afetou a estrutura metalográfica dos materiais.

Vale ressaltar que para análise do tamanho de grão o ataque não permitiu visualizar a estrutura de grãos desejável, prejudicando o funcionamento do software IA3001, sendo necessário utilizar outro método para determinação do tamanho de grão. O método escolhido e utilizado foi o de interceptos, sendo realizadas 3 medições por amostragem. Os resultados estão expostos na FIG. 6.5. No APÊNDICE I pode-se verificar todos os resultados coletados.

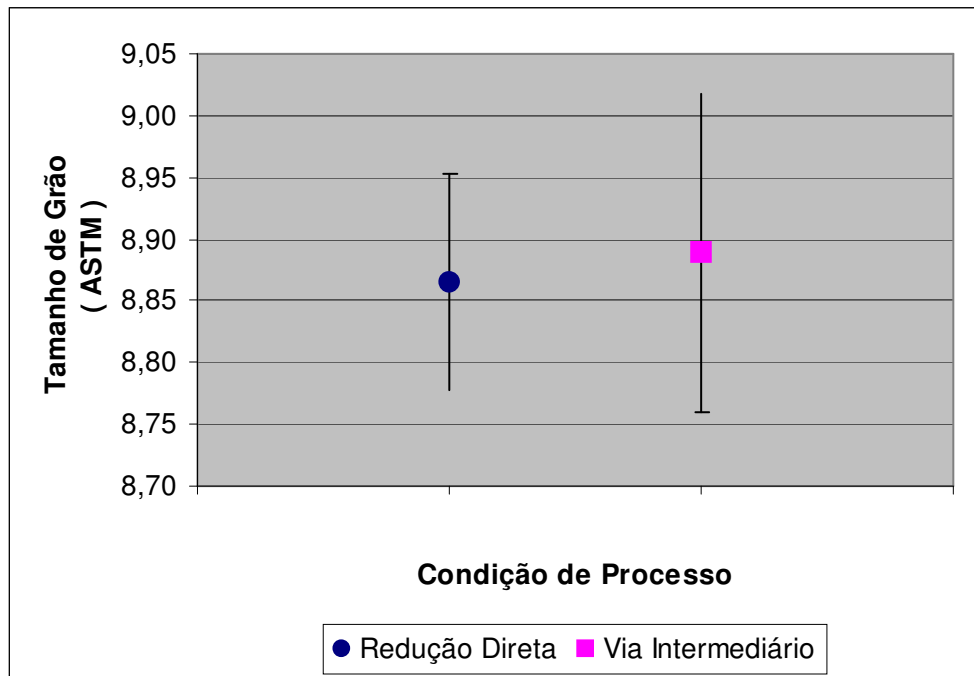


FIGURA 6.5 – Tamanho de Grão ASTM-E112-96

Analisando a FIG. 6.5 nota-se que a rota de fabricação não afetou o tamanho de grão final dos materiais.

6.3– Caracterização Mecânica

Quando um material é conformado em prensa, a influência de suas propriedades mecânicas nos parâmetros e variáveis do próprio processo depende do tipo de conformação. Assim, algumas propriedades tem um comportamento mais pronunciado, em um determinado tipo de conformação e um efeito menor ou mesmo nulo, em outro. Por exemplo, o valor de coeficiente de encruamento, tem uma nítida influência no

estiramento, sendo menos pronunciado na estampagem profunda, onde o coeficiente de anisotropia normal tem grande efeito.

Os resultados podem ser vistos nas FIG. 6.6, 6.7, 6.8, 6.9 e 6.10, com seus respectivos valores de incerteza.

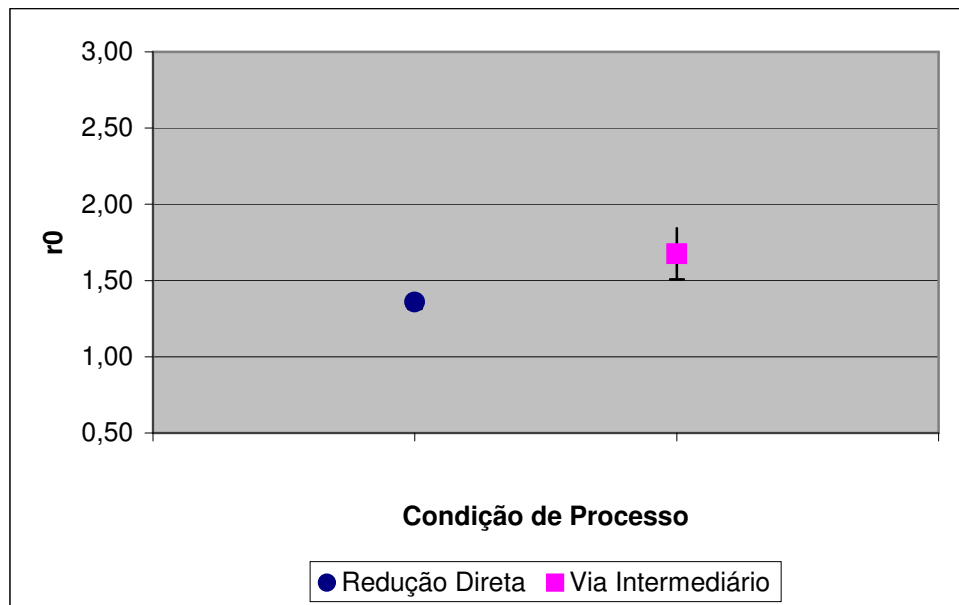


FIGURA 6.6 – Coeficiente de Anisotropia (r_0)

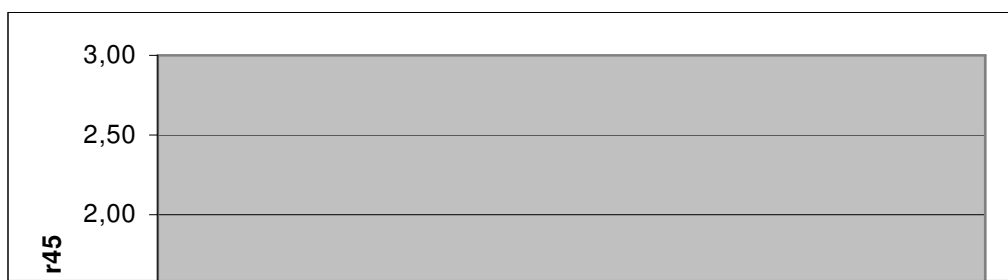


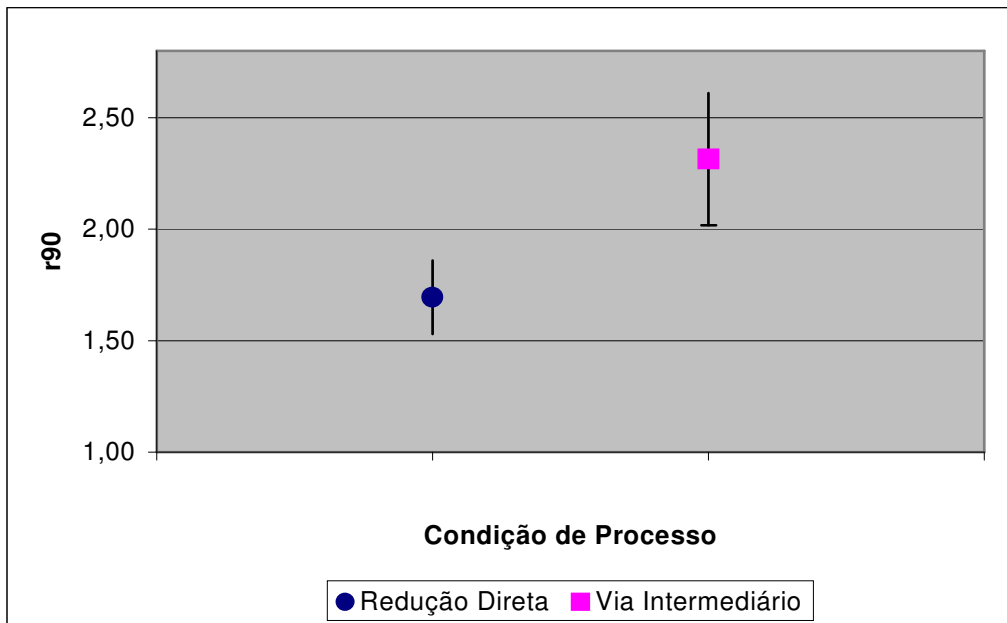
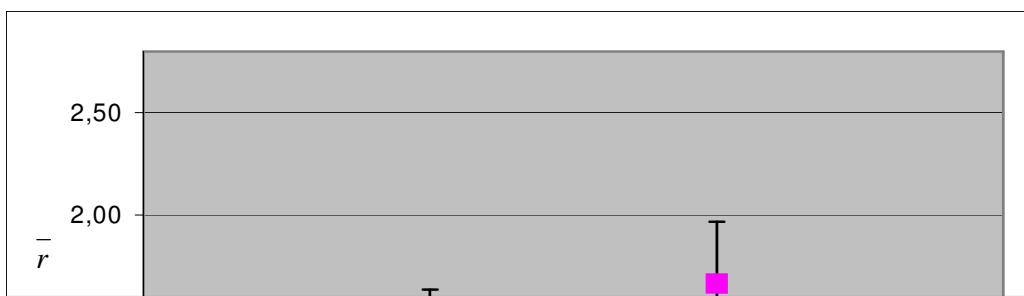
FIGURA 6.7 – Coeficiente de Anisotropia (r_{45})FIGURA 6.8 – Coeficiente de Anisotropia (r_{90})

FIGURA 6.9 – Coeficiente de Anisotropia Normal (\bar{r})

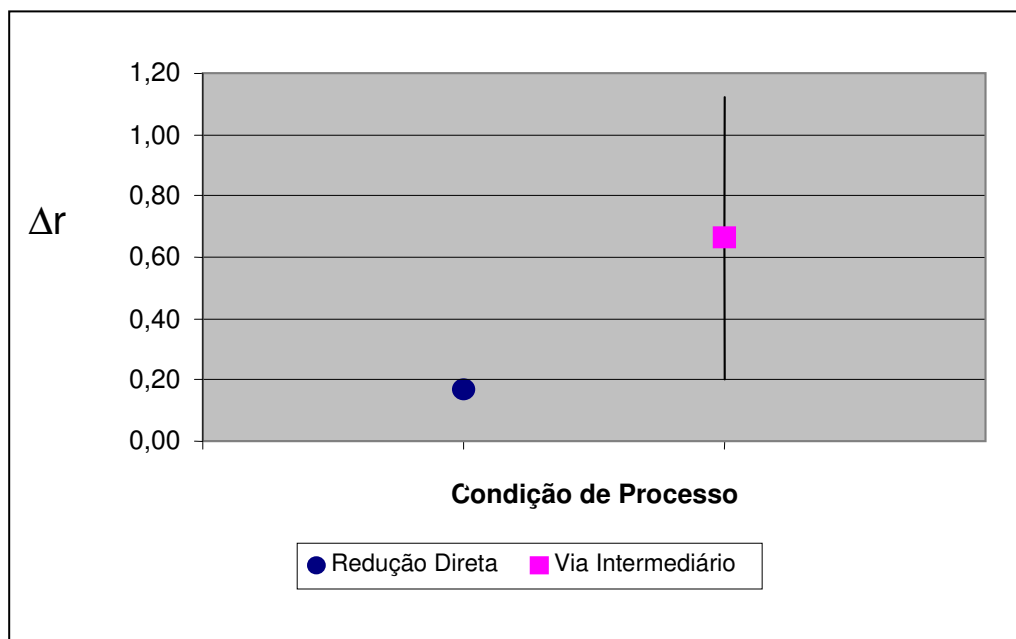


FIGURA 6.10 – Coeficiente de Anisotropia Planar (Δr)

Analisando a FIG. 6.9 nota-se que o aço produzido via recozimento intermediário possui uma maior tendência de alcançar valores de \bar{r} mais elevados quando comparado com

aço produzido via redução direta, fato que o caracteriza para melhores resultados de estampagem. Esta maior tendência de atingir valores superior de \bar{r} se deve principalmente aos valores de r_0 e r_{90} (FIG. 6.6 e 6.8) que são superiores nos materiais produzidos via recozimento intermediário. Outra importante característica que pode-se retirar analisando a FIG. 6.10 é a maior tendência de orelhamento do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário.

Nas FIG. 6.11, 6.12, 6.13 e 6.14 mostra-se a tendência das demais propriedades mecânicas avaliadas.

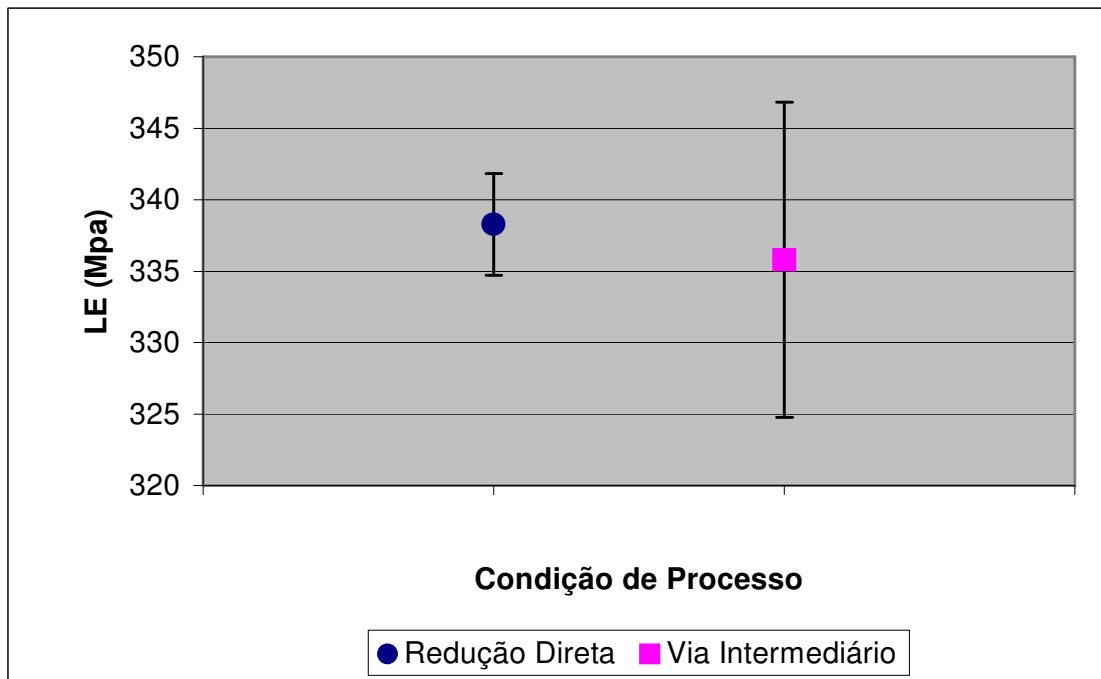


FIGURA 6.11 – Limite de Escoamento

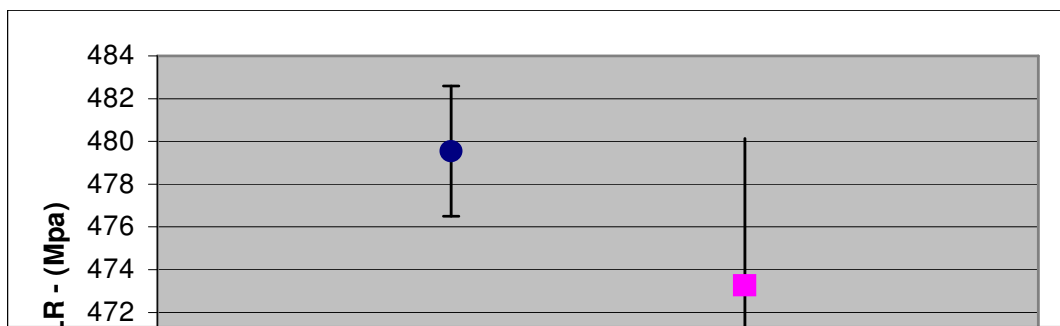


FIGURA 6.12 – Limite de Resistência

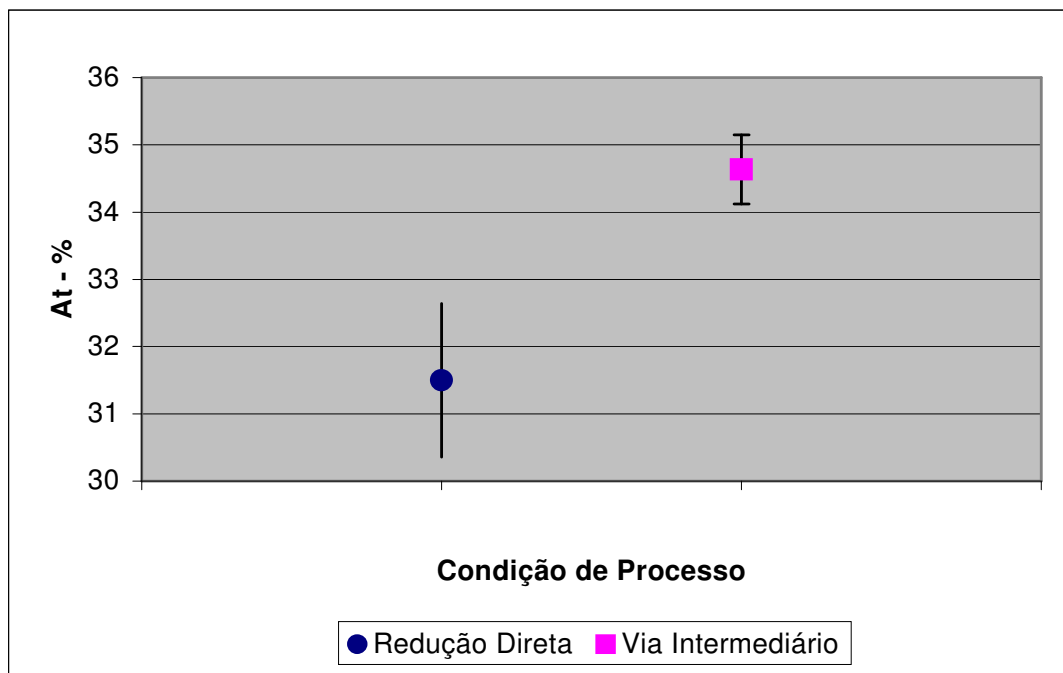


FIGURA 6.13 – Alongamento Total

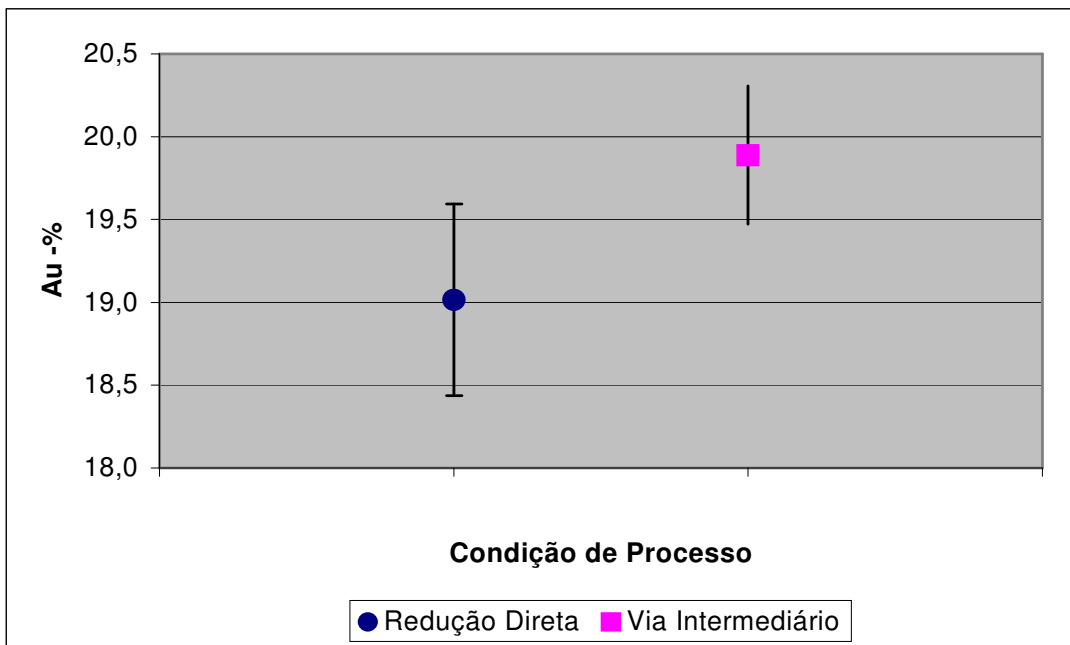


FIGURA 6.14 – Alongamento Uniforme

Analisando a FIG. 6.11 nota-se que o limite de escoamento dos materiais ensaiados foi pouco afetado pela rota de fabricação. Já o limite de resistência dos materiais processado via recozimento intermediário ficou abaixo do valor dos materiais processados via redução direta. Também pode ser visto na FIG. 6.12 a maior amplitude dos resultados obtidos para os materiais processados via recozimento intermediário. A TAB. VI.2 mostra o valor de limite de resistência de cada uma das amostras ensaiadas.

TAB. VI.2 – Limite de resistência (σ_r)

	Redução Direta			Recozimento Intermediário		
	Corrida Aciaria			Corrida Aciaria		
	305335B	307267E	308590I	306119I	306130F	308160A
LR (MPa)	486	476,9	476,1	467,6	468,1	484,2
Tamanho de Grão (ASTM)	8,7	8,7	9,0	8,7	8,9	9,0
ΔNb ($\Delta Nb = Nb - 7,7 (C+N)$)	0,13	0,07	0,09	0,06	0,07	0,14

Analisando os dados da TAB. VI.2 nota-se que quanto maior o valor de ΔNb encontrado maior é o limite de resistência; isto deve-se à maior quantidade de nióbio em solução sólida. Já os resultados de tamanho de grão não variam de forma a explicar os resultados de limite de resistência.

Em relação ao alongamento total e alongamento uniforme pode ser visto nas FIG. 6.13 e 6.14 que os materiais apresentaram comportamento totalmente diferentes, sendo que os processados via recozimento intermediário possuem valores mais propícios para processos de estampagem. Este maior alongamento supõem-se à sua melhor recristalização que é proveniente de duas etapas de recozimento. Além disso, o recozimento intermediário melhora a distribuição e dissolução do nióbio encontrado em solução sólida e na forma de Nb (C,N), o que implicará em uma estrutura mais homogênea e refinada.

Em uma operação de conformação por estampagem, a dureza da chapa metálica pode apresentar influencia em sua estampabilidade. Na FIG. 6.15 mostra-se a tendência de dureza dos materiais produzidos tanto via redução direta como via recozimento intermediário, com suas respectivas incertezas.

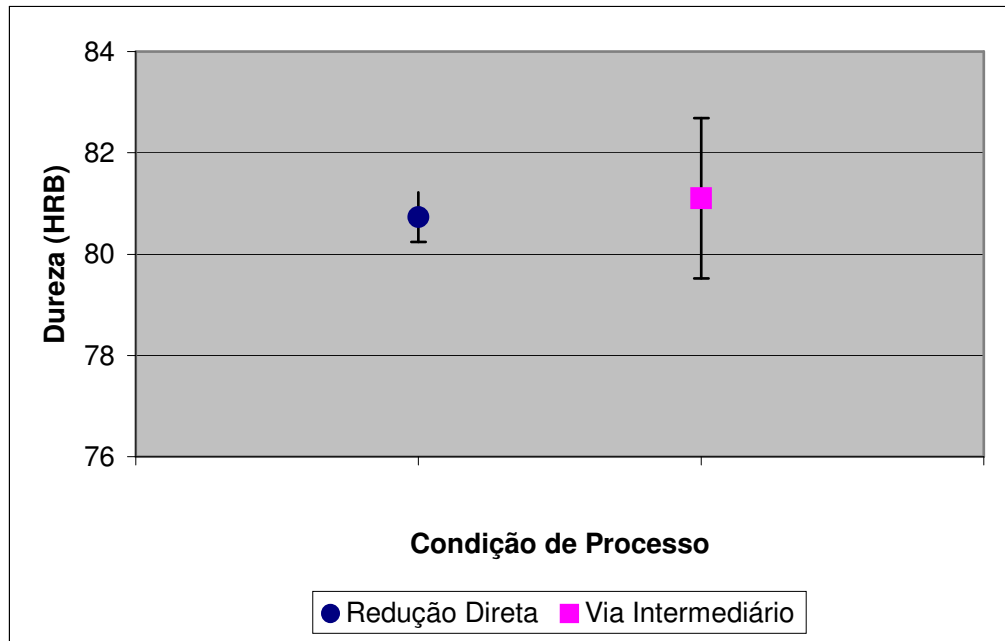


FIGURA 6.15 – Dureza

Analisando a FIG. 6.15 nota-se que a dureza dos materiais não foram afetadas pela rota de fabricação.

No APÊNDICE II listam-se todos os dados de propriedades mecânicas coletados.

6.4 - Determinação do estriamento

Na FIG 6.16 mostra-se a tendência de estriamento dos materiais produzidos tanto via redução direta como via recozimento intermediário.

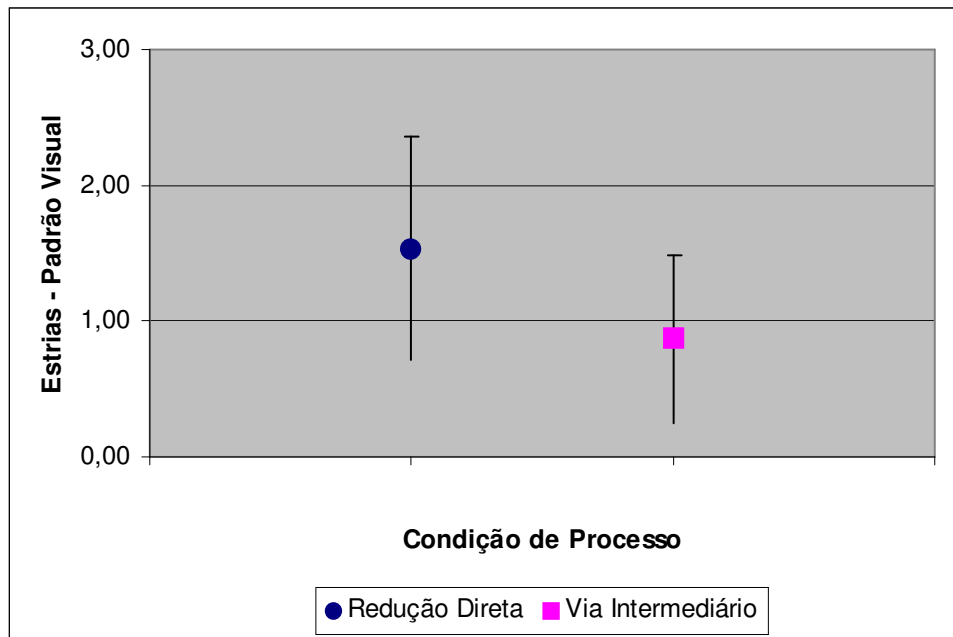


FIGURA 6.16 – Estrias (Padrão Visual)

Após análise dos dados contidos na FIG. VI.6 concluí-se que a rota de fabricação do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio via recozimento intermediário possibilita uma maior tendência de obtenção de materiais com menores níveis de estriamento. Conforme exposto no item 4.1.4.1 da revisão bibliográfica, **Mecanismo de formação de estrias**, o fenômeno tem sido associado à distribuição de carbonetos, tamanho, forma e distribuição dos grãos. Como pode ser visto nos itens expostos acima, não foi encontrado nenhuma variável que explicasse a diferença entre os níveis de estriamento. Contudo será analisado posteriormente a influência da rota de fabricação na textura cristalográfica dos materiais, outro item que tem sido associado à formação de estrias.

6.5– Caracterização da textura cristalográfica

As principais texturas cristalográficas encontradas podem ser vistas na FIG. 6.17 6.18. Já no APÊNDICE III pode-se verificar todas as figuras de pólo e ODF's obtidas.

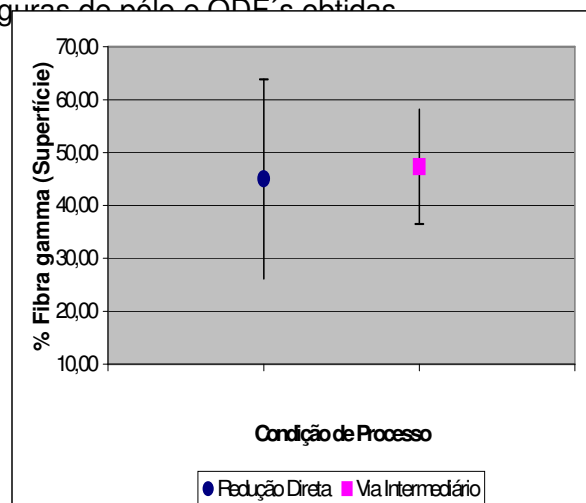
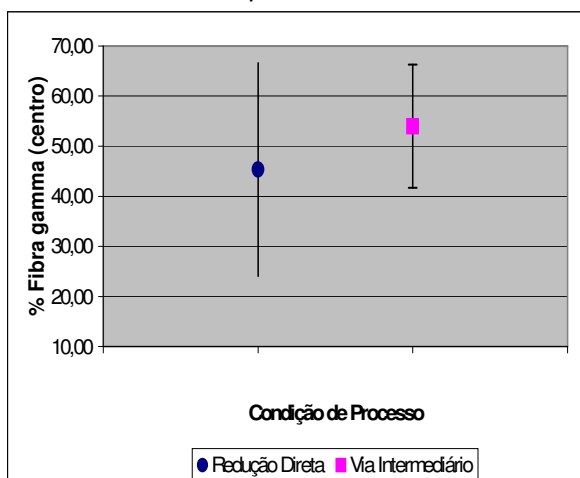
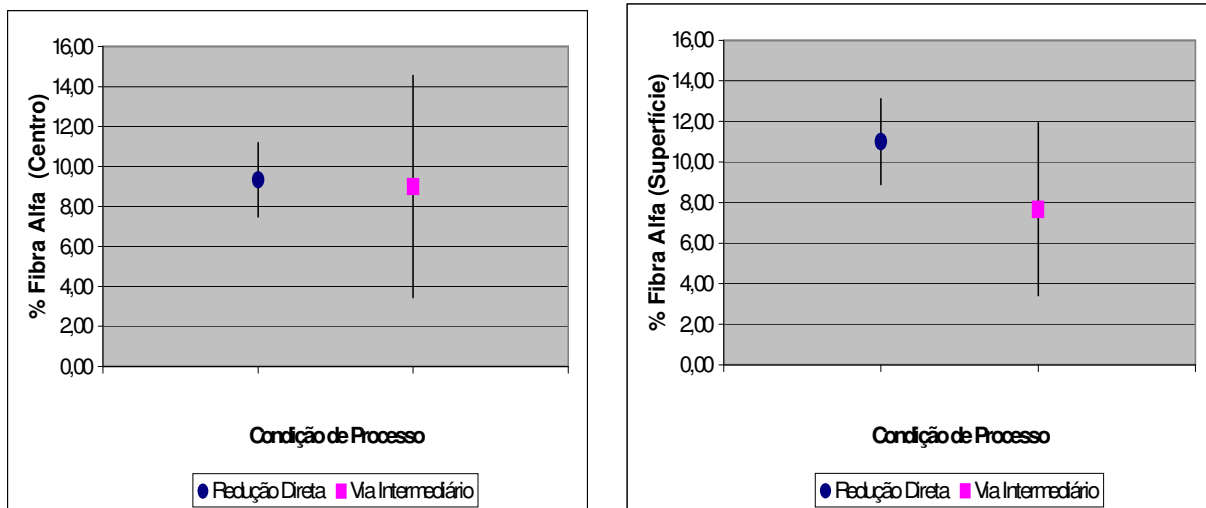


FIGURA 6.17 – Fração Volumétrica de Fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$).FIGURA 6.18 - Fração Volumétrica de Fibra α ($\langle 110 \rangle // DL$).

Nota-se que a rota de fabricação do aço 430E via recozimento intermediário possui uma textura mais favorável para processo de estampagem, tendo a fibra γ (componentes $\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$ principalmente) em maior fração volumétrica. Nota-se também que estas componentes nos materiais processados via redução direta possuem maior fração volumétrica na superfície, enquanto que nos materiais processados via recozimento intermediário esta maior fração volumétrica se encontra no centro da espessura, sendo normalmente este local o de maior representatividade para definir o comportamento do material. Outro aspecto muito importante para explicar o melhor comportamento em estampagem do aço 430E produzido via recozimento intermediário é a menor fração volumétrica encontrada das texturas tipo α (FIG.6.18). Entretanto, o material produzido via redução direta possui uma maior dispersão de orientações cristalográficas ($\{411\}\langle 148 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{223\}\langle 582 \rangle$ e $\{001\}\langle 100 \rangle$), o que é desejável para se obter um baixo coeficiente de anisotropia planar, levando a baixos níveis de orelhamento. Assim, pode-se esperar que os materiais produzidos via recozimento intermediário possuam em geral uma estampagem superior aos materiais produzidos via redução direta, porém com um nível de orelhamento superior.

É importante também salientar que as medidas de textura foram feitas apenas no centro e na superfície das amostras, o que pode ser pouco devido ao gradiente de textura ao longo da espessura típico em aços inoxidáveis ferríticos.

6.6– Ensaio Simulativos

6.6.1 – Ensaio Swift com fundo plano

Com base no diâmetro do último esboço estampado sem fratura e no diâmetro no punção utilizado, calculou-se a relação LDRn. Os resultados obtidos estão mostrados na FIG. 6.19.

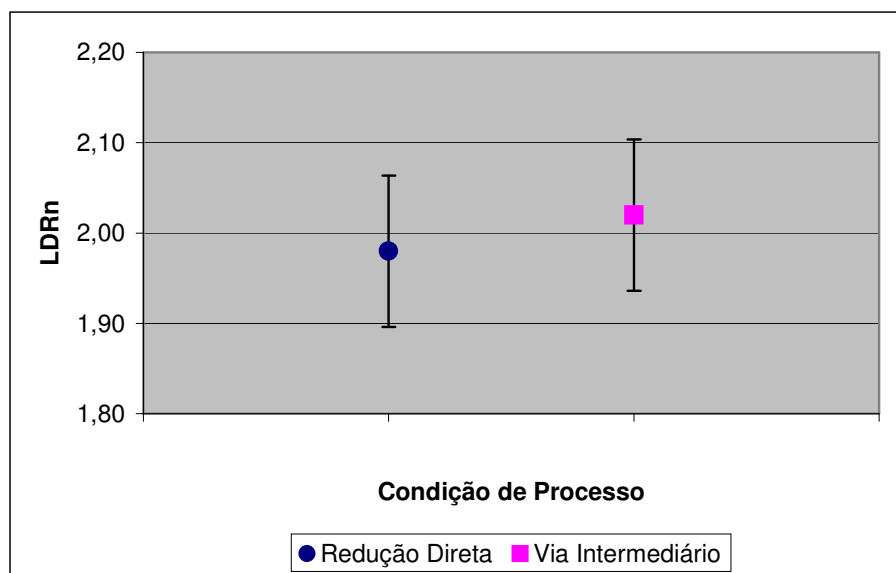
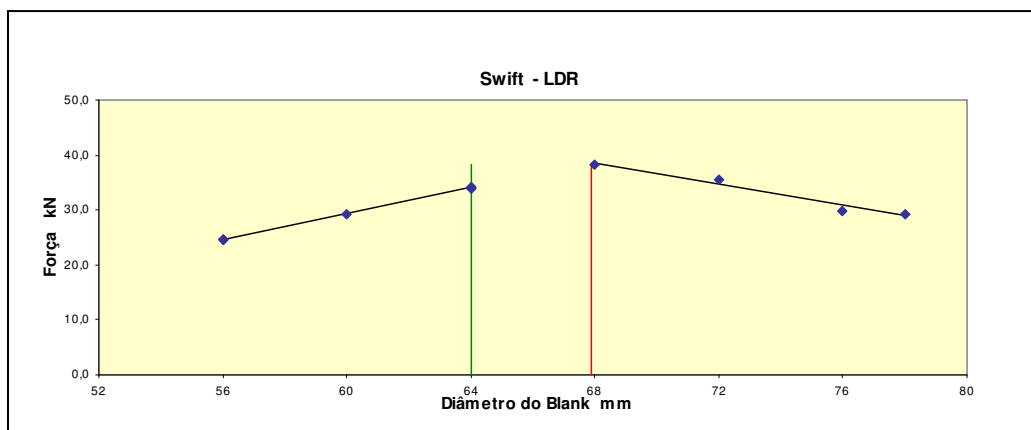


FIGURA 6.19 – Resultados do ensaios Swift com fundo plano (LDR nominal)

Através dos dados contidos da FIG. 6.19 nota-se que os materiais processados via recozimento intermediário possuem uma discreta tendência de atingir valores mais elevados de LDR.

Em função do maior alongamento uniforme e coeficiente de anisotropia normal dos materiais processados via recozimento intermediário esperava-se uma diferença mais acentuada nos resultados de LDR nominal.

Visando uma melhor avaliação e eventual diferenciação entre os resultados dos ensaios, também foram determinados as relações LDR “calculada” (LDRc). Para isto foram inicialmente coletados os dados de carga aplicada pelo punção (APENDICE IV) e representados graficamente (FIG. 6.20 e FIG. 6.21) em função do diâmetro do esboço utilizado.



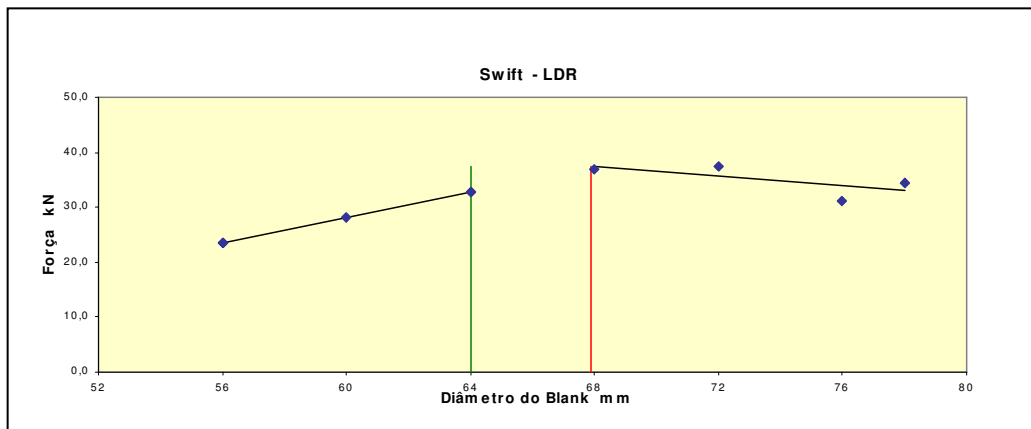
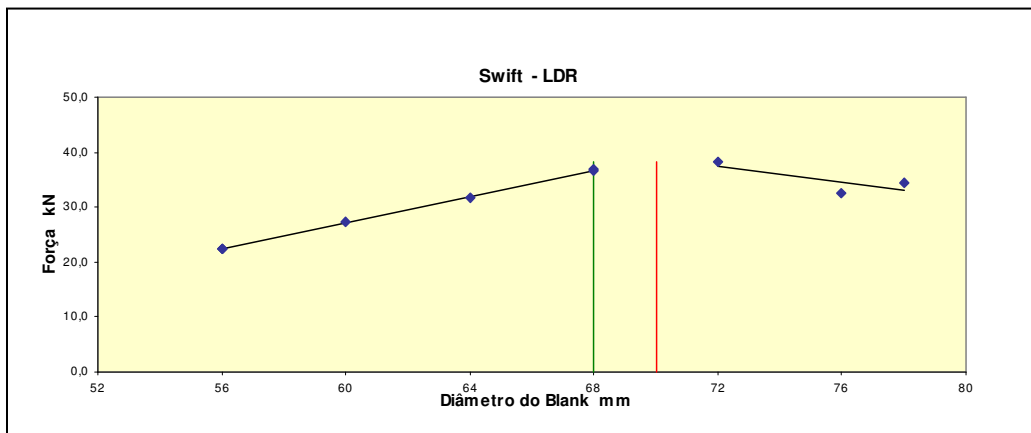
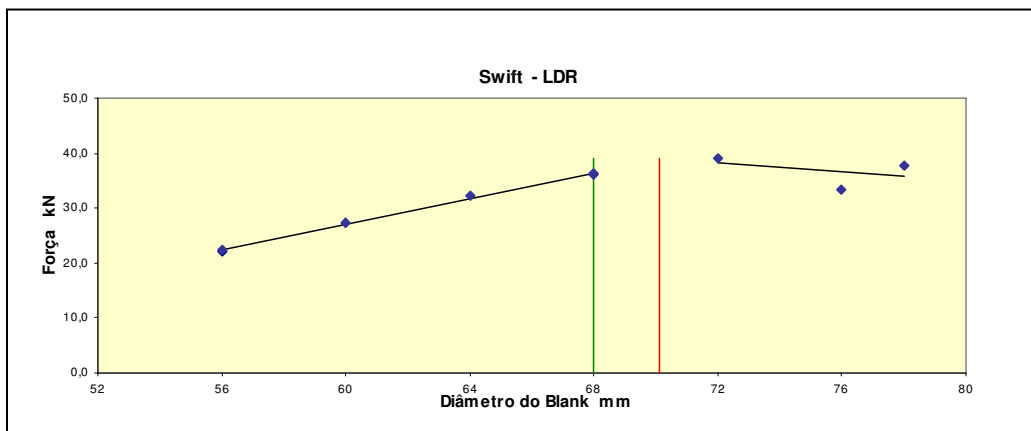


FIGURA 6.20 – “Carga do punção em função do Diâmetro do esboço” do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via redução direta.

(a) 305335B (b) 307267E (c) 308590I



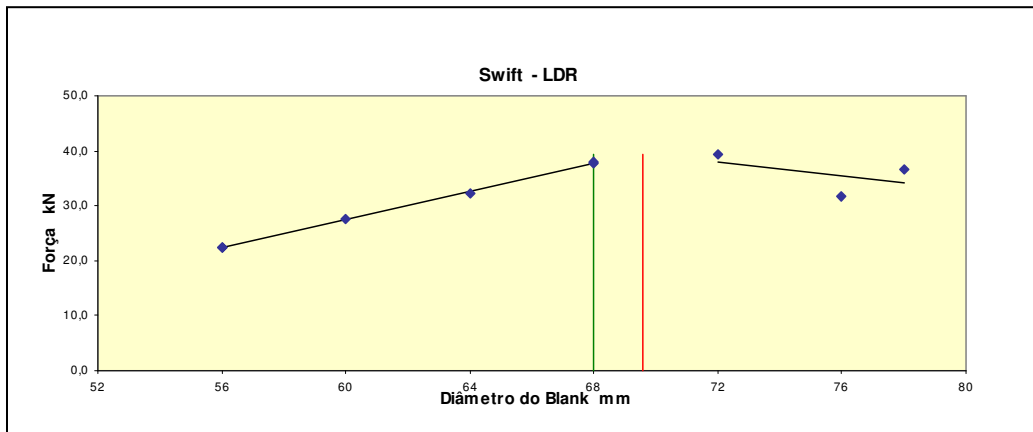
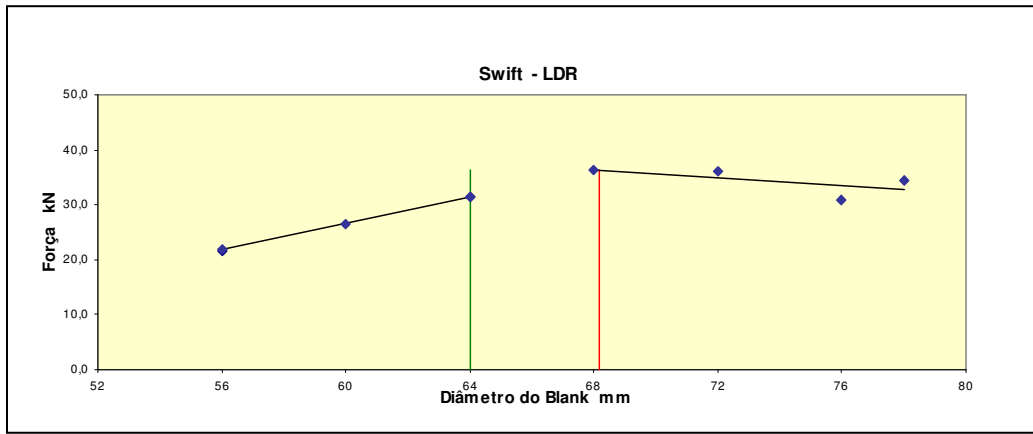


FIGURA 6.21 – “Carga do punção em função do Diâmetro do esboço” do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário.

(a) 306119I (b) 306130F (c) 308160A

A partir das FIG. 6.20 e FIG. 6.21 foram calculados os valores de LDRc, a partir do ajuste de uma reta (ou um polinômio de segundo grau) aos dados obtidos (carga de estampagem e diâmetro de esboço utilizado), tanto na região de sucesso quanto na ruptura. Os resultados de LDRc são mostrados na FIG. 6.22. Com estes dois ajustes, encontra-se o ponto de interseção, cujas coordenadas de pontos deste interseção representam o maior diâmetro possível de se estampar sem fratura (utilizado para o cálculo de LDRc), e a carga do punção necessária para este diâmetro.

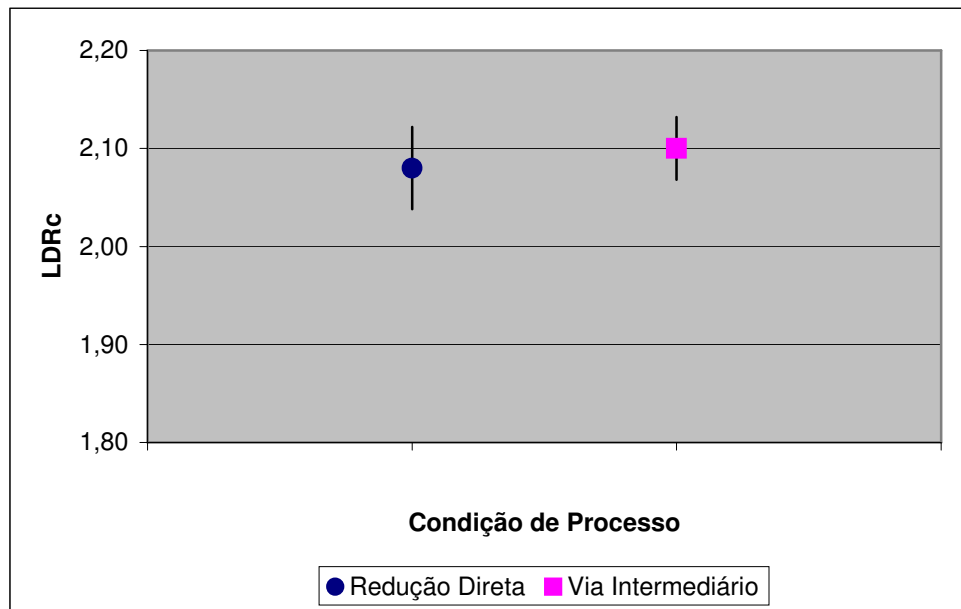


FIG. 6.22 – Resultados dos ensaios Swift com fundo plano (LDR calculado)

Nota-se através da FIG. 6.22 que quando analisado o limite de embutimento calculado dos materiais, os resultados de LDR nominal e LDR calculado seguem a mesma tendência. Porém estes resultados podem estar influenciado pelas matrizes utilizadas, pois o Laboratório de Estampagem do Centro de Pesquisas da Acesita somente possuía matrizes de corte nos diâmetros de 52 a 76 mm espaçados de 4 em 4 mm. Este espaçamento pode ter dificultado a determinação mais precisa dos resultados obtidos.

Esta afirmação é feita, pois a transição de blanques de 4 em 4 mm dificultou a determinação do LDR, tanto o nominal como o calculado, pois como foram feitos 5 ensaios por unidade metálica escolhida, algumas unidades metálicas apresentavam partes dos 5 corpos de prova sem trincas e parte com trincas. Com a finalidade de determinar o máximo diâmetro de blanque estampado sem ocorrência de falha foi definido que em caso de dois ou mais corpos de prova com falha será utilizado o diâmetro de blanque anterior. Exemplo: foram estampados 5 corpos de prova com sucesso no diâmetro de blanque de 64 mm. Já no diâmetro de 68 mm, 3 corpos de prova foram estampados com sucesso e dois apresentaram trincas. Assim foi determinado o máximo diâmetro de blanque de 64 mm.

Esta definição foi utilizada para a unidade metálica 306130F processada via recozimento intermediário, pois a transição do diâmetro de blanche de 64 mm para o diâmetro de 68 mm ocorreram duas peças com estricção (muito leve), ou seja, foi definido o máximo diâmetro de blanche de 64 mm e conseqüentemente o LDR nominal de 1,94, enquanto que para as demais unidades metálicas processadas neste rota de fabricação o valor de LDR nominal foi de 2,06. Já para a unidade metálica 307267E processada via redução direta ocorreu uma peça com trinca no diâmetro de 68mm, enquanto que nas demais unidades metálicas processadas via redução direta ocorreram pelo menos 3 corpos de prova com trincas, ou seja, para a unidade metálica 307267E foi definido o LDR nominal de 2,06. Já para as demais o valor obtido foi de 1,94.

Este melhor resultado da unidade metálica 307267E quando comparado com as demais unidades metálicas processadas na mesma rota de fabricação pode ser explicado pela combinação de altos valores de coeficiente de anisotropia normal e alongamento uniforme, conforme pode ser visto na TAB. VI.3.

TAB. VI.3 – Coeficiente de Anisotropia normal e Alongamento uniforme das unidades metálicas processadas via redução direta

	Redução Direta		
	305335B	307267E	308590I
Au	18 ± 0,24	19,97 ± 0,44	19,07 ± 0,59
\bar{r}	1,59	1,46	1,27

Os maiores valores de alongamento uniforme e \bar{r} desta unidade metálica podem ser explicados pela sua composição química, com um ΔNb mais baixo, o que pode ter auxiliado numa melhor recristalização. Além disso, como já comentado para o caso do limite de resistência desta unidade metálica há um menor encruamento por solução sólida. (Vide TAB. VI.4).

TAB. VI.4 – Composição Química das unidades metálicas processadas via redução direta

	Redução Direta		
	305335B	307267E	308590I
C (%)	0,009	0,016	0,019
Cr (%)	16,061	16,076	16,228
Nb (%)	0,429	0,346	0,381
N2 (PPM)	0,0305	0,0197	0,0184
Delta Nb	0,13	0,07	0,09

Com a finalidade de explicar o menor valor de LDR nominal e calculado encontrado na unidade metálica 306130F processada via recozimento intermediário foram analisados todos os demais resultados obtidos, onde foi evidenciado seu menor valor de \bar{r} em relação às demais processadas nesta rota de fabricação. (Vide TAB. VI.5)

TAB. VI.5 – Coeficiente de Anisotropia normal das unidades metálicas processadas via recozimento intermediário

	306119I	306130F	308160A
r₀	2,03 ± 0,08	1,48 ± 0,04	1,52 ± 0,10
r₄₅	1,41 ± 0,07	1,19 ± 0,03	1,40 ± 0,10

r_{90}	$2,94 \pm 0,08$	$2,10 \pm 0,04$	$1,90 \pm 0,02$
\bar{r}	1,95	1,49	1,55

Analisando as componentes r_0 , r_{45} e r_{90} (TAB. VI.5) desta unidade metálica conclui-se que a componente r_{45} é a principal variável para a queda do coeficiente de anisotropia normal deste material, sendo que as demais componentes não apresentaram grandes variações quando comparadas com as demais unidades metálicas produzidas pela mesma rota de fabricação. Ressalta-se que o valor de r_{45} desta unidade metálica é baixo mesmo quando comparado com as unidades metálicas processadas via redução direta.

Supõe-se que esta menor componente r_{45} está associada à textura cristalográfica. A unidade metálica em questão apresentou uma maior quantidade da textura tipo cubo em relação as demais processadas na mesma rota, conforme TAB.VI.6. Sabe-se que esta textura é desfavorável para obtenção de elevados valores de \bar{r} , principalmente na componente r_{45} conforme visto na FIG. 6.23. ⁽²⁸⁾

TAB. VI.6 – Fração Volumétrica de textura tipo cubo encontrada nas unidades metálicas processadas via recozimento intermediário. Análise na superfície / centro.

	306119I	306130F	308160A
Textura tipo cubo	0/1	3/3	3/0

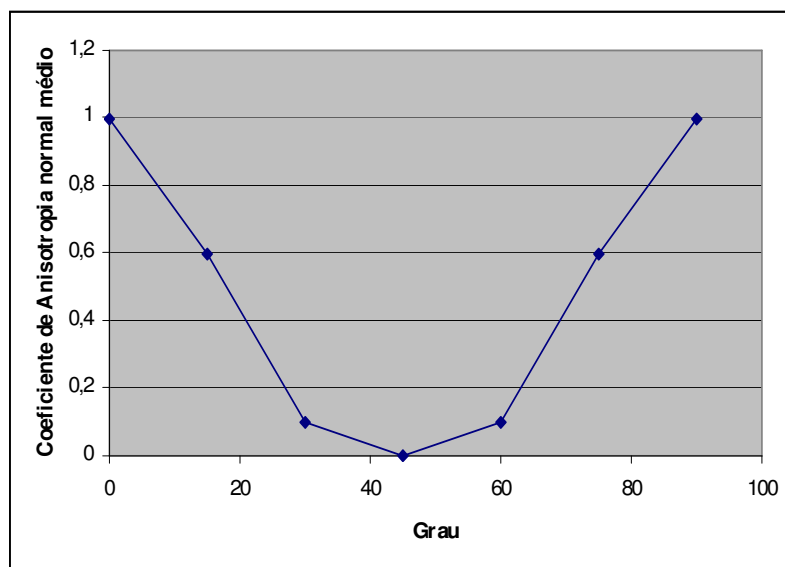


FIG. 6.23 – Comportamento da textura tipo cubo no coeficiente de anisotropia normal calculada pelo programa MTM-FHM. Dispersão de 1% ao redor da componente cubo ideal.

Visando buscar alguma diferenciação entre os resultados apresentados na FIG. 6.19 e FIG. 6.22 foram calculadas através da equação 6.1, as respectivas alturas (profundidades) máximas esperadas em conformação de cada material. Os resultados estão expostos na FIG. 6.24 e 6.25.

$$H_{\text{máx}} = (D_n^2 - D_p^2) / 4 D_p \quad (6.1)$$

Sendo: D_p = diâmetro do punção ; D_n = diâmetro do esboço estampado sem fratura ; $H_{\text{máx}}$ expresso em mm.

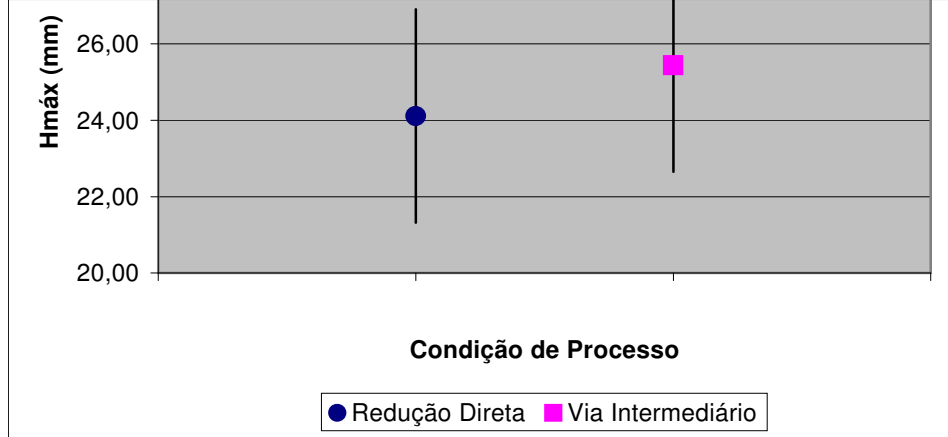


FIG. 6.24 – Altura Máxima do Copo Swift (LDR nominal)

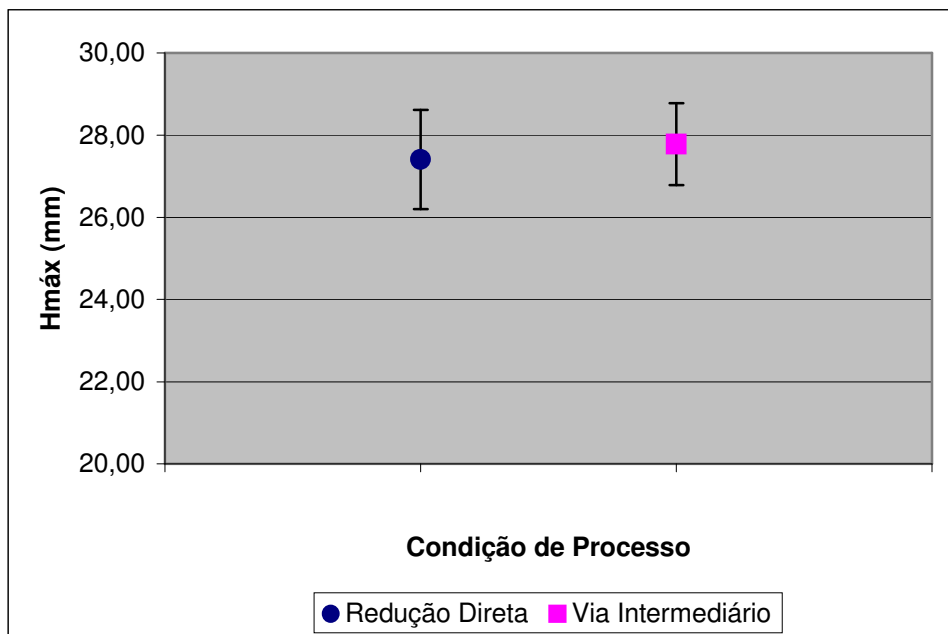


FIG. 6.25 – Altura Máxima do Copo Swift (LDR calculado)

Após análise da FIG. 6.24 percebe-se que os materiais processados via recozimento intermediário possuem um acréscimo em profundidade do copo estampado em torno de 5,3% quando calculado através do LDR_n. Já quando calculado através do LDR_c (Fig. 6.25) o acréscimo em profundidade do copo estampado fica em 1,35%.

A partir do cálculo do LDR, efetua-se nos copos Swift referentes ao máximo diâmetro de esboço conformado sem fratura uma série de análises, sendo as principais a determinação da quantidade de orelhas presentes no material e a altura dessas orelhas (grau de orelhamento). Deseja-se que o material possua um menor grau de orelhamento possível, visando melhores características de estampagem. Para determinação do grau

de orelhamento dos materiais utilizou-se a equação 6.2. A FIG.6.26 ilustra a obtenção das variáveis contidas na equação 6.2.

$$\text{Grau de orelhamento} = \left(\frac{H_p - H_v}{H_p + H_v} \right) / 2 \times 100 \quad (6.2)$$

Sendo: H_p = altura do pico ; H_v = altura do vale ; medidas em mm.



FIGURA 6.26 – Determinação das alturas de pico e vale para o cálculo do grau de orelhamento dos copos Swift

Para a determinação do grau de orelhamento foram inicialmente coletados os dados de altura de picos e vales dos copos Swift referentes ao máximo diâmetro de esboço conformado sem fratura (APÊNDICE V). O resultado da análise do grau de orelhamento dos materiais empregados neste trabalho são apresentados na FIG. 6.27.

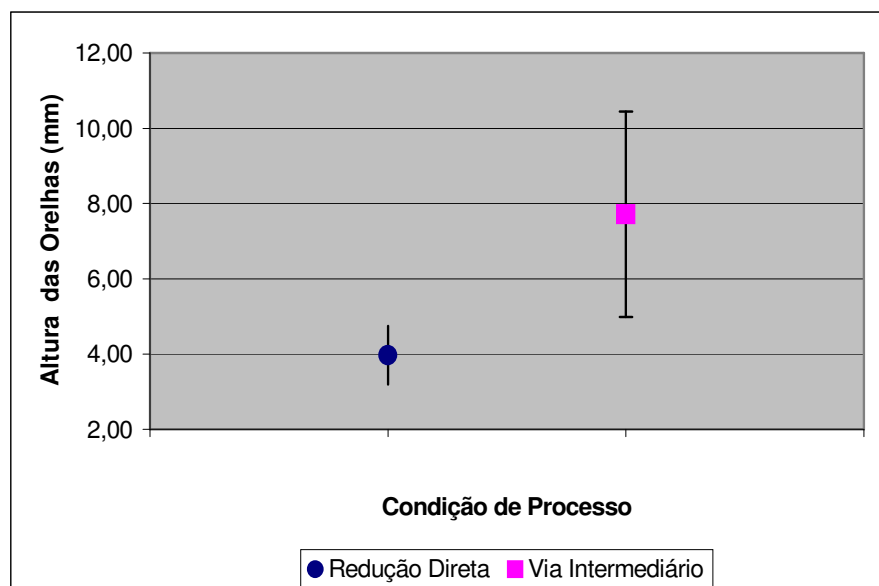


FIGURA 6.27 – Tendência do grau de orelhamento dos copos Swift

Conforme suportado pela análise da FIG. 6.27, e pela análises da textura cristalográfica, nota-se que os materiais processados via recozimento intermediário possuem um nível de orelhamento muito superior quando comparados com os processados via redução direta. Em relação ao número de orelhas ambas as rotas de fabricação apresentaram 4 orelhas, ou seja, não houve nenhuma interferência da rota de fabricação.

6.6.2 – Ensaio Swift com fundo semi-esférico

Com base no diâmetro do último esboço estampado sem fratura e no diâmetro no punção utilizado, calculou-se a relação LDRn. Os resultados obtidos estão mostrados na FIG. 6.28.

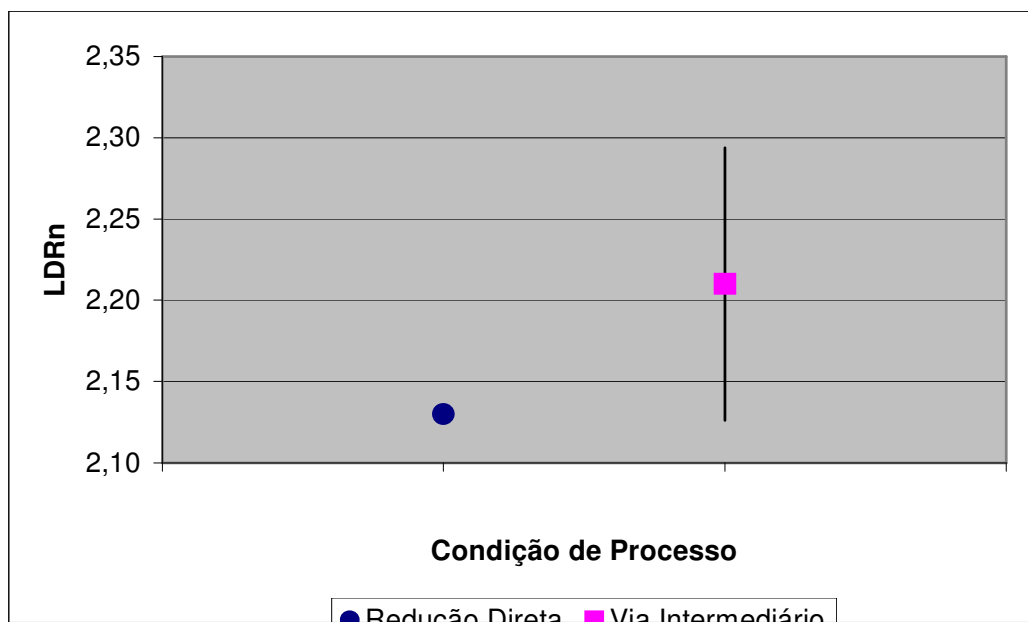
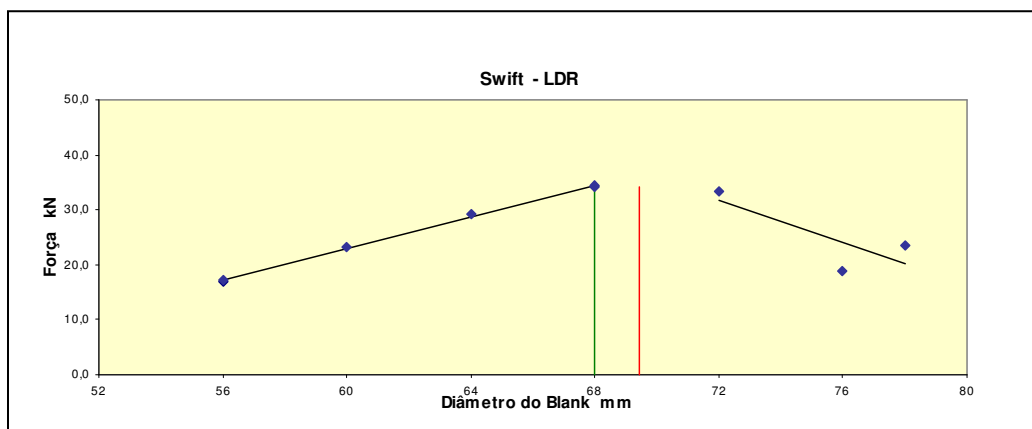


FIGURA 6.28 –Resultados do ensaios Swift com fundo semi-esférico (LDR nominal)

Através dos dados contidos na FIG. 6.28 percebe-se que os materiais processados via recozimento intermediário possuem uma maior tendência de atingir valores mais elevados de LDR.

Visando uma melhor avaliação e eventual diferenciação entre os resultados dos ensaios, também foram determinados as relações LDR “calculada”(LDRc). Para isto foram inicialmente coletados os dados de carga aplicada pelo punção (APÊNDICE VI) e representados graficamente em função do diâmetro do esboço utilizado nas figuras abaixo.



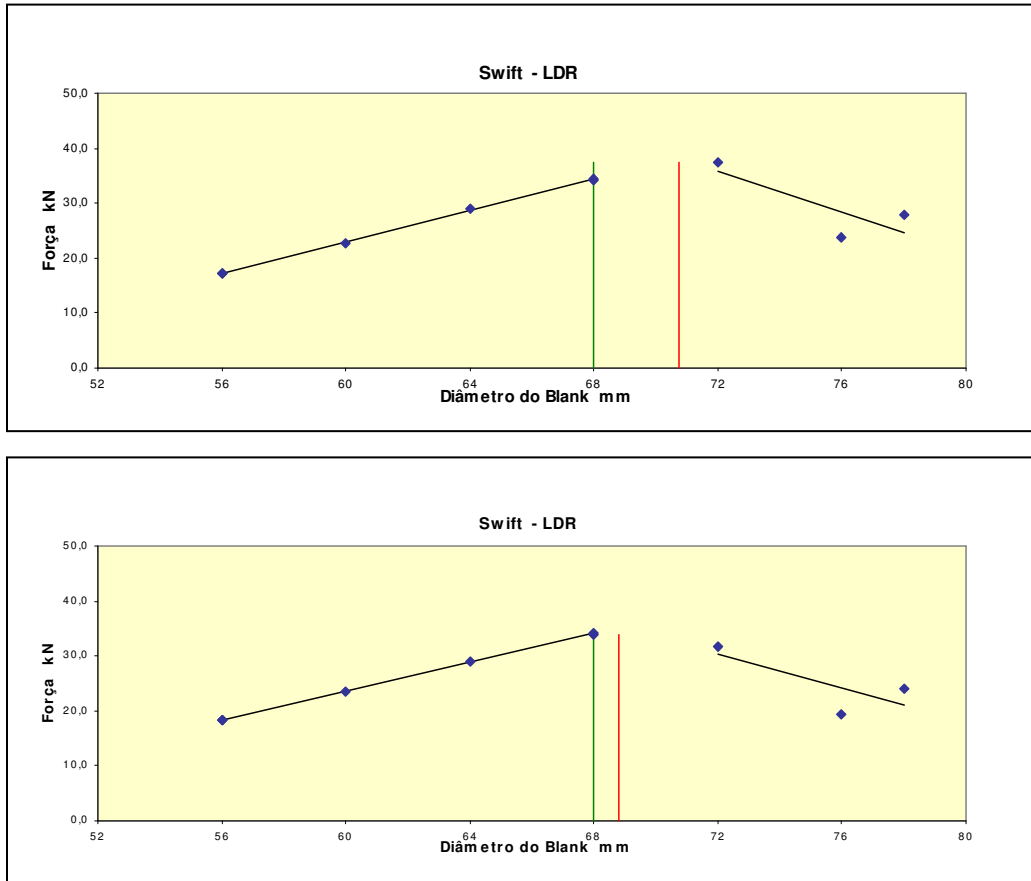
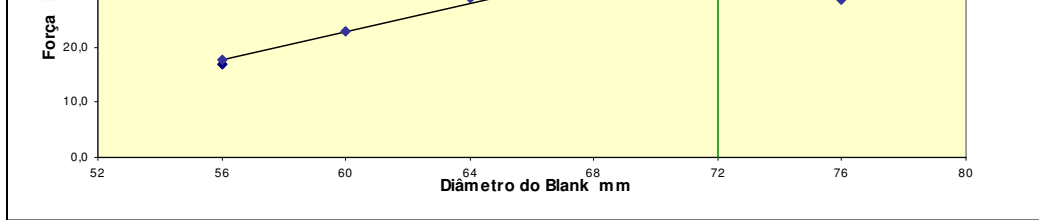


FIGURA 6.29 – “Carga do punção em função do Diâmetro do esboço” do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via redução direta.
 (a) 305335B (b) 307267E (c) 308590I



14

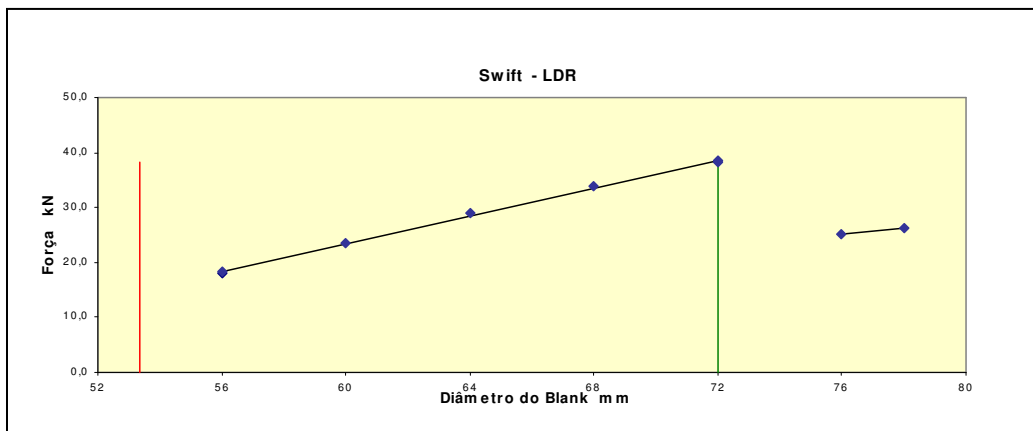


FIGURA 6.30 – “Carga do punção em função do Diâmetro do esboço” do inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário.

(a) 306119I (b) 306130F (c) 308160A

A partir das FIG. 6.29 e FIG. 6.30 foram calculados os valores de LDRc, considerando o ajuste de uma reta (ou um polinômio de segundo grau) aos dados obtidos (carga de estampagem e diâmetro de esboço utilizado), tanto na região de sucesso quanto na ruptura.

Os resultados de LDRc são mostrados na FIG. 6.31. Com estes dois ajustes, encontra-se o ponto de interseção, cujas coordenadas representam o maior diâmetro possível de se estampar sem fratura (utilizado para o cálculo de LDRc), e a carga do punção necessária

para este diâmetro. Caso os valores LDRc tenham sido recusados graficamente, como no caso das unidades metálicas referentes as corridas 306119I (FIG. 6.30(a)) e 308160A (FIG. 6.30(c)), adota-se o correspondente valor de LDR nominal do ensaio, ou seja, o valor contido na TAB. VI.7. Ressalta-se que utilizando o valor de LDR nominal para a determinação do LDR calculado a tendência de atingir valores superiores nos materiais processados via recozimento intermediário foi minimizado.

TAB. VI.7 – Resultados do ensaios Swift com fundo semi-esférico
Diâmetro do punção, Diâmetro crítico do esboço estampado e LDR calculado.

	Recozimento Intermediário		
	306119I	306130F	308160A
Dp	32	32	32
Dc	72	70,36	72
LDRc	2,25	2,20	2,25

Sendo: Dp = diâmetro do punção ; Dc = diâmetro crítico do esboço estampado ; LDRc = limite de estampabilidade calculado (em inglês, Limit Drawing Ratio)

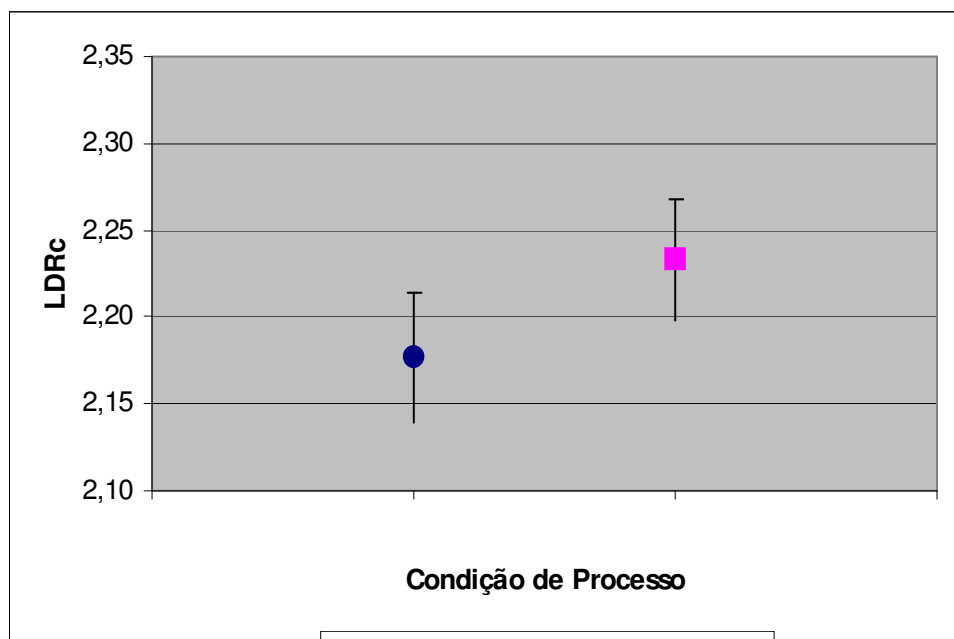


FIGURA 6.31 – Resultados do ensaios Swift com fundo semi-esférico (LDR calculado)

Visando buscar alguma diferenciação entre os resultados apresentados nas FIG. 6.28 e 6.31 foram calculadas as respectivas alturas (profundidades) máximas esperadas em conformação de cada material. Os resultados estão expostos na FIG. 6.32.

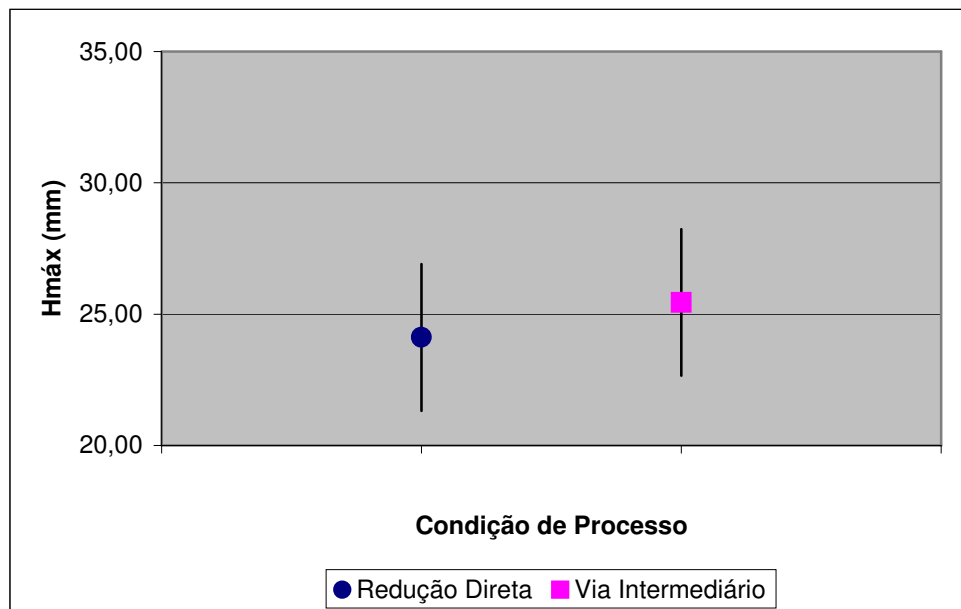


FIGURA 6.32 – Altura Máxima (Hmáx) em função do LDRn

Após análise dos dados contidos na FIG. 6.32 percebe-se que os materiais processados via recozimento intermediário possuem um acréscimo em profundidade do copo estampado em torno de 9,4% quando calculado através do LDR. O cálculo da profundidade do copo estampado utilizando o LDRc não foi realizado em função dos problemas gráficos.

6.6.3 – Ensaio Erichsen

Em função do melhor resultado dos materiais processados via recozimento intermediário no Ensaio Swift com fundo Semi-Esférico foi realizado o Ensaio Erichsen em duas amostras, sendo uma processada via recozimento intermediário e outra via redução direta, com a finalidade de evidenciar a influência da rota de fabricação em estiramento puro. Os resultados são apresentados na FIG. 6.33.

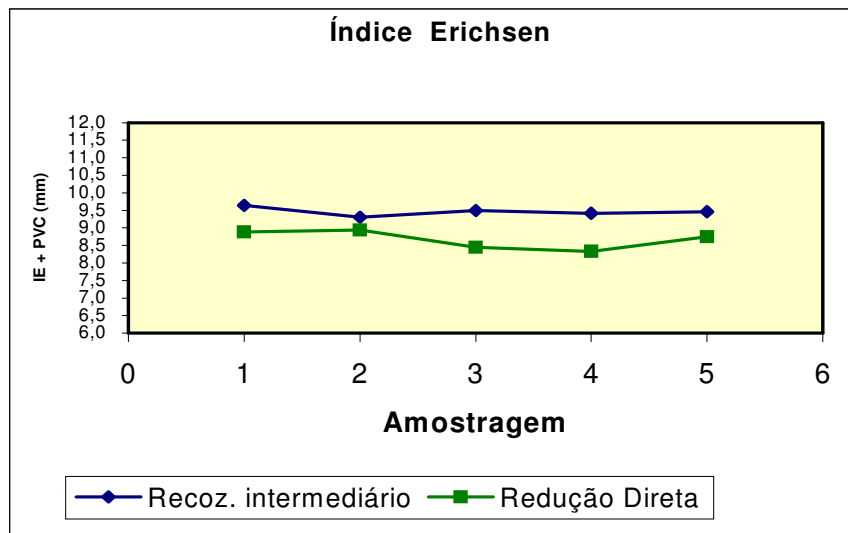


FIGURA 6.33 - Índice Erichsen

Em função do maior alongamento (FIG. 6.13 e 6.14) dos materiais processados via recozimento intermediário esperava-se uma melhor comportamento em processos de estampagem por estiramento, como pode ser visto na FIG. 6.33. Ressalta-se que foi encontrado uma diferença de aproximadamente 10% nos resultados obtidos neste ensaio (de 1 a 1,5 mm de profundidade em acréscimo para o material processado via recozimento intermediário).

6.7 – Curva Limite de Conformação

Na FIG. 6.34 mostra-se a curva limite de conformação, em função das deformações médias, para o aço 430E produzido em ambas as rotas de fabricação.

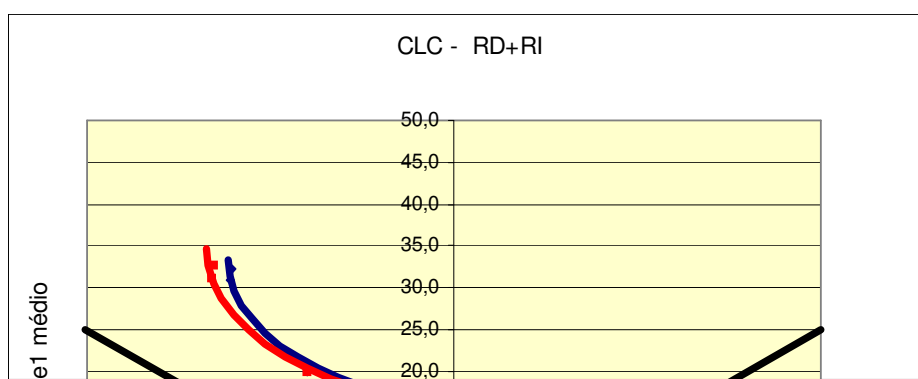


FIGURA 6.34 – Curva Limite de Conformação

Analisando a FIG. 6.34 nota-se que o aço produzido via recozimento intermediário apresentou um comportamento relativamente melhor na região de embutimento (lado esquerdo da curva).

6.8 – Teste de Campo ⁽²⁹⁾

Visando comprovar os resultados obtidos durante a caracterização laboratorial foi realizado testes de estampagem em um cliente da ACESITA, FORMINOX - Pias e Cubas, com o aço 430E produzido via redução direta e via recozimento intermediário.

A escolha deste cliente foi em função da sua excelência na produção de pias e cubas, sendo o produto “cuba” ideal para a caracterização da estampabilidade dos materiais envolvidos, pois neste tipo de peça tem-se tanto regiões de embutimento e estiramento. Além destes fatores o mercado brasileiro tem-se direcionado para produção de cubas em aço inoxidável ferrítico e, muito importante com grande evolução na profundidade obtida, sendo este parâmetro importantíssimo para determinação da qualidade do produto.

Na realização dos testes foi utilizada uma prensa-hidráulica de duplo efeito com capacidade de 600 toneladas, ferramentais Ampco (Ligas Bronze-Alumínio), sendo os demais parâmetros de processos mantidos em sigilo por solicitação da FORMINOX.

Também foi utilizada o lubrificante FRIMOSTAMP 180 B500 S. No apêndice VII pode-se ser vista a ficha técnica deste produto.

As chapas foram marcadas eletroliticamente com uma malha quadrada de 6 mm de lado, conforme FIG. 4.18. Para realização dos testes de estampagem foi utilizada a tecnologia da empresa FORMINOX, sendo obtidos cubas de 110 mm de profundidade conforme pode ser visto na FIG. 6.35.



FIGURA 6.35- Cuba de 110 mm de profundidade

Visando caracterizar o comportamento dos aços envolvidos a força de prensa-chapas foi utilizada como fator de diferenciação, sendo iniciado o processo de conformação para ambos com uma pressão de 35 bar e levados até a máxima pressão antes da ruptura. Este procedimento de atuação na força do prensa-chapas foi utilizado, pois quanto maior a pressão de prensa-chapas utilizada maiores serão as dificuldades de conformação, ou seja, o aço que suportar maiores pressões sem a presença de trincas terá caracterizado seu melhor comportamento em conformação. Na TAB. VI. 8 pode-se verificar todas as cargas utilizadas e seus respectivos resultados.

Ressalta-se que em função da disponibilidade de amostras foi escolhido para realização dos testes na FORMINOX a melhor unidade metálica (amostra) processada via redução direta em relação à propriedades de estampagem.

TAB. VI.8 – Teste de Campo

	Redução Direta	Recozimento Intermediário
Carga do Prensa-Chapas (bar)	Resultado Obtido	
30	Ok	Ok
35	Ok	Ok
46	Ok	Ok
50	Estricção / Ruptura	Ok
52	Ruptura	Ok
Obs.: A carga de prensa-chapas para o material produzido via recozimento intermediário não foi elevada para valores superiores a 52 bar em função da quantidade de amostras disponíveis.		

Analisando os dados da TAB. VI.8 conclui-se que o aço 430E produzido via recozimento intermediário apresenta uma melhor capacidade de estampagem em relação ao mesmo aço produzido via redução direta, pois suportou pressões de prensa-chapas da ordem de 52 bar, enquanto que o aço produzido via redução direta tem como limite máximo 46 bar de pressão. Visando uma melhor caracterização das cubas produzidas, foram realizadas análises de deformação através do software Asame. Estas análises foram realizadas em várias regiões (P1, P2, P3 e P4) da cuba conforme mostrado na FIG. 6.36



FIGURA 6.36- Regiões analisadas

Na FIG. 6.37 pode-se verificar a variação de espessura por região após à conformação da cuba, ressaltando que esta peça foi conformada com pressão de prensa-chapas de 46 bar.

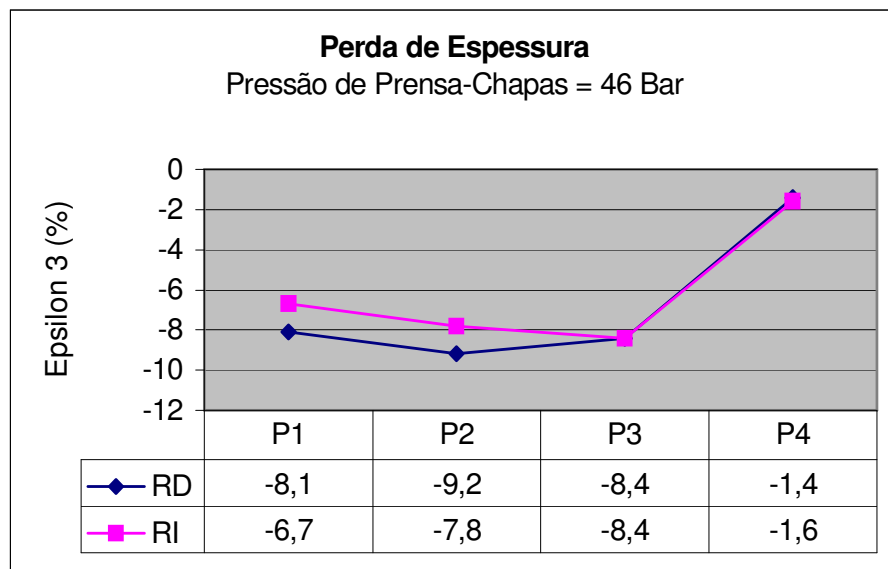


FIGURA 6.37 – Perda de espessura com pressão de prensa-chapas de 46 bar.

Após análise da FIG. 6.37 nota-se que para as regiões P1 e P2, regiões de maior criticidade, o aço processado via recozimento intermediário possui uma menor perda de espessura. Já para as regiões P3 e P4 de menor criticidade, o desempenho é semelhante. Visando uma melhor caracterização foi realizado uma análise semelhante,

porém com pressão de prensa-chapas de 50 bar, ressaltando que o material processado via redução direta apresentou ruptura na região P2.

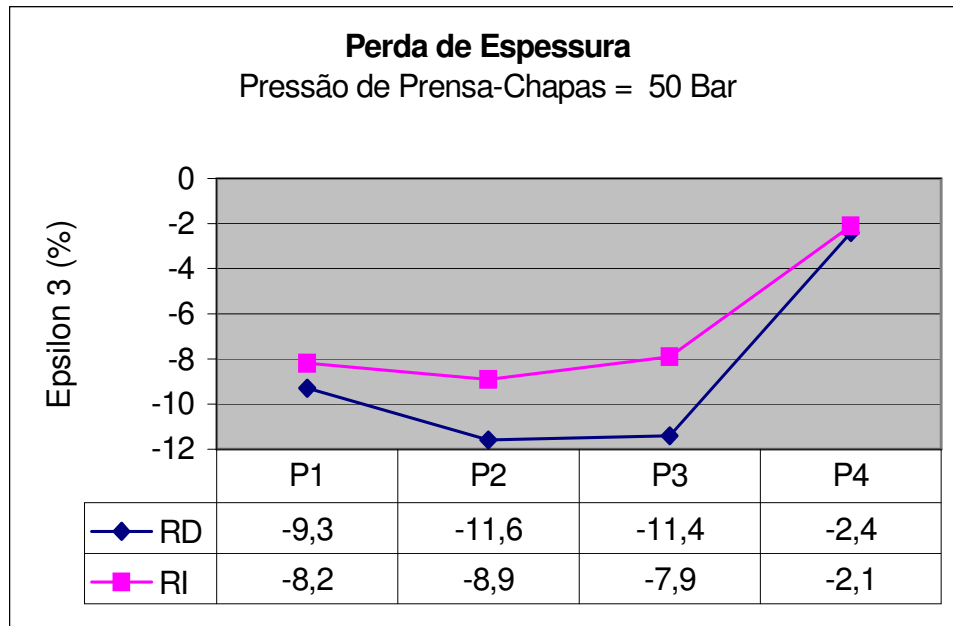


FIGURA 6.38 - Perda de espessura com pressão de prensa-chapas de 50 bar

Verifica-se que com pressões de prensa-chapas maiores, ou seja, com maior percentual de estiramento o material processado via recozimento intermediário apresentou um comportamento superior nas regiões P1, P2 e P3. Este melhor comportamento pode ser traduzido como maior capacidade de estampagem profunda, com maior resistência à perda de espessura, além de seu melhor desempenho em estiramento puro (FIG. 6.33).

A FIG. 6.38 comprova a falha ocorrida na cuba de material processado via redução direta com pressão de maior pe

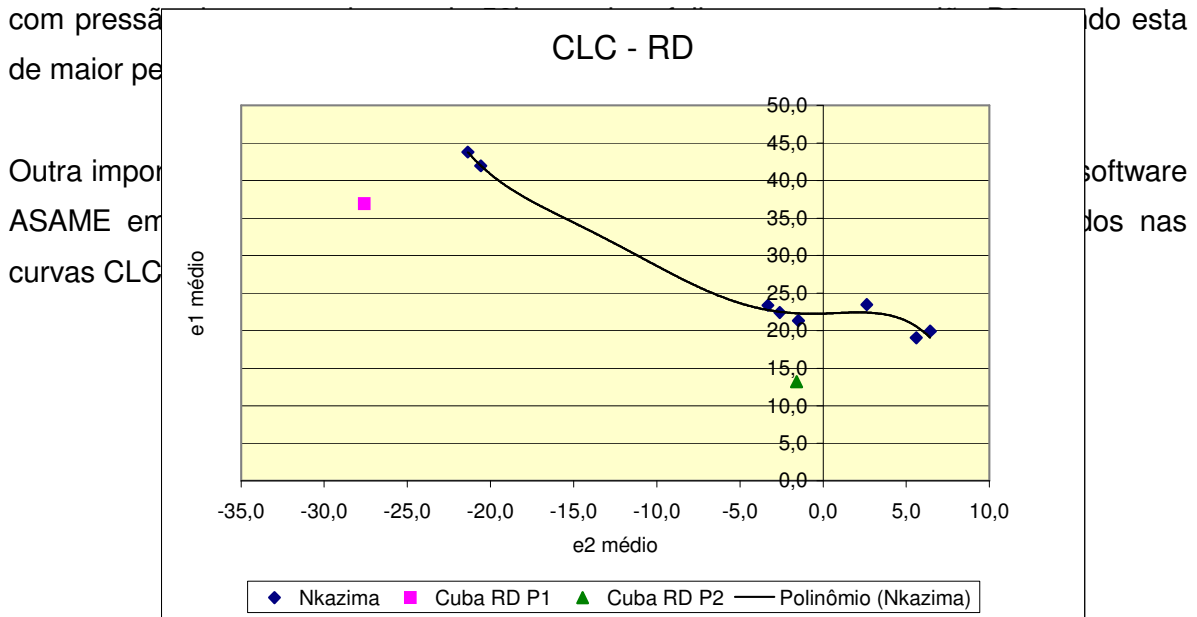


FIGURA 6.39 – Deformações obtidas na peça estampada x CLC
(a) Redução Direta (b) Recozimento Intermediário

Analisando a FIG. 6.39 nota-se que os valores de ϵ_1 e ϵ_2 obtidos na posição P1 são bem elevados, estando inclusive fora do range da curva CLC obtida tanto para o aço 430e produzido via redução direta como via recozimento intermediário. Isto indica que para esta posição na cuba será necessário realizar um maior refino na obtenção da curva CLC, utilizando para isto o ensaio Nakajima com blanques ainda menores. (tipo de 20 ou 10 mm de largura). Já para a posição P2 nota-se que as deformação encontram-se dentro do range da CLC e mais próximas da região de deformação plana.

7 – CONCLUSÕES

Os objetivos propostos foram atendidos, de forma que esta pesquisa permitiu evidenciar o melhor comportamento em estampagem do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário, como se descreve:

Nota-se que o aço produzido via recozimento intermediário apresentou uma maior fração volumétrica de textura tipo fibra gamma. Esta maior fração volumétrica encontrada no aço produzido via recozimento intermediário propiciou um valor de \bar{r} mais elevado quando comparado com aço produzido via redução direta, fato acarretou em resultados superiores no Ensaio Swift de punção reto.

Outro importante resultado decorrente da intensificação de textura tipo fibra gamma e conseqüentemente uma menor aleatoriedade de outras texturas encontradas no material produzido via recozimento intermediário é o aumento do coeficiente de anisotropia planar e conseqüentemente um maior nível de orelhamento.

Em relação as propriedades mecânicas convencionais verificou-se que o alongamento total e uniforme dos materiais processados via recozimento intermediário foram superiores quando comparado com os materiais processados via redução direta. Supõem-se que este melhor alongamento dos materiais processados via recozimento intermediário deve-se a sua melhor recristalização, que é proveniente de duas etapas de recozimento. Este melhor alongamento dos materiais processados via recozimento intermediário pode explicar o seu melhor desempenho no Ensaio Swift punção semi-esférico e no Ensaio Erichsen, sendo o primeiro uma combinação de embutimento e estiramento e o segundo somente estiramento. Vale ressaltar que para explicar este melhor desempenho dos aço produzido via recozimento intermediário deve-se levar em consideração a combinação de melhor coeficiente de anisotropia normal e alongamento destes materiais quando comparado com os produzidos via redução direta.

Em relação ao teste de campo realizado na empresa Forminox pode-se concluir que os resultados encontrados apresentaram a mesma tendência dos resultados obtidos em laboratório.

Recomendações

- ✓ Para os processos industriais de estampagem profunda ou processos industriais de estampagem leve em que a presença de estrias seja inaceitável, recomenda-se a utilização do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário.

8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- I. Foi observado nesta pesquisa, a diferença de comportamento dos materiais empregados em relação aos modos de conformação utilizados, ou seja, Swift fundo plano (embutimento puro) e Swift fundo semi-esférico (embutimento e estiramento simultaneamente).

O ensaio Swift com fundo semi-esférico mostrou resultados melhores para o aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido via recozimento intermediário quando comparado com o produzido via redução direta. Já o ensaio Swift com fundo plano esta diferença é menos perceptível.

Sugere-se então, para o aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido tanto via redução direta como via recozimento intermediário, um estudo do seu comportamento em ensaios que simulem estiramento puro, tais como Erichsen e Nakazima, como também re-ensaiar ambos materiais no Ensaio Swift, pois foram adquiridos novas ferramentas intermediários pelo Laboratório de Estampagem do

Centro de Pesquisas da Acesita, o que possibilitará uma melhor análise comparativa em embutimento puro.

- II. Caracterização da textura cristalográficas ao longo do processo produtivo para o aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio produzido tanto via redução direta como via recozimento intermediário.
- III. Estudar com maior propriedade os efeitos da composição química, estabilização e ΔNb , na estampabilidade e estriamento do aço 430E produzido tanto via redução direta como via recozimento intermediário.
- IV. Reavaliar os valores de LDR nominal obtidos através do Ensaio Swift, pois atualmente o Laboratório de Estampagem do Centro de Pesquisas da Acesita adquiriu novos ferramentais que com certeza propiciarão resultados mais precisos.

9 – BIBLIOGRAFIA

1. GIOSA, J.A. Comunicação pessoal, ACESITA, 2002.
2. GIOSA, J. A. *Comportamento em prensa* - ACESITA, 2003.
3. COMPANHIA AÇOS ESPECIAIS ACESITA. Divisão de Metalurgia. Desenvolvimento de um novo aço inoxidável ferrítico; relatório interno, 1990.
4. BANCO DE DADOS LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM DO CENTRO DE PESQUISAS ACESITA, 2005
5. CARBO, H.M. Aço Inoxidável – aplicações e especificação - ACESITA, 2001.
6. MORAES, José Maria Duarte, SEMINÁRIO INOX – Módulo Geral, nº1, 2000, Roças Novas, 2000, p69-104.

7. ARAÚJO, Carlos Roberto. Estudo da influência do acabamento superficial na corrosividade de aços inoxidáveis da série 300. Belo Horizonte. Escola de Engenharia da UFMG, 2000. p.14-20.
(Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas)
8. SILVA, Ronaldo Claret Ribeiro, Metalurgia dos aços inoxidáveis ferríticos - ACESITA, relatório interno, 2003.
9. COMPANHIA AÇOS ESPECIAIS ACESITA. Divisão de Metalurgia. Processamento a quente de um aço inoxidável ferrítico tipo 430 com adição de nióbio; relatório interno, 1990.
10. SILVA, José Nicácio da. Análise da conformação a frio do aço ABNT 430 modificado por Nb, Al, Al-Nb e Al-Ti. Belo Horizonte. Escola de Engenharia da UFMG, 1990. p.05-12; 25-50; 59;
(Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas)
11. COMPANHIA AÇOS ESPECIAIS ACESITA. Divisão de Metalurgia. Fluxograma de produção de aços inoxidáveis; relatório interno, 2000.
12. FILHO, Valdir Luís Fodra. *Acabamento dos Aços inoxidáveis* - ACESITA, 1997.
13. FADANELLI, Roberto .M. Tecnologia de estampagem, 2000, p. 20-32.
14. MESQUITA, Alvares. Estampagem dos aços inoxidáveis, 1997. p.24-35.
15. LABIAPARI, Willian da Silva. Influência de diferentes tipos de acabamentos e lubrificantes na estampagem de aços inoxidáveis. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2001. p.23-28;43-53;55;62.
(Proposta de dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas)
16. FILHO, Antenor Ferreira. Efeito do nióbio na recristalização, na textura cristalográfica e na estampabilidade de um aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430. In: 40º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO 2003, Vitória, p255-267.

17. USIMINAS, Conformação na prensa – fascículo de informação técnica, p12-50.
18. GUIDA, R.B. Conformação dos aços inoxidáveis – informações técnicas, 2003.
19. SWIFT, H.W.. Cup drawing from a flat blank, p. 199-221.
20. SEMINÁRIO INOX, nº 1, 2000, Roças Novas. *Módulo Geral*. Timóteo, 2000. p.2-56.
21. SILVA, Ronaldo Claret Ribeiro, SEMINÁRIO INOX – Módulo Geral, nº 1, 2000, Roças Novas, 2000, p105-128.
22. DUTRA, J.C. Notas de metalurgia física. P.44-55, 1999.
23. COELHO, Emerson Nunes. Avaliação da anisotropia em chapas de aços ABNT 430 e ABNT 430 estabilizado ao nióbio e nióbio-titânio. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2000. p.20; 37-48.
(Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas)
24. SCHNEIDER, S.G. et alli. Type 430 with better drawability. *Metals Engineering Quarterly*, v.1, p.40-45, 1974
25. RAABE, D.. On the influence of the chromium content on the evolution of rolling textures in ferritic stainless steels, *Journal of Materials Science*, v.31, p.3839-3845, 1996.
26. XU, Y. et alli. Annealing behavior and formability of ferritic stainless. In: *International Symposium on low carbon steels for the 90's*, 1993.
27. COMPANHIA DE AÇOS ESPECIAIS ACESITA. Divisão de Metalurgia. Aço inoxidável ferrítico ao nióbio; relatório interno, 1990.
28. VAN HOUTTE P. A comprehensive mathematical formulation of an extended Taylor-Bishop-Hill model featuring relaxed constraints, the Renouard Wintenberger model, *Textures and Microstructures*, 8-9, pp. 285-300, 1988.

29. HÉLIO J. B. ALVES, ROBSEN GUIMARÃES LOPES. Levantamento da curva limite de conformação do aço inoxidável ferrítico ACE P430E, 2005.

APÊNDICE I

Determinação do tamanho de grão

AMOSTRA	Nº INTERCEPTOS	TG-ASTM
Redução Direta		
305335B2004H	81,0	8,81
305335B2004H	78,0	8,70
305335B2004H	83,0	8,88
MÉDIA	79,5	8,76
DESVPAD	2,1	0,08
307267E2000B	78,0	8,70
307267E2000B	82,0	8,84
307267E2000B	81,0	8,81
MÉDIA	80,0	8,77
DESVPAD	2,8	0,10
308590I9001B	90,5	9,13
308590I9001B	83	8,88
308590I9001B	87,5	9,03
MÉDIA	86,75	9,00
DESVPAD	5,3	0,17
Recozimento Intermediário		
306119I1000B	77,0	8,66
306119I1000B	78,0	8,70
306119I1000B	75,0	8,59
MÉDIA	77,5	8,68

DESVPAD	0,7	0,03
306130F1200B	83,0	8,88
306130F1200B	87,0	9,02
306130F1200B	85,0	8,95
MÉDIA	85,0	8,95
DESVPAD	2,8	0,10
308160A8000B	83,0	8,88
308160A8000B	91,0	9,15
308160A8000B	92,0	9,18
MÉDIA	87,0	9,01
DESVPAD	5,7	0,19

APÊNDICE II

Propriedades Mecânicas



ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

ECP - Gerência do Centro de Pesquisa

LabMec - Laboratório de Ensaios Mecânicos

Solicitante/Cliente: Roberto Guida
Solic. de Serviço: 06-03/123

Responsável: Marcos Bruno A. Oliveira
Data de Entrega: 15/10/2003

Informações sobre as Amostras Ensaaiadas:

P430E - 305335B 2004B

Resultados:

ID	e (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	AT (%)	AU (%)	n	r
Longitud	0,596	338,3	484,8	29,6	18,29	0,1983	1,39
	0,594	339,9	487,5	29,8	17,86	0,1982	1,47
	0,595	338,0	485,6	28,5	17,86	0,1997	1,29
Média	0,595	338,7	486,0	29,3	18,00	0,1987	1,39
DesvPad	0,001	1,0	1,4	0,7	0,24	0,0008	0,09
Diagonal	0,600	349,7	479,4	30,9	18,55	0,1848	1,48
	0,605	343,7	471,9	28,6	17,83	0,1844	1,57
	0,599	348,3	476,4	32,7	18,43	0,1844	1,47
Média	0,601	347,2	475,9	30,7	18,27	0,1845	1,51
DesvPad	0,003	3,1	3,8	2,0	0,39	0,0002	0,06
Transvers	0,597	346,5	485,6	31,2	18,01	0,1893	2,02
	0,599	346,9	484,9	30,9	18,21	0,1900	1,98
	0,598	349,0	485,3	31,4	18,37	0,1882	1,93
Média	0,598	347,5	485,3	31,2	18,19	0,1892	1,98
DesvPad	0,001	1,3	0,4	0,3	0,18	0,0009	0,05

Dureza	81,2	HRB
--------	------	-----

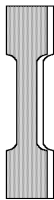
$\Delta r =$	0,17
rN =	1,59

Estrias	1,7
---------	-----

L. Lüder	não apresenta
----------	---------------



ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR



ECP - Gerência do Centro de Pesquisa

LabMec - Laboratório de Ensaios Mecânicos

Solicitante/Cliente: Roberto Guida
Solic. de Serviço: 06-03/142

Responsável: Marcos Bruno A. Oliveira
Data de Entrega: 01/12/2003

Informações Gerais sobre as Amostras:

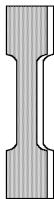
P430E - 307267B 2000B

Resultados:

ID	e (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	AT (%)	AU (%)	n	r
Longitud	0,600	332,5	477,9	31,8	19,50	0,2008	1,40
	0,601	331,0	476,3	33,8	20,36	0,2013	1,37
	0,602	330,6	476,4	32,8	20,05	0,2017	1,42
Média	0,601	331,4	476,9	32,8	19,97	0,2013	1,40
DesvPad	0,001	1,0	0,9	1,0	0,44	0,0005	0,02
Diagonal	0,595	349,3	477,9	30,8	18,56	0,1865	1,35
	0,595	348,1	480,1	35,1	19,26	0,1876	1,35
	0,598	348,8	475,4	33,3	18,28	0,1863	1,41
Média	0,596	348,7	477,8	33,1	18,70	0,1868	1,37
DesvPad	0,002	0,6	2,4	2,2	0,50	0,0007	0,04
Transvers	0,596	344,3	479,8	34,9	18,86	0,1894	1,66
	0,600	343,8	477,3	33,7	19,06	0,1885	1,67
	0,599	344,8	477,8	35,2	18,70	0,1871	1,77
Média	0,598	344,3	478,3	34,6	18,87	0,1883	1,70
DesvPad	0,002	0,5	1,3	0,8	0,18	0,0012	0,06

Dureza	80,5	HRB
--------	-------------	------------

$\Delta r =$	0,18
$rN =$	1,46



ECP - Gerência do Centro de Pesquisa

LabMec - Laboratório de Ensaios Mecânicos

Solicitante/Cliente: Roberto Guida

Responsável: Marcos Bruno A. Oliveira

Solic. de Serviço: 06-04/007

Data de Entrega: 26/01/2004

Informações Gerais sobre as Amostras:

P430E - 308590I 9001B 0,6mm - Apoio Técnico ECP

Resultados:

ID	e (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	AT (%)	AU (%)	n	r
Longitud	0,597	343,0	476,7	33,3	19,75	0,1888	1,33
	0,597	344,6	476,1	32,7	18,74	0,1886	1,24
	0,596	345,8	475,6	31,2	18,72	0,1845	1,31
Média	0,597	344,5	476,1	32,4	19,07	0,1873	1,29
DesvPad	0,001	1,4	0,6	1,0	0,59	0,0024	0,05
Diagonal	0,597	361,5	483,1	29,0	18,77	0,1769	1,15
	0,597	373,4	484,7	29,3	17,93	0,1652	1,25
	0,597	363,5	483,9	30,0	18,87	0,1774	1,18
Média	0,597	366,1	483,9	29,4	18,52	0,1732	1,19
DesvPad	0,000	6,4	0,8	0,5	0,52	0,0069	0,05
Transvers	0,597	358,7	482,2	30,5	18,29	0,1726	1,20
	0,598	360,6	480,3	33,3	19,38	0,1778	1,57
	0,596	360,0	481,9	31,3	19,20	0,1789	1,45
Média	0,597	359,8	481,5	31,7	18,95	0,1764	1,41
DesvPad	0,001	1,0	1,0	1,5	0,58	0,0034	0,19

Dureza HRB

80,5

$\Delta r =$ 0,16

rN = 1,27

Estrias

1,3/1,7

Linhas de Lüder

Não apresentou

ECP - Gerência do Centro de Pesquisa

LabMec - Laboratório de Ensaios Mecânicos

Solicitante/Cliente: Roberto Guida
Solic. de Serviço: 06-03/123

Responsável: Marcos Bruno A. Oliveira
Data de Entrega: 15/10/2003

Informações sobre as Amostras Ensaçadas:

P430E - 306119I 1000B

Resultados:

ID	e (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	AT (%)	AU (%)	n	r
Longitud	0,602	318,0	468,1	34,5	20,20	0,2046	2,03
	0,600	321,3	469,0	33,7	19,50	0,2029	1,94
	0,603	313,4	465,6	34,4	19,73	0,2074	2,11
Média	0,602	317,6	467,6	34,2	19,81	0,2050	2,03
DesvPad	0,002	4,0	1,8	0,4	0,36	0,0023	0,08
Diagonal	0,597	342,0	487,5	30,2	18,06	0,1958	1,39
	0,598	341,0	486,8	29,9	18,14	0,1964	1,49
	0,599	339,3	485,9	29,1	17,54	0,1958	1,36
Média	0,598	340,8	486,7	29,7	17,91	0,1960	1,41
DesvPad	0,001	1,4	0,8	0,6	0,33	0,0003	0,07
Transvers	0,595	328,7	469,3	33,9	18,80	0,1946	2,93
	0,597	328,1	467,1	32,7	19,24	0,1948	2,86
	0,597	328,4	467,8	32,8	18,57	0,1957	3,03
Média	0,596	328,4	468,1	33,1	18,87	0,1950	2,94
DesvPad	0,001	0,3	1,1	0,7	0,34	0,0006	0,08

Dureza	80,2	HRB
--------	------	-----

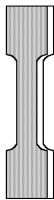
$\Delta r =$	1,07
rN =	1,95

Estrias	1,0
---------	-----

L. Lüder	não apresenta
----------	---------------



ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR



ECP - Gerência do Centro de Pesquisa

LabMec - Laboratório de Ensaios Mecânicos

Solicitante/Cliente: Roberto Guida
Solic. de Serviço: 06-03/142

Responsável: Marcos Bruno A. Oliveira
Data de Entrega: 01/12/2003

Informações Gerais sobre as Amostras:

P430E - 306130F 1200B

Resultados:

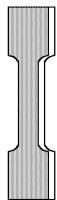
ID	e (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	AT (%)	AU (%)	n	r
Longitud	0,581	330,0	467,2	35,0	20,71	0,1949	1,43
	0,577	333,3	469,7	36,2	19,82	0,1951	1,49
	0,581	332,4	467,3	35,5	20,65	0,1945	1,51
Média	0,580	331,9	468,1	35,6	20,39	0,1948	1,48
DesvPad	0,002	1,7	1,4	0,6	0,50	0,0003	0,04
Diagonal	0,581	354,3	483,7	29,8	18,36	0,1861	1,18
	0,585	355,4	479,8	31,4	18,57	0,1849	1,22
	0,582	355,4	482,7	29,9	17,78	0,1859	1,18
Média	0,583	355,0	482,1	30,4	18,24	0,1856	1,19
DesvPad	0,002	0,6	2,0	0,9	0,41	0,0006	0,03
Transvers	0,584	335,8	464,5	39,4	19,40	0,1872	2,06
	0,582	337,1	465,6	34,6	19,76	0,1872	2,14
	0,580	339,1	468,1	34,9	19,81	0,1874	2,11
Média	0,582	337,3	466,1	36,3	19,66	0,1873	2,10
DesvPad	0,002	1,7	1,8	2,7	0,22	0,0001	0,04

Dureza	80,5	HRB
--------	-------------	------------

$\Delta r =$	0,60
$rN =$	1,49



ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR



ECP - Gerência do Centro de Pesquisa

LabMec - Laboratório de Ensaio Mecânicos

Solicitante/Cliente: Roberto Guida
Solic. de Serviço: 06-04/004

Responsável: Marcos Bruno A. Oliveira
Data de Entrega: 14/01/2004

Informações Gerais sobre as Amostras:

P430E - 308160A 8000B 0,6mm - Apoio Técnico ECP

Resultados:

ID	e (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	AT (%)	AU (%)	n	r
Longitud	0,582	358,6	484,9	33,8	19,98	0,1800	1,52
	0,584	358,6	484,5	33,9	19,97	0,1825	1,43
	0,588	356,6	483,2	34,7	18,44	0,1715	1,62
Média	0,585	357,9	484,2	34,1	19,46	0,1780	1,52
DesvPad	0,003	1,2	0,9	0,5	0,89	0,0058	0,10
Diagonal	0,588	375,7	489,8	31,0	17,68	0,1726	1,33
	0,586	376,5	491,2	30,0	17,46	0,1694	1,51
	0,584	376,7	491,7	31,6	18,03	0,1733	1,35
Média	0,586	376,3	490,9	30,9	17,72	0,1718	1,40
DesvPad	0,002	0,5	1,0	0,8	0,29	0,0021	0,10
Transvers	0,588	366,7	483,1	33,8	18,35	0,1709	1,91
	0,589	369,2	482,6	32,3	17,70	0,1694	1,91
	0,590	365,1	481,7	32,9	18,25	0,1707	1,88
Média	0,589	367,0	482,5	33,0	18,10	0,1703	1,90
DesvPad	0,001	2,1	0,7	0,8	0,35	0,0008	0,02

Dureza HRB
82,6

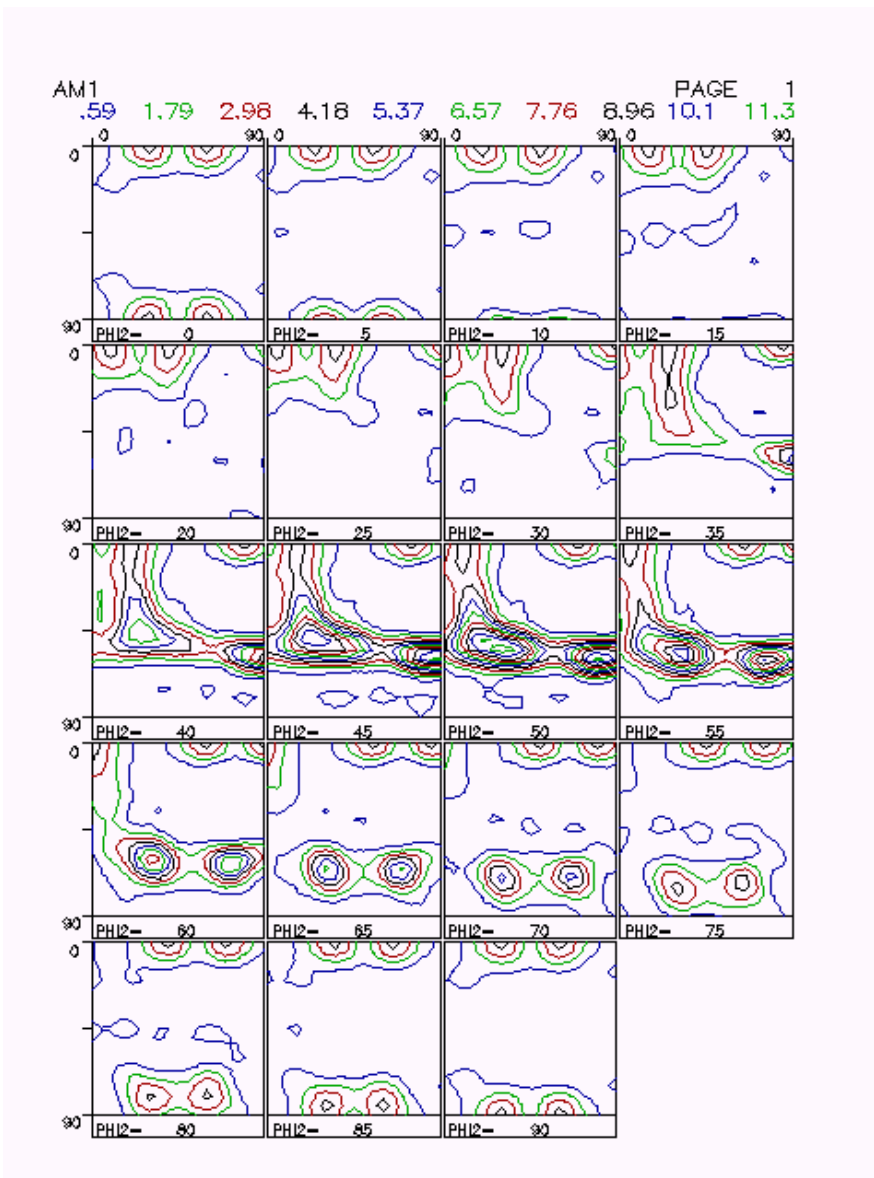
$\Delta r =$	0,32
rN =	1,55

Estrias
1,7

Linhas de Lüder
Não apresentou

APÊNDICE III

Textura Cristalográfica

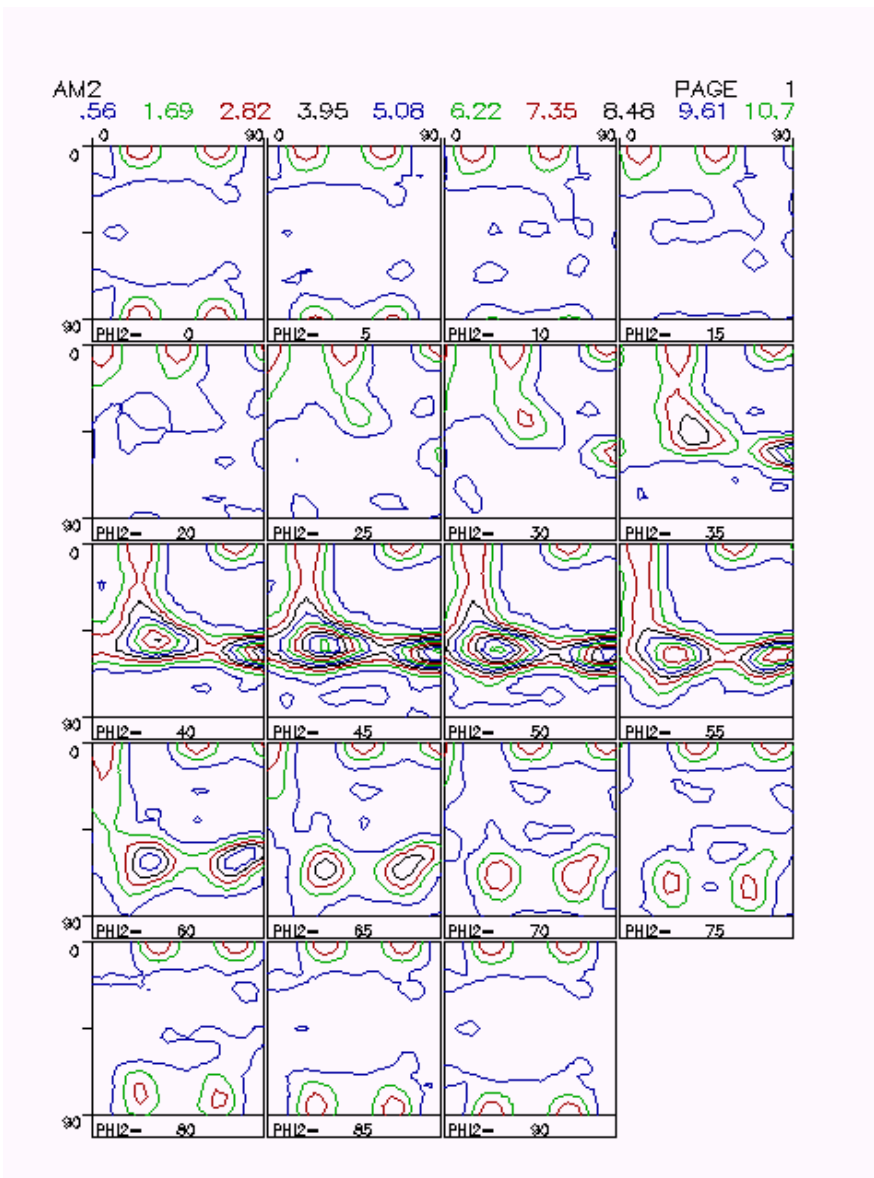
305335B2004B – Superfície

Intensidade Máx - 11,95

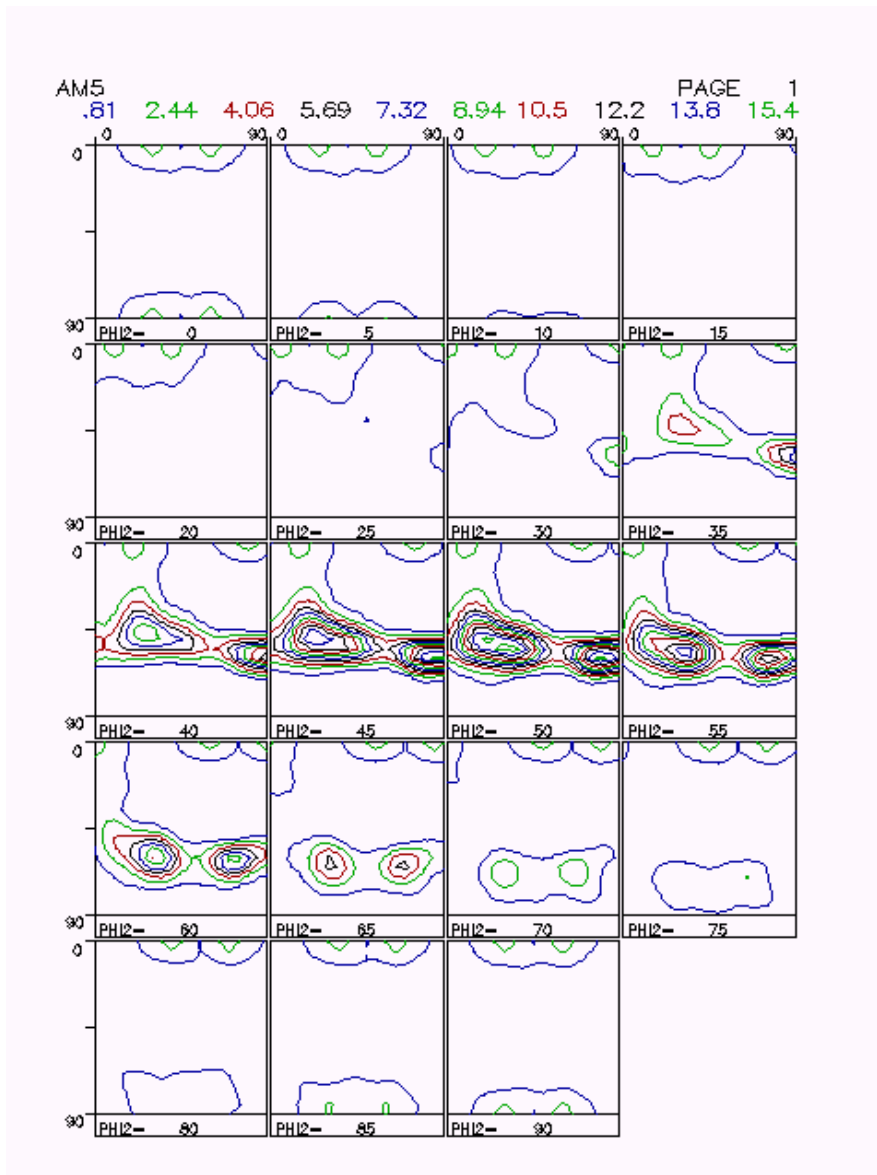
Índice J - 4,16

Resíduo - 0,058

L Máx - 22

305335B2004B Centro

Intensidade Máx - 11,31
Índice J - 3,32
Resíduo - 0,070
L Máx - 22

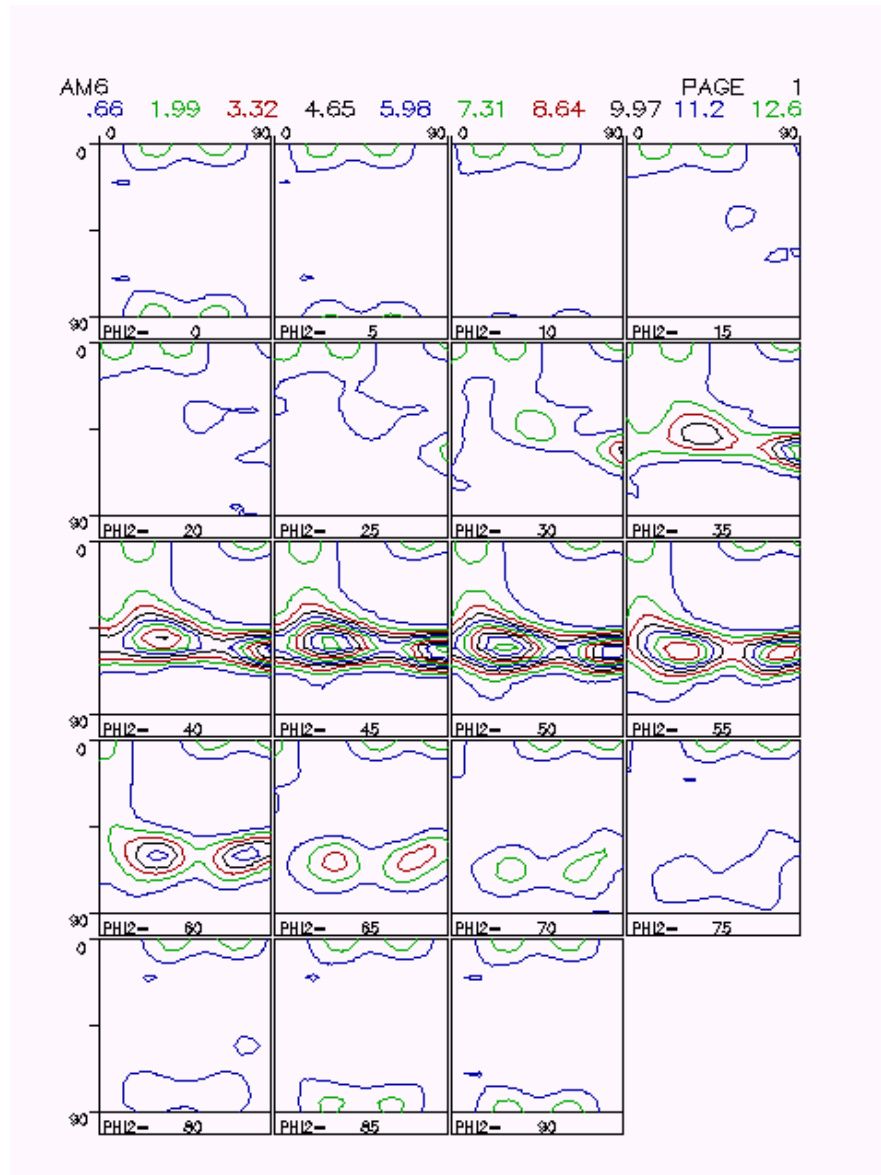
307267E2000B Superfície

Intensidade Máx - 16,27

Índice J - 5,89

Resíduo - 0,099

L Máx - 22

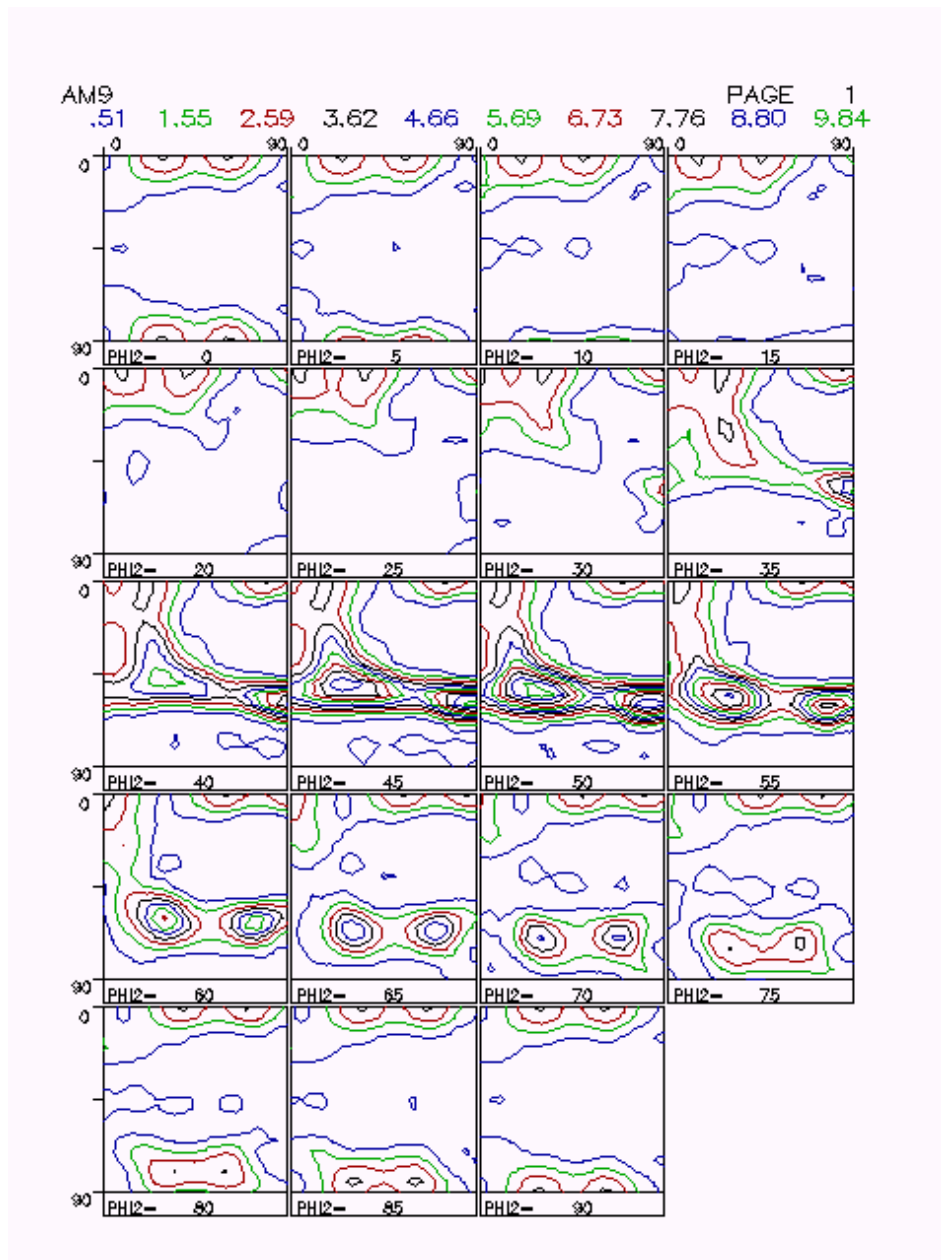
307267E2000B - Centro

Intensidade Máx - 13,29

Índice J - 4,54

Resíduo - 0,028

L Máx - 20

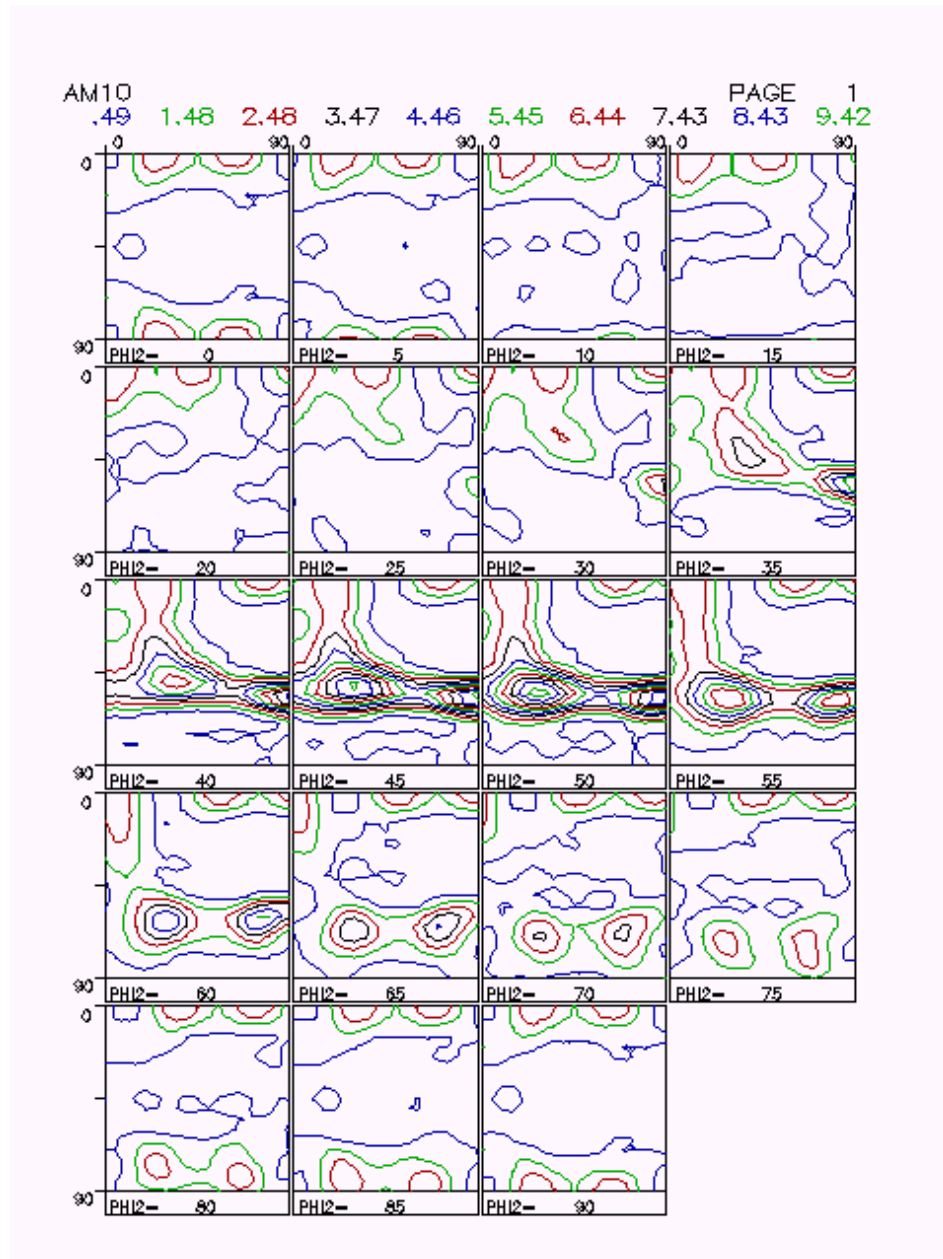
308590I9001B - Rota direta

Intensidade Máx - 10,36

Índice J - 3,46

Resíduo - 0,071

L Máx - 22

308590I9001B - Centro

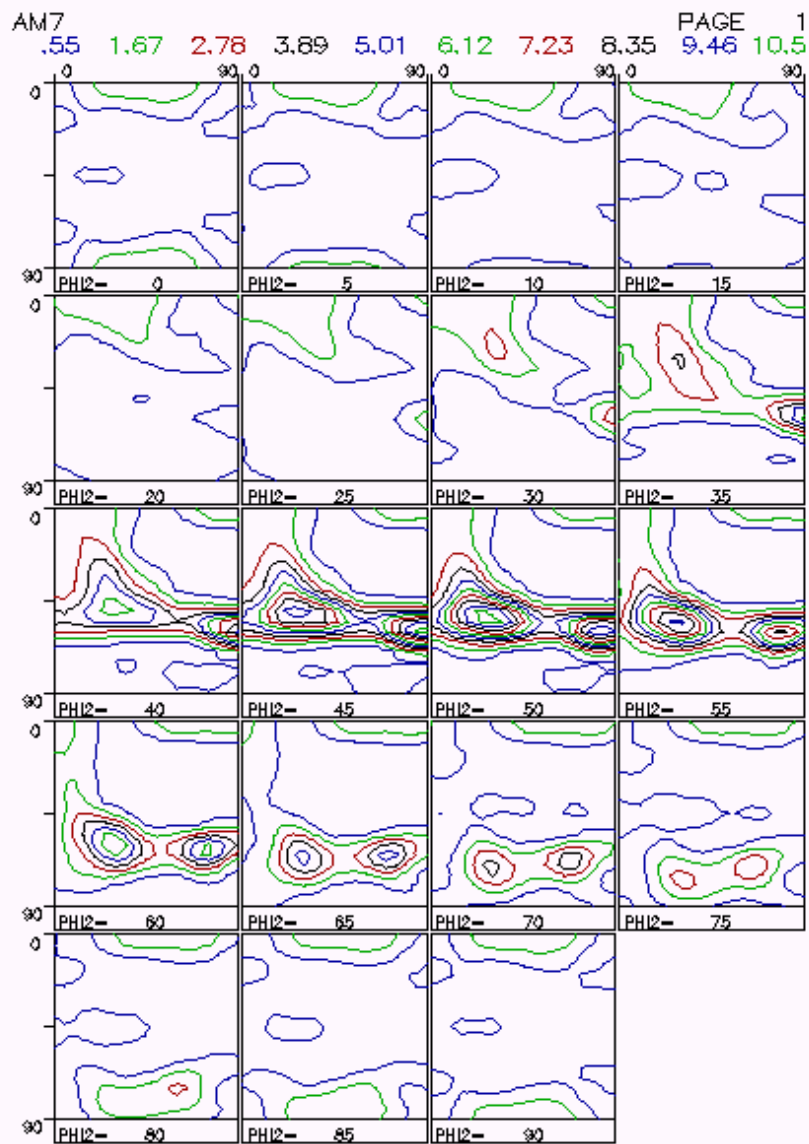
Intensidade Máx - 9,92

Índice J - 2,98

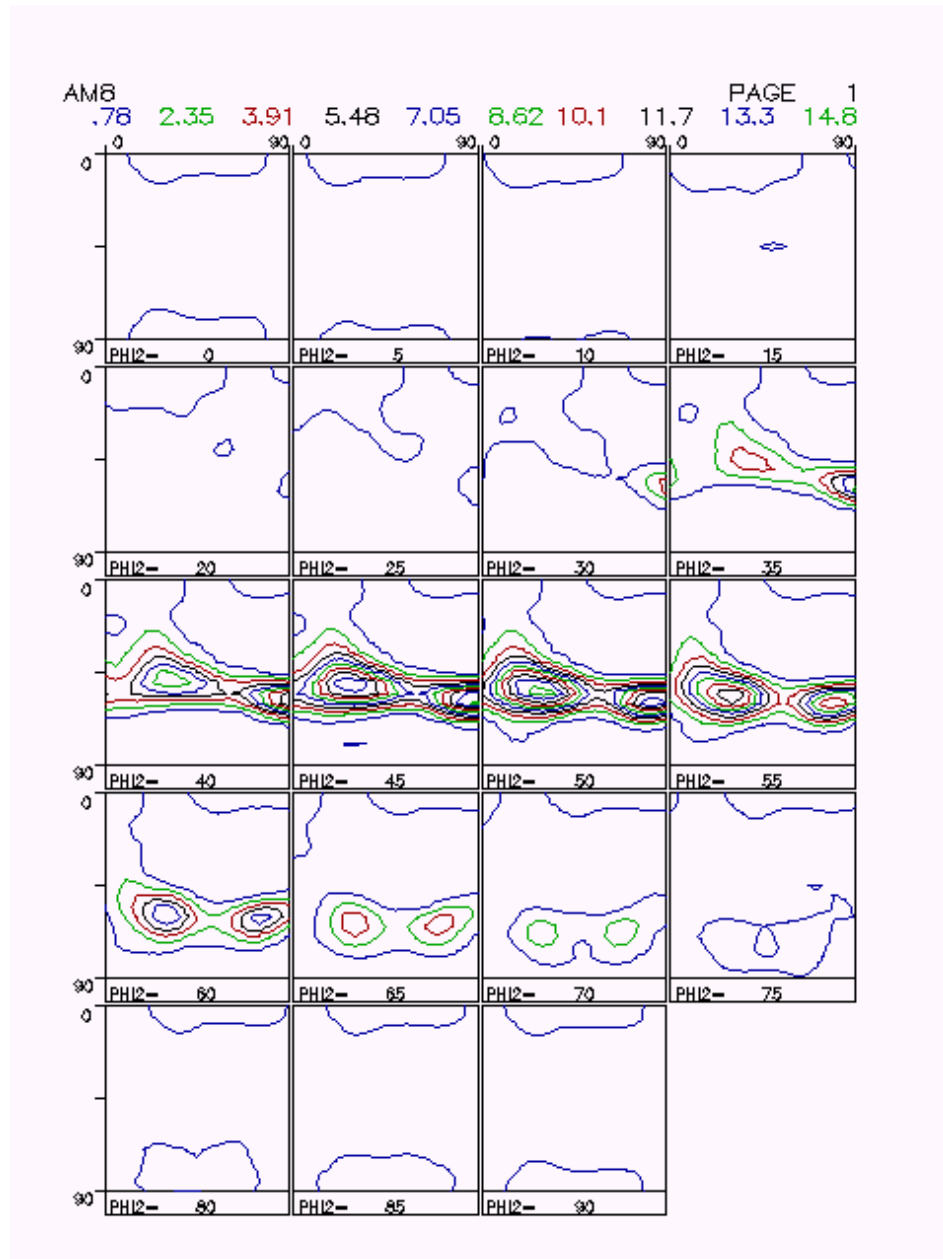
Resíduo - 0,039

L Máx - 22

308160A8000B - Superfície



Intensidade Máx - 11,14
 Índice J - 3,66
 Resíduo - 0,096
 L Máx - 22

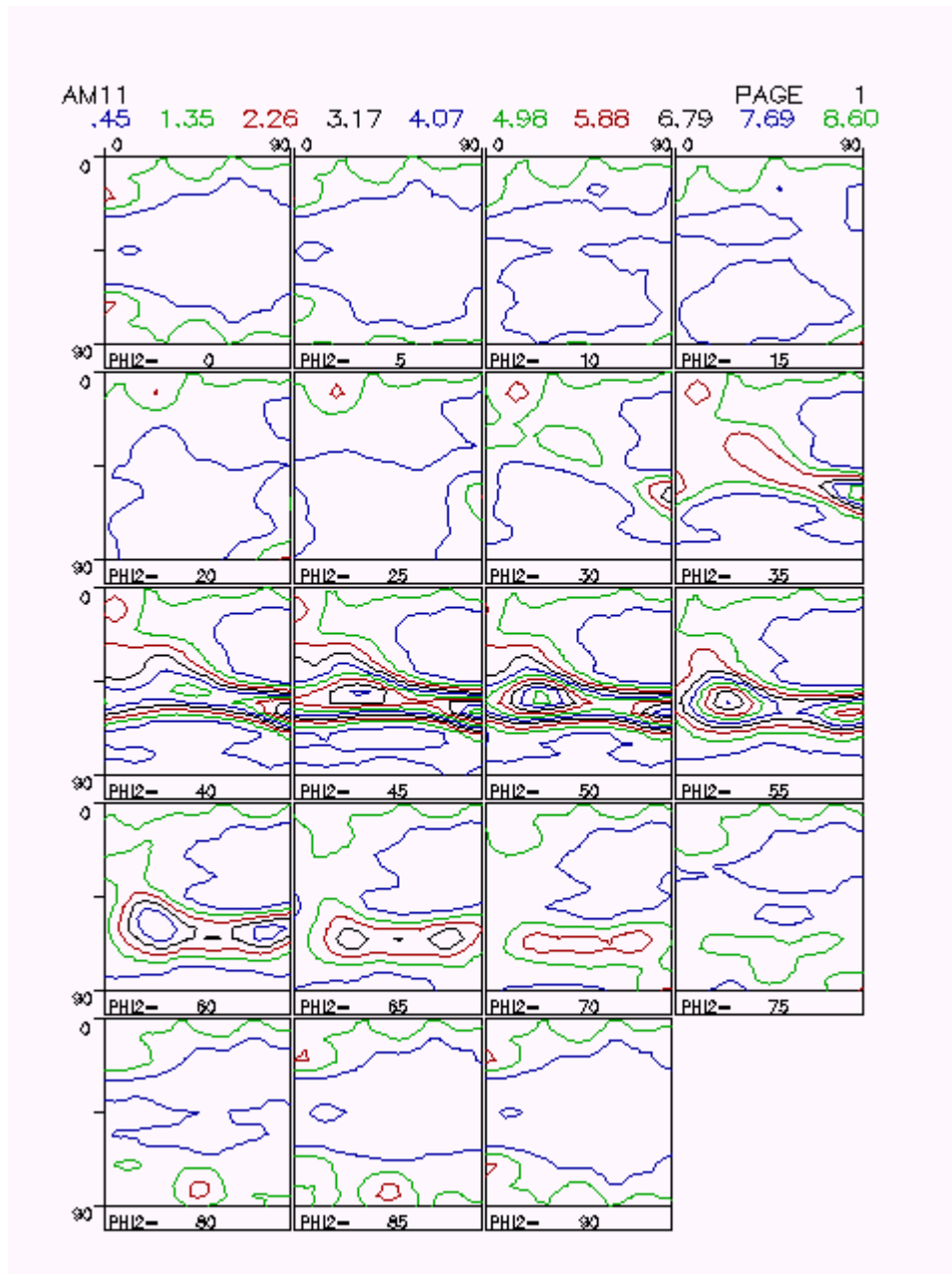
308160A8000B - Centro

Intensidade Máx - 15,68

Índice J - 5,26

Resíduo - 0,046

L Máx - 22

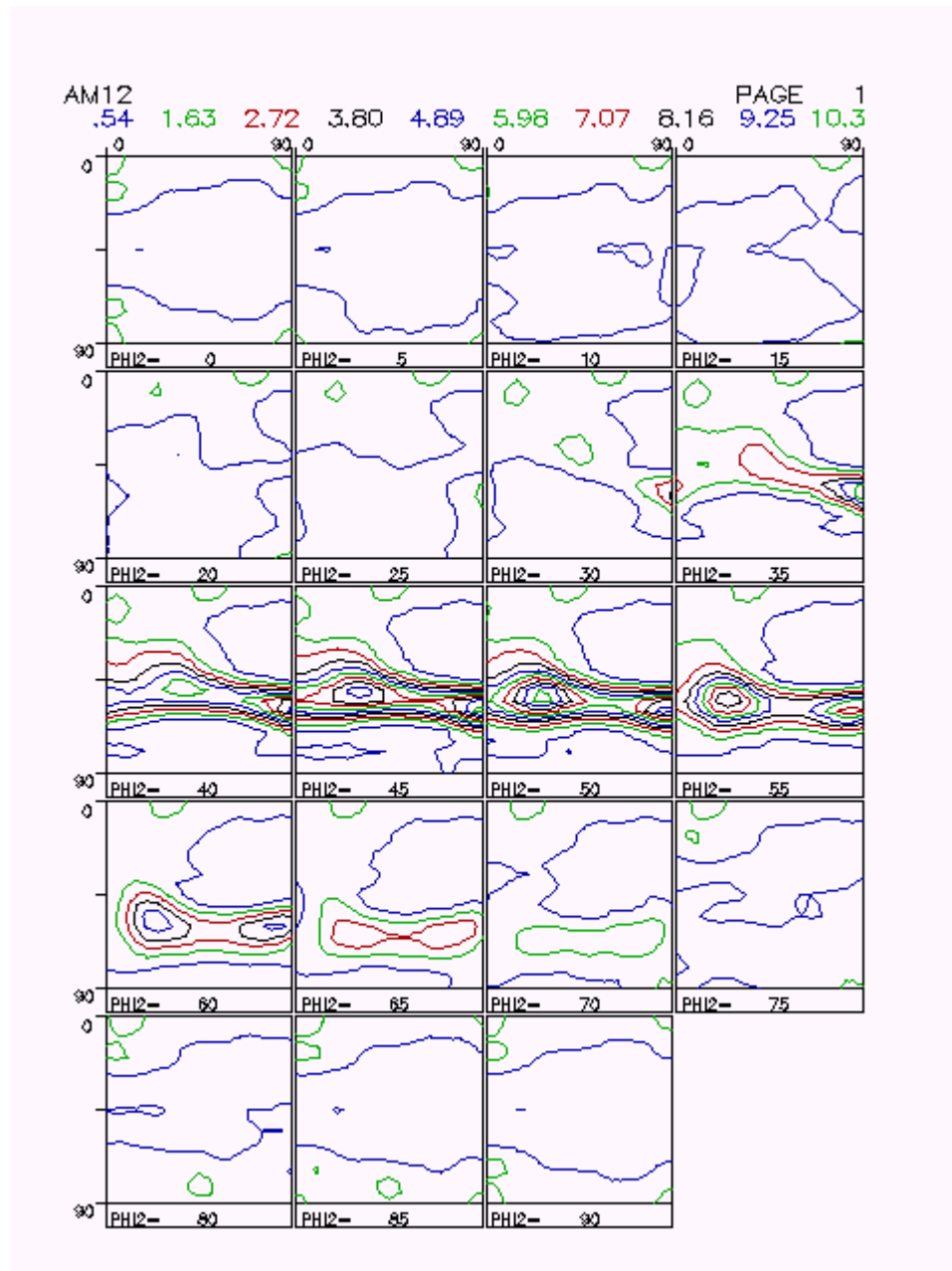
306130F1200B – Superfície

Intensidade Máx - 9,06

Índice J - 2,75

Resíduo - 0,019

L Máx - 22

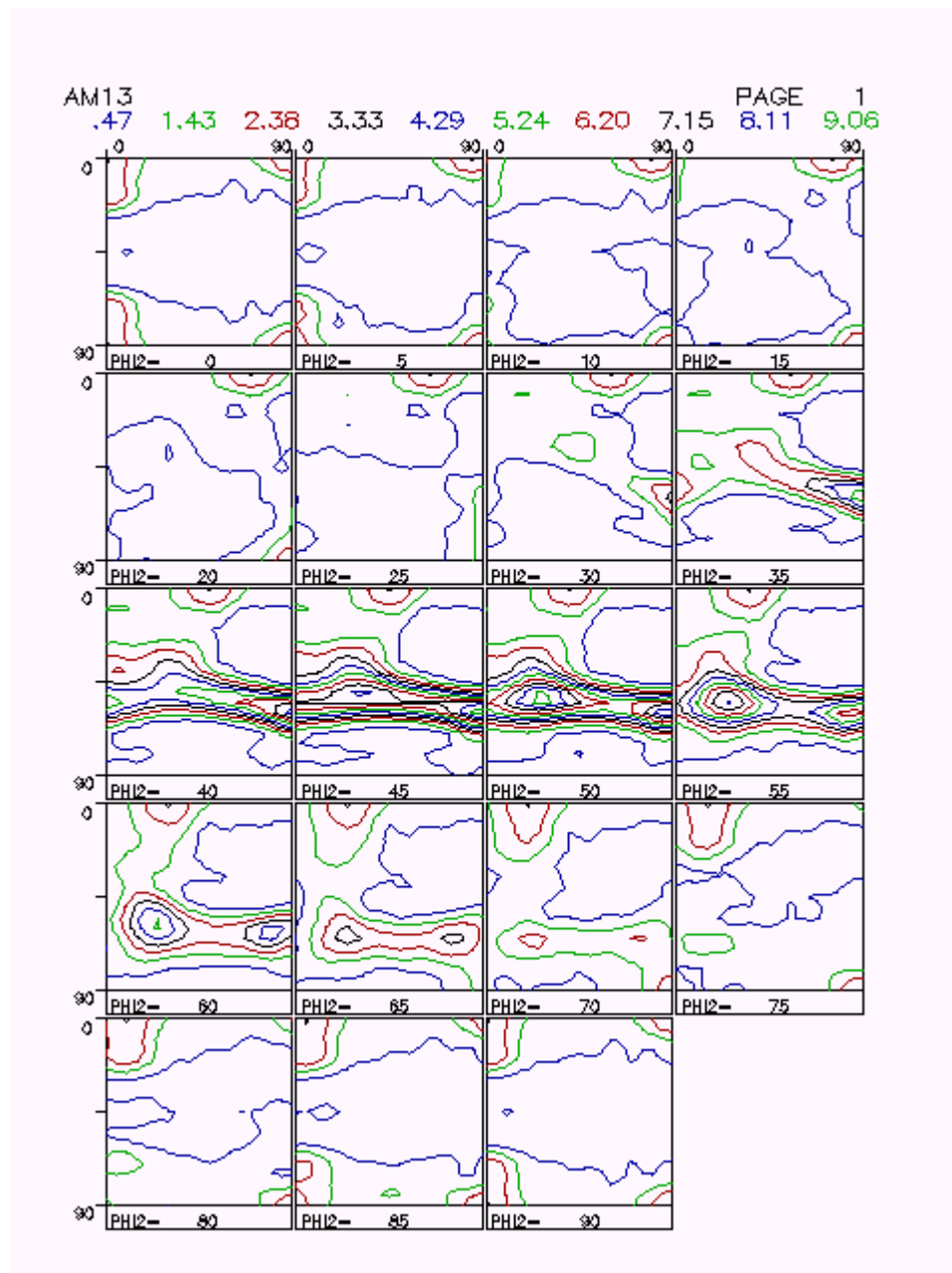
306130F1200B - Centro

Intensidade Máx - 10,88

Índice J - 3,30

Resíduo - 0,017

L Máx - 22

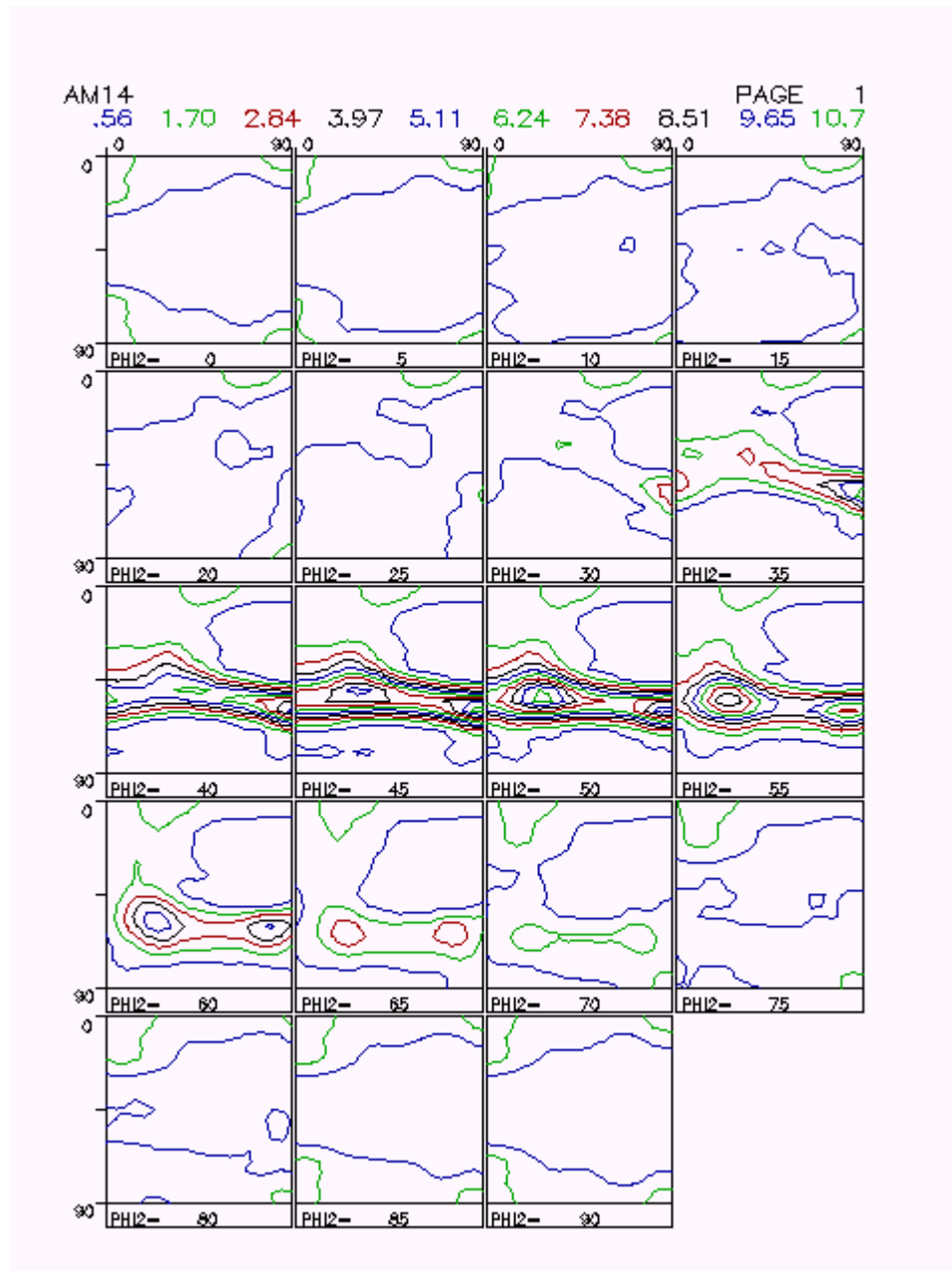
306119I1000B - Superfície

Intensidade Máx - 9,54

Índice J - 3,00

Resíduo - 0,019

L Máx -22

306119I1000B - Centro

Intensidade Máx - 11,36

Índice J - 3,52

Resíduo - 0,027

L Máx - 22

APÊNDICE IV

Ensaio Swift com punção plano



ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-03-0122 Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP

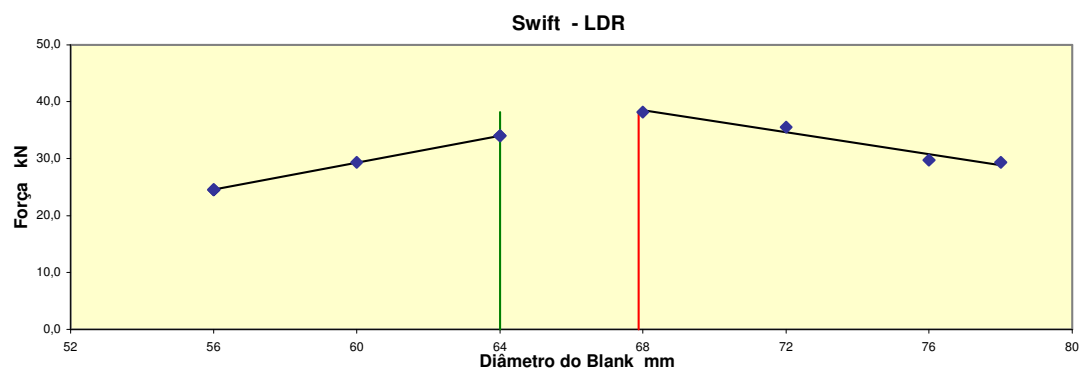


Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 305335B 2004B - A Aço: P430E Espessura: 0,60 Acabamento: 2B

Característica: Rota direta

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	33 mm	e	0,592 mm	EI	%
Dn	64 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	1,94	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	67,88 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,06	IEm	mm	F	kN
Orelham.	3,42 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	24,5 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-04-0131

Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP



Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 307267E 2000B

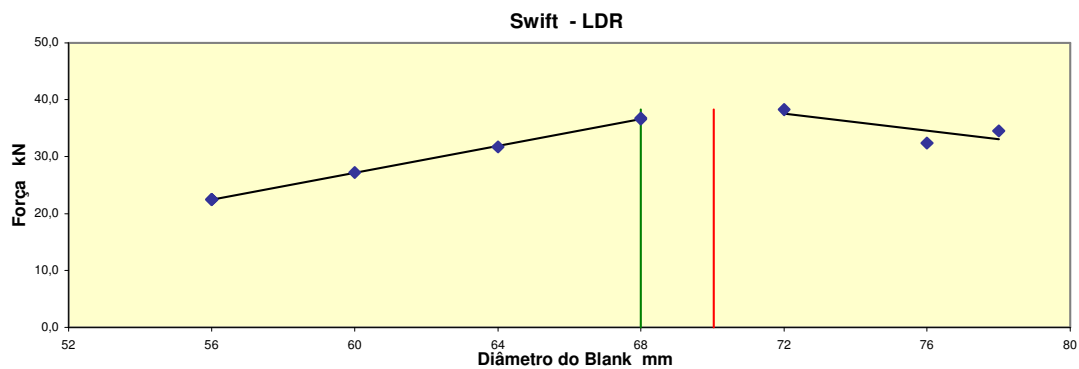
Aço: P430E

Espessura: 0,60

Acabamento: 2B

Característica: Rota direta 4,0 x 0,60

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	33 mm	e	0,596 mm	El	%
Dn	68 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	2,06	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	70,03 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,12	IEm	mm	F	kN
Orelham.	3,82 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	25,9 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-04-0134

Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP



Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 308590I 9001B

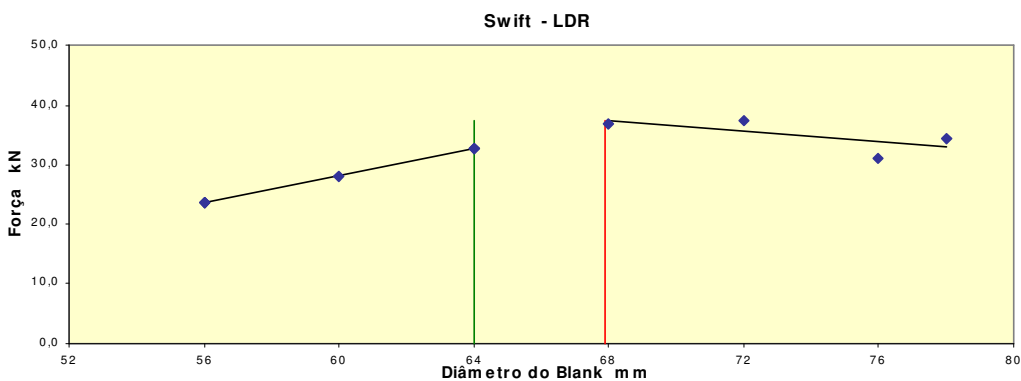
Aço: P430E

Espessura: 0,60

Acabamento: 2B

Característica: Rota direta 4,0x0,6

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	33 mm	e	0,595 mm	EI	%
Dn	64 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	1,94	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	67,91 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,06	IEm	mm	F	kN
Orelham.	4,67 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	25,4 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-03-0125 Solicitante: R. Guida
 Referencia Projeto/Apoio: ECP

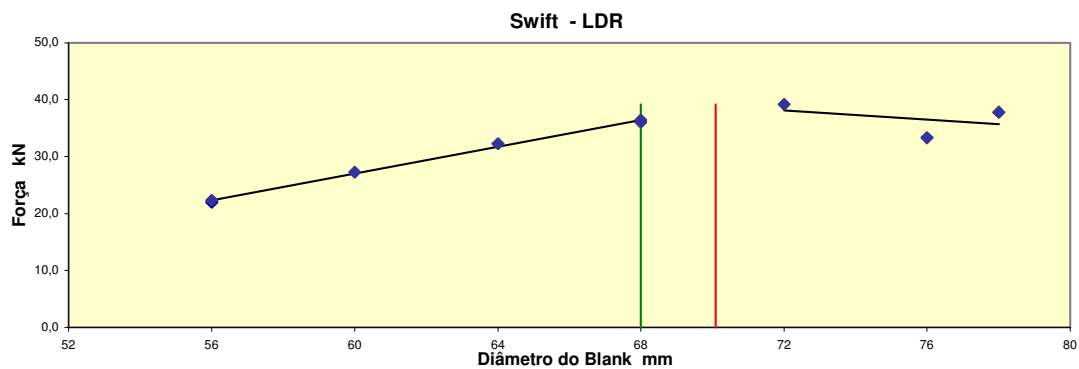


Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 306119I 1000B Aço: P430E Espessura: 0,60 Acabamento: 2B

Característica: Rota intermediária.

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	33 mm	e	0,605 mm	EI	%
Dn	68 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	2,06	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	70,09 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,12	IEm	mm	F	kN
Orelham.	9,75 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	24,5 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-04-0131

Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP



Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 306130F 1200B

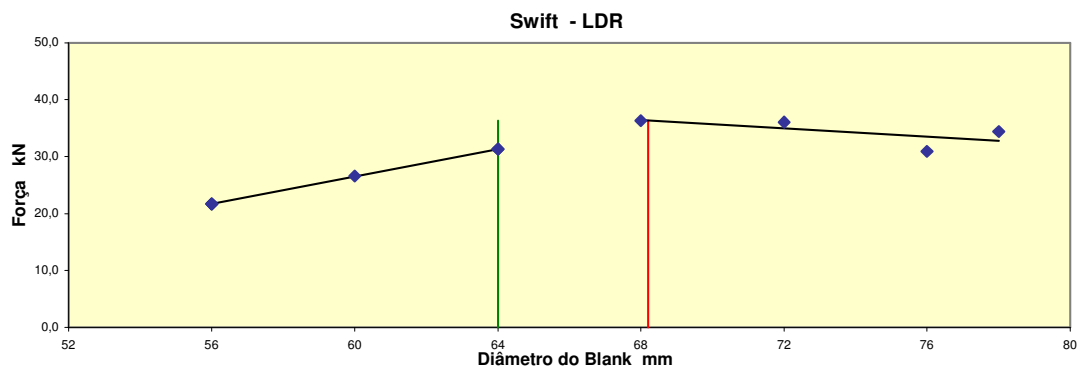
Aço: P430E

Espessura: 0,60

Acabamento: 2B

Característica: Rota intermediária 4,75 x 1,6 x 0,60

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	33 mm	e	0,584 mm	EI	%
Dn	64 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	1,94	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	68,20 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,07	IEm	mm	F	kN
Orelham.	8,10 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	26,1 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-04-0131

Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP



Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 308160A 8000B

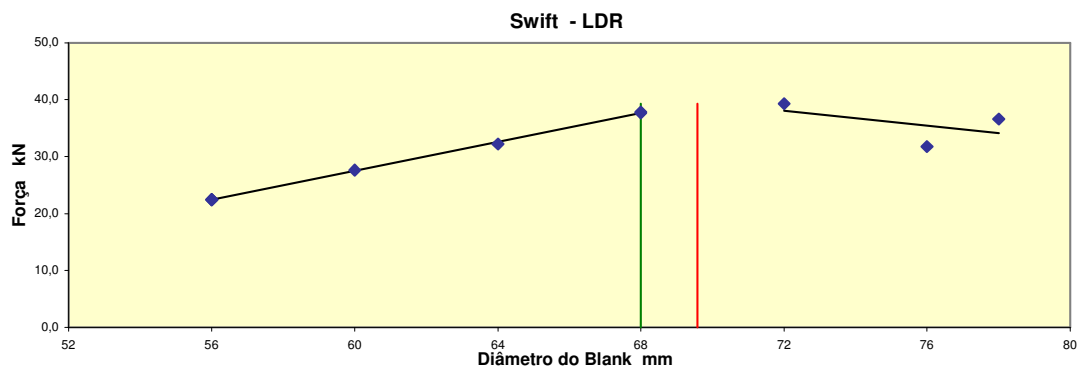
Aço: P430E

Espessura: 0,60

Acabamento: 2B

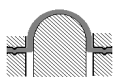
Característica: Rota intermediária 4,75 x 1,6 x 0,60

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	33 mm	e	0,595 mm	EI	%
Dn	68 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	2,06	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	69,58 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,11	IEm	mm	F	kN
Orelham.	5,29 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	26,6 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				



APÊNDICE V

Determinação do grau de orelhamento
(Swift punção plano)



LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço:

02-03-0122

Ensaio Swift: Grau de Orelhamento**Objetivo** : Obter parâmetros correlatos coma anisotropia planar Δr **Projeto/Apoio:**

ECP

Aço: P430E**Diâmetro do blank (mm)****Número de orelhas****Material:** 305335B 2004B - A

64

4

	Altura dos Picos (mm)	Altura dos Vales (mm)	Grau de Orelhamento (%)
copo1	26,00	24,52	5,86
	24,65	24,25	1,64
	24,92	23,95	3,97
	24,09	23,89	0,83
Media	24,92	24,15	3,07
Desvio	0,80	0,29	2,28
Erro	0,40	0,15	1,14
copo2	26,59	24,30	9,00
	24,56	23,98	2,39
	24,97	24,03	3,84
	24,03	23,89	0,58
Media	25,04	24,05	3,95
Desvio	1,10	0,18	3,62
Erro	0,55	0,09	1,81
copo3	26,09	24,34	6,94
	24,60	24,32	1,14
	24,78	23,99	3,24
	24,25	24,19	0,25
Media	24,93	24,21	2,89
Desvio	0,80	0,16	2,98
Erro	0,40	0,08	1,49
copo4	26,19	24,52	6,59
	24,65	24,25	1,64
	25,12	23,94	4,81
	24,55	24,11	1,81
Media	25,13	24,21	3,71
Desvio	0,75	0,25	2,41
Erro	0,38	0,12	1,20
copo5	26,14	24,48	6,56
	24,27	24,08	0,79
	24,93	23,77	4,76
	24,43	23,98	1,86
Media	24,94	24,08	3,49
Desvio	0,85	0,30	2,65
Erro	0,42	0,15	1,32
		Média	3,42
		Desvio	0,44
		Amplitude	1,06
		Erro	0,20

Robson G. Lopes

01/10/2003



LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço:

02-04-0131

Ensaio Swift: Grau de Orelhamento

Objetivo : Obter parâmetros correlatos com a anisotropia planar Δr

Projeto/Apoio:

ECP

Aço: P430E **Diâmetro do blank (mm)** 68 **Número de orelhas** 4
Material: 307267E 2000B

	Altura dos Picos (mm)	Altura dos Vales (mm)	Grau de Orelhamento (%)
copo1	30,41	28,40	6,84
	28,86	28,21	2,28
	29,71	28,36	4,65
	29,55	28,62	3,20
Media	29,63	28,40	4,24
Desvio	0,64	0,17	1,99
Erro	0,32	0,08	0,99
copo2	29,61	28,07	5,34
	28,74	28,04	2,47
	28,69	28,19	1,76
	28,68	28,24	1,55
Media	28,93	28,14	2,78
Desvio	0,45	0,10	1,75
Erro	0,23	0,05	0,88
copo3	29,77	28,13	5,66
	28,69	28,18	1,79
	29,93	28,07	6,41
	28,88	28,00	3,09
Media	29,32	28,10	4,24
Desvio	0,62	0,08	2,16
Erro	0,31	0,04	1,08
copo4	30,02	28,25	6,08
	28,73	28,31	1,47
	30,00	28,12	6,47
	29,05	28,27	2,72
Media	29,45	28,24	4,18
Desvio	0,66	0,08	2,47
Erro	0,33	0,04	1,23
copo5	29,53	28,27	4,36
	28,94	28,37	1,99
	30,05	28,29	6,03
	28,72	28,09	2,22
Media	29,31	28,26	3,65
Desvio	0,60	0,12	1,91
Erro	0,30	0,06	0,96
		Média	3,82
		Desvio	0,63
		Amplitude	1,46
		Erro	0,28

Robson G. Lopes
16/01/2004



LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço:

02-04-0133

Ensaio Swift: Grau de Orelhamento

Objetivo : Obter parâmetros correlatos com
a anisotropia planar Δr

Projeto/Apoio:

ECP

Aço: P430E

Diâmetro do blank (mm)

Número de orelhas

Material: 308590I 9001B

64

4

	Altura dos Picos (mm)	Altura dos Vales (mm)	Grau de Orelhamento (%)
copo1	26,37	23,67	10,79
	24,03	23,78	1,05
	25,12	24,26	3,48
	24,53	24,08	1,85
Media	25,01	23,95	4,29
Desvio	1,01	0,27	4,45
Erro	0,50	0,14	2,22
copo2	25,17	23,85	5,39
	24,68	24,14	2,21
	26,99	23,45	14,04
	24,26	23,79	1,96
Media	25,28	23,81	5,90
Desvio	1,20	0,28	5,65
Erro	0,60	0,14	2,82
copo3	25,86	23,70	8,72
	24,07	23,88	0,79
	25,33	23,94	5,64
	24,40	24,11	1,20
Media	24,92	23,91	4,09
Desvio	0,83	0,17	3,79
Erro	0,41	0,08	1,89
copo4	26,77	23,59	12,63
	23,99	23,83	0,67
	25,06	23,97	4,45
	24,59	24,43	0,65
Media	25,10	23,96	4,60
Desvio	1,19	0,35	5,64
Erro	0,60	0,18	2,82
copo5	25,16	23,97	4,84
	24,46	24,29	0,70
	26,49	23,82	10,61
	24,11	23,69	1,76
Media	25,06	23,94	4,48
Desvio	1,05	0,26	4,45
Erro	0,53	0,13	2,23
		Média	4,67
		Desvio	0,71
		Amplitude	1,81
		Erro	0,32

Robson G. Lopes

11/03/2004



LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço:

02-03-0125

Ensaio Swift: Grau de Orelhamento**Objetivo** : Obter parâmetros correlatos coma anisotropia planar Δr **Projeto/Apoio**:

ECP

Aço: P430E**Diâmetro do blank (mm)****Número de orelhas****Material**: 306119I 1000B

68

4

	Altura dos Picos (mm)	Altura dos Vales (mm)	Grau de Orelhamento (%)
copo1	29,55	27,07	8,76
	29,51	27,60	6,69
	31,00	27,19	13,10
	29,90	26,96	10,34
Media	29,99	27,21	9,72
Desvio	0,70	0,28	2,70
Erro	0,35	0,14	1,35
copo2	29,36	27,42	6,83
	31,11	27,38	12,75
	29,55	27,03	8,91
	29,34	26,96	8,45
Media	29,84	27,20	9,24
Desvio	0,85	0,24	2,51
Erro	0,43	0,12	1,25
copo3	29,40	27,44	6,90
	31,34	27,42	13,34
	29,55	26,83	9,65
	29,53	27,04	8,80
Media	29,96	27,18	9,67
Desvio	0,93	0,30	2,70
Erro	0,46	0,15	1,35
copo4	29,54	27,60	6,79
	30,82	27,08	12,92
	29,68	27,10	9,09
	29,77	27,31	8,62
Media	29,95	27,27	9,35
Desvio	0,59	0,24	2,57
Erro	0,29	0,12	1,29
copo5	29,77	27,55	7,75
	30,06	27,04	10,58
	29,81	26,84	10,49
	31,00	26,88	14,24
Media	30,16	27,08	10,76
Desvio	0,57	0,33	2,66
Erro	0,29	0,16	1,33
		Média	9,75
		Desvio	0,60
		Amplitude	1,52
		Erro	0,27

Robson G. Lopes

23/10/2003



LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço:

02-04-0131

Ensaio Swift: Grau de Orelhamento

Objetivo : Obter parâmetros correlatos com a anisotropia planar Δr

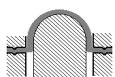
Projeto/Apoio:

ECP

Aço: P430E **Diâmetro do blank (mm)** 64 **Número de orelhas** 4
Material: 306130F 1200B

	Altura dos Picos (mm)	Altura dos Vales (mm)	Grau de Orelhamento (%)
copo1	25,25	23,38	7,69
	25,61	23,37	9,15
	25,18	23,52	6,82
	25,17	23,24	7,97
Media	25,30	23,38	7,91
Desvio	0,21	0,11	0,96
Erro	0,10	0,06	0,48
copo2	25,22	23,47	7,19
	25,20	23,25	8,05
	25,65	23,15	10,25
	25,58	23,54	8,31
Media	25,41	23,35	8,45
Desvio	0,24	0,18	1,29
Erro	0,12	0,09	0,65
copo3	25,44	23,44	8,18
	25,42	23,49	7,89
	25,12	23,48	6,75
	25,30	23,16	8,83
Media	25,32	23,39	7,91
Desvio	0,15	0,16	0,87
Erro	0,07	0,08	0,44
copo4	25,16	23,33	7,55
	25,08	23,14	8,05
	25,55	23,38	8,87
	25,36	23,71	6,73
Media	25,29	23,39	7,80
Desvio	0,21	0,24	0,90
Erro	0,11	0,12	0,45
copo5	25,22	22,94	9,47
	25,51	23,20	9,48
	25,38	23,55	7,48
	25,20	23,43	7,28
Media	25,33	23,28	8,43
Desvio	0,15	0,27	1,21
Erro	0,07	0,13	0,61
		Média	8,10
		Desvio	0,31
		Amplitude	0,65
		Erro	0,14

Robson G. Lopes
16/01/2004



LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço:

02-04-0131

Ensaio Swift: Grau de Orelhamento

Objetivo : Obter parâmetros correlatos com a anisotropia planar Δr

Projeto/Apoio:

ECP

Aço: P430E **Diâmetro do blank (mm)** 68 **Número de orelhas** 4
Material: 308160A 8000B

	Altura dos Picos (mm)	Altura dos Vales (mm)	Grau de Orelhamento (%)
copo1	29,37	27,92	5,06
	28,80	28,32	1,68
	30,70	28,45	7,61
	29,12	27,14	7,04
Media	29,50	27,96	5,35
Desvio	0,83	0,59	2,68
Erro	0,42	0,29	1,34
copo2	29,51	27,68	6,40
	29,02	27,72	4,58
	31,00	28,20	9,46
	29,24	28,79	1,55
Media	29,69	28,10	5,50
Desvio	0,89	0,52	3,31
Erro	0,45	0,26	1,66
copo3	31,32	28,49	9,46
	29,15	28,75	1,38
	29,62	27,87	6,09
	28,85	28,00	2,99
Media	29,74	28,28	4,98
Desvio	1,10	0,41	3,57
Erro	0,55	0,21	1,78
copo4	29,29	27,66	5,72
	29,04	28,33	2,48
	31,05	28,82	7,45
	29,15	27,42	6,12
Media	29,63	28,06	5,44
Desvio	0,95	0,64	2,11
Erro	0,48	0,32	1,06
copo5	30,55	28,54	6,80
	29,16	28,80	1,24
	29,41	27,82	5,56
	29,19	27,17	7,17
Media	29,58	28,08	5,19
Desvio	0,66	0,74	2,72
Erro	0,33	0,37	1,36
		Média	5,29
		Desvio	0,21
		Amplitude	0,52
		Erro	0,09

Robson G. Lopes
16/01/2004

APÊNDICE VI

Ensaio Swift punção semi-esférico



ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-03-0127

Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP



Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 305335B 2004B

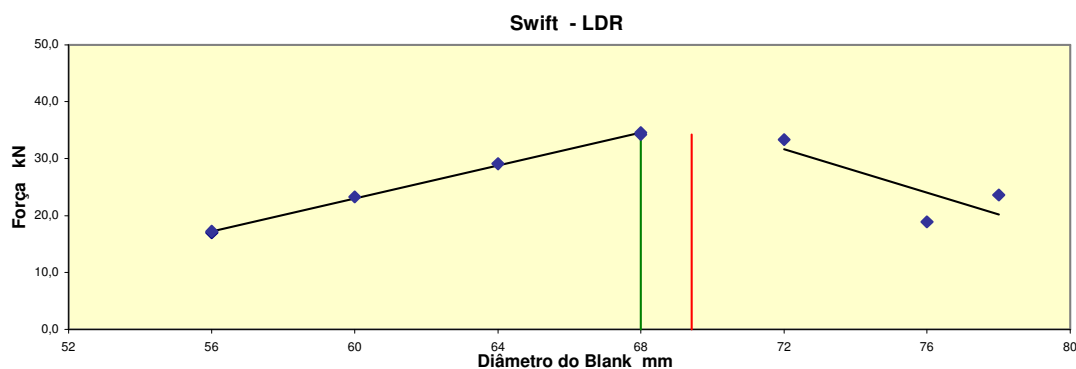
Aço: P430E

Espessura: 0,60

Acabamento: 2B

Característica: Rota direta 4,0x0,6

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	32 mm	e	0,593 mm	EI	%
Dn	68 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	2,13	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	69,42 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,17	IEm	mm	F	kN
Orelham.	9,75 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	24,2 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-03-0127

Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP



Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 307267E 2000B

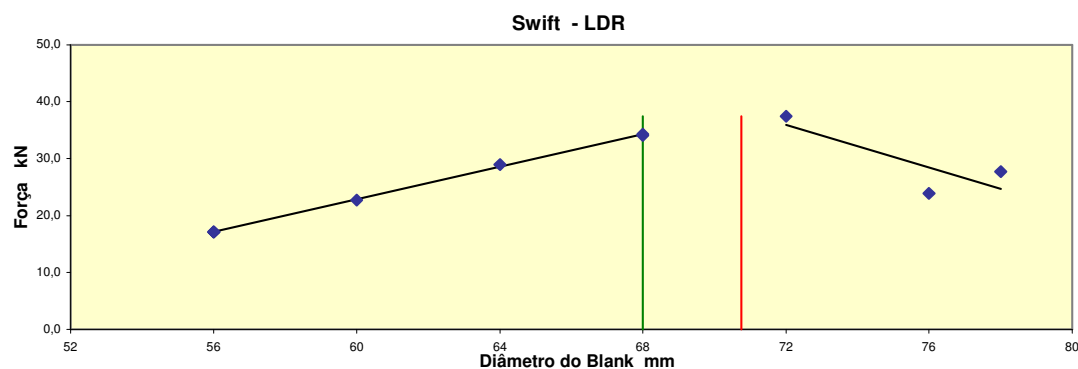
Aço: P430E

Espessura: 0,60

Acabamento: 2B

Característica: Rota direta 4,0x0,6

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	32 mm	e	0,596 mm	EI	%
Dn	68 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	2,13	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	70,76 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,21	IEm	mm	F	kN
Orelham.	9,75 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	24,2 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-04-0134

Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP



Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 308590I 9001B

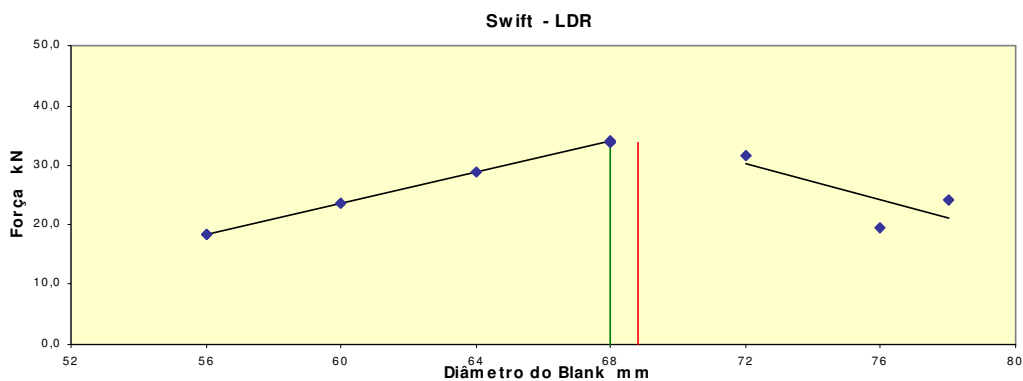
Aço: P430E

Espessura: 0,60

Acabamento: 2B

Característica: Rota direta 4,0x0,6

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	32 mm	e	0,584 mm	EI	%
Dn	68 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	2,13	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	68,83 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,15	IEm	mm	F	kN
Orelham.	%	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	23,8 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-03-0127

Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP



Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 306119I 1000B

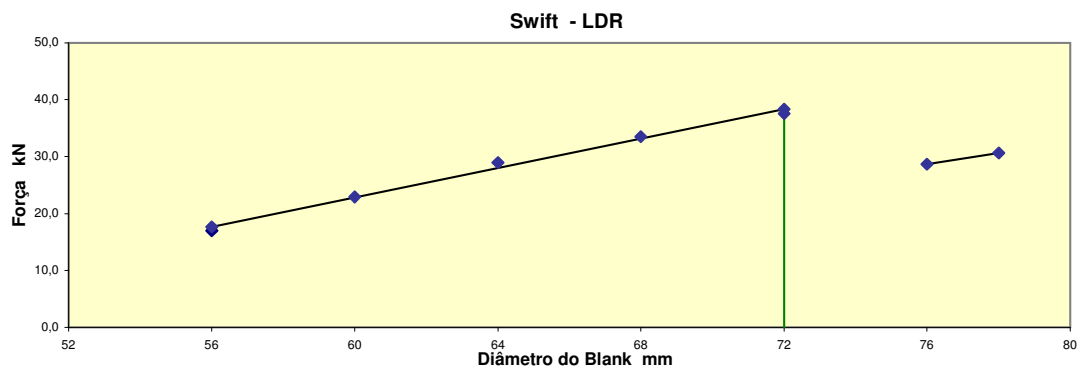
Aço: P430E

Espessura: 0,60

Acabamento: 2B

Característica: Rota direta 4,75x1,6x0,6

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	32 mm	e	0,607 mm	El	%
Dn	72 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	2,25	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	28,73 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	0,90	IEm	mm	F	kN
Orelham.	9,75 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	24,2 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-03-0127 Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP

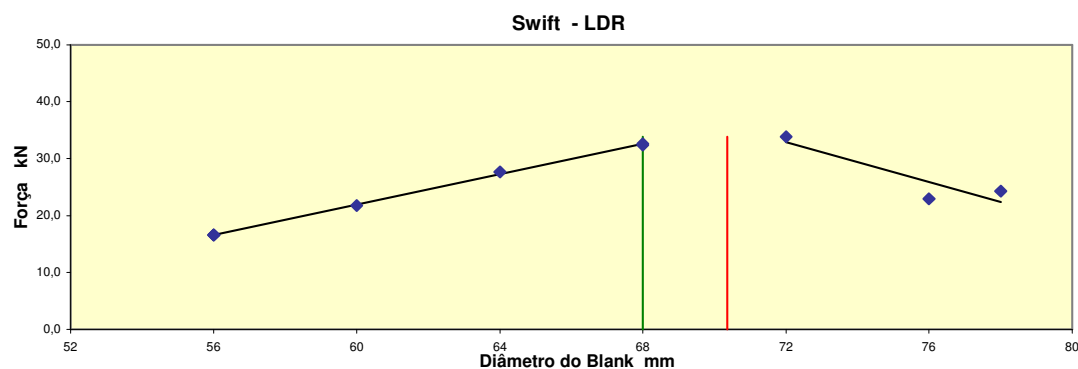


Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 306130F 1200B Aço: P430E Espessura: 0,60 Acabamento: 2B

Característica: Rota direta 4,0x0,6

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	32 mm	e	0,584 mm	EI	%
Dn	68 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	2,13	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	70,36 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	2,20	IEm	mm	F	kN
Orelham.	9,75 %	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	24,3 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				





ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR

CENTRO DE PESQUISA

RELATÓRIO DE RESULTADOS DO LABORATÓRIO DE ESTAMPAGEM

Solicitação de serviço : 02-04-0134

Solicitante: R. Guida

Referencia Projeto/Apoio: ECP



Objetivo: Obter informações sobre estampabilidade de aço ferrítico.

Material: 308160A 8000B

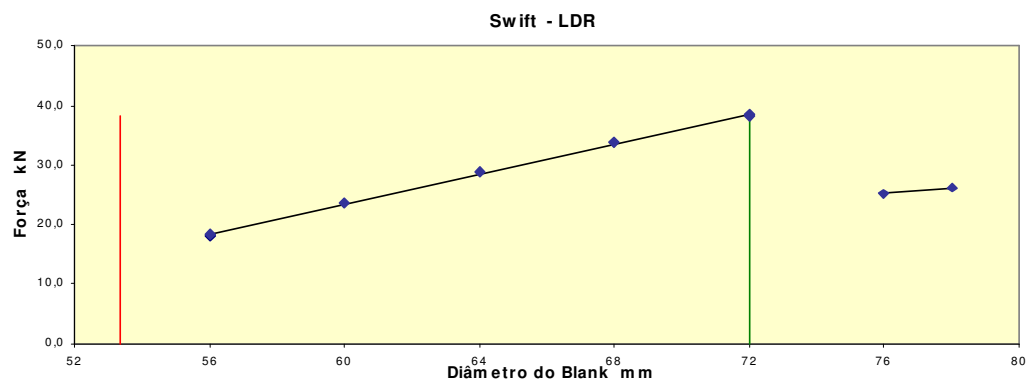
Aço: P430E

Espessura: 0,60

Acabamento: 2B

Característica: Rota intermediária 4,75 x 1,6 x 0,60

Ensaio de embutimento		Ensaio de estiramento		Ensaio de expansão de furo	
Swift		Erichsen		KWI	
Dp	32 mm	e	0,584 mm	EI	%
Dn	72 mm	IEpvc+m	mm	Ed	%
LDRn	2,25	Δepvc+m	%	Et	%
Dc	53,35 mm	Fpvc+m	kN	Em	%
LDRc	1,67	IEm	mm	F	kN
Orelham.	%	Δem	%	h	mm
nº orelhas	4	Fm	kN	v	mm/min
t	24,3 °C	v	mm/min		
v	600 mm/min				



APÊNDICE VII

Ficha Técnica Frimostamp 180 B500S

FRIMOSTAMP 180 B500S

Óleo Semi-Sintético com aditivos E.P. para Estampagem e Repuxo Profundo

Finalidade

Lubrificante para estampagem e repuxo profundo, de manufaturados de metais ferrosos e aço inoxidável.

Descrição

É um líquido viscoso, de cor amarelada e castanho, com peso específico próximo a unidade. Sua composição não contém: Cloro, Enxofre e pigmentos; o que facilita sua remoção de sobre o metal onde foi aplicado, sem formar sabões metálicos insolúveis, quando o contato com soluções alcalinas ou ácidas na limpeza e preparação do material para acabamento.

Instruções para uso

Frimostamp 180 B500S é usado puro ou diluído em até 10 partes de água, aplicando-se sobre a superfície da chapa de maneira usual : com trincha, rolo, gotejamento, pano ou estopa.

Lubrifica por igual toda a superfície do metal de modo uniforme e contínuo, sem formar retração e agrupamento em gotículas prejudiciais à boa lubrificação.

Características Típicas

Viscosidade 25°C copo Ford nº 4	75 seg +/- 5%
Densidade à 20°C	1,00 - 1,05
Emulsão	Permanente e Estável
Aparência	Límpida

Frimoz Química - Rua Padre Manoel da Nóbrega, 303 - Vila Sfeir - Indaiatuba

APÊNDICE VIII

Análises Estatísticas (MiniTab)

Determinação da incerteza dos resultados obtidos

A incerteza foi calculada, como sendo:

$$\xi = \frac{\sigma}{\sqrt{n}} t_s \quad (\text{A})$$

onde ξ é a incerteza em cada direção, σ , o desvio padrão da amostra, n o tamanho da amostra e t_s , o fator de “Student” que leva em consideração o tamanho da amostra (para um tamanho de amostragem entre três e dez) e o nível de confiabilidade requerida dos dados (LINK/2, 1999);

Após esta etapa executou-se os cálculos dos intervalos de incerteza para 95% de confiabilidade, sendo utilizado o Fator t_s de “Student” igual a (LINK/2, 1999):

- (\pm) 4,30 - para amostragem com três dados,
- (\pm) 2,31 - para amostragem de nove dados.

Cada um dos índices foram avaliados comparativamente em relação a rota de fabricação aplicando-se o critério de hipótese nula. Segundo este critério, quando a probabilidade "P" for inferior à 0,05 (5%), a igualdade dos índices é nula, e quando superior à 0,25 (25%), constata-se sua tendência à igualdade estatística, rejeitando-se a hipótese nula. No intervalo entre 0,05 e 0,25, a comparação dos valores podem ter significado ou não (é geralmente indeterminada), dependendo de cada caso (TAQUEDA, 2001).

Tamanho de Grão ASTM :

One-way ANOVA: C2 versus C1 - Tamanho de Grão

Source	DF	SS	MS	F	P
C1	1	0,0050	0,0050	0,18	0,679
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----	
RD	9	8,8556	0,1333	(-----*-----)	
VI	9	8,8889	0,1965	(-----*-----)	
-----+-----+-----+-----					
Pooled StDev =		0,1679		8,800	8,880 8,960

r0:

One-way ANOVA: C11 versus C10 - r0

Source	DF	SS	MS	F	P
--------	----	----	----	---	---

C10	1	0,4544	0,4544	11,45	0,004
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+	
RD	9	1,3578	0,0716	(-----*-----)	
VI	9	1,6756	0,2725		(-----*-----)
-----+-----+-----+-----+					
Pooled StDev =	0,1992			1,40	1,60 1,80

r45:**One-way ANOVA: C14 versus C13 - r45**

Source	DF	SS	MS	F	P
C13	1	0,0022	0,0022	0,13	0,727
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+	
RD	9	1,3567	0,1422	(-----*-----)	
VI	9	1,3344	0,1224		(-----*-----)
-----+-----+-----+-----+					
Pooled StDev =	0,1327			1,260	1,320 1,380 1,440

r90:**One-way ANOVA: C2 versus C1 - r90**

Source	DF	SS	MS	F	P
C1	1	1,730	1,730	11,48	0,004
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+	
RD	9	1,6944	0,2670	(-----*-----)	
VI	9	2,3144	0,4798		(-----*-----)
-----+-----+-----+-----+					
Pooled StDev =	0,3882			1,75	2,10 2,45

Coefficiente de anisotropia normal:**One-way ANOVA: C5 versus C4 - \bar{r}**

Source	DF	SS	MS	F	P
C4	1	0,0748	0,0748	1,69	0,263
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+	
RD	3	1,4400	0,1609	(-----*-----)	
VI	3	1,6633	0,2501		(-----*-----)
-----+-----+-----+-----+					
Pooled StDev =	0,2103			1,25	1,50 1,75 2,00

Coefficiente de anisotropia planar:**One-way ANOVA: C8 versus C7 - Δr**

Source	DF	SS	MS	F	P
C7	1	0,936	0,936	5,33	0,082
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+	
RD	3	0,1700	0,0100	(-----*-----)	
VI	3	0,9600	0,5927		(-----*-----)
-----+-----+-----+-----+					
Pooled StDev =	0,4192			0,00	0,60 1,20

Limite de Escoamento:**One-way ANOVA: C8 versus C7 - LE**

Source	DF	SS	MS	F	P
--------	----	----	----	---	----------

C7	1	28	28	0,15	0,699
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+-----	
RD	9	338,28	5,78	(-----*-----)	
VI	9	335,78	18,16	(-----*-----)	
-----+-----+-----+-----+-----					
Pooled StDev =		13,47		330,0	336,0 342,0

Limite de Resistência:

One-way ANOVA: C11 versus C10 - LR

Source	DF	SS	MS	F	P
C10	1	176,7	176,7	3,81	0,069
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+-----	
RD	9	479,54	4,92	(-----*-----)	
VI	9	473,28	8,28	(-----*-----)	
-----+-----+-----+-----+-----					
Pooled StDev =		6,81		470,0	475,0 480,0 485,0

Alongamento Total:

One-way ANOVA: C2 versus C1 - At

Source	DF	SS	MS	F	P
C1	1	44,18	44,18	21,51	0,000
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+-----	
RD	9	31,500	1,849	(-----*-----)	
VI	9	34,633	0,831	(-----*-----)	
-----+-----+-----+-----+-----					
Pooled StDev =		1,433		31,5	33,0 34,5

Alongamento Uniforme:

One-way ANOVA: C5 versus C4 - Au

Source	DF	SS	MS	F	P
C4	1	3,441	3,441	5,17	0,037
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+-----	
RD	9	19,014	0,936	(-----*-----)	
VI	9	19,889	0,675	(-----*-----)	
-----+-----+-----+-----+-----					
Pooled StDev =		0,816		18,60	19,20 19,80 20,40

Dureza:

One-way ANOVA: C2 versus C1 - Dureza

Source	DF	SS	MS	F	P
C1	1	0,202	0,202	0,22	0,667
Level	N	Mean	StDev	-----+-----+-----+-----+-----	
RD	3	80,733	0,404	(-----*-----)	
VI	3	81,100	1,308	(-----*-----)	
-----+-----+-----+-----+-----					
Pooled StDev =		0,968		80,0	81,0 82,0

LDR nominal - Swift Punção Plano

One-way ANOVA: C11 versus C10 - LDRn punção plano

