

**ANDRÉ SERENO LOPES**

**Aspectos da melhoria da estampabilidade de chapas de aço baixo  
teor de carbono**

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

SÃO PAULO

2006

**ANDRÉ SERENO LOPES**

**Aspectos da melhoria da estampabilidade de chapas de aço baixo  
teor de carbono**

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

Área de concentração:

Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:

Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut

SÃO PAULO

2006

**AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.**

#### FICHA CATALOGRÁFICA

Lopes Sereno, André

Aspectos da melhoria da estampabilidade de chapas de aço baixo teor de carbono. São Paulo, 2006

107p.

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

1.Aços para estampagem. 2.Laminação a frio. 3. Textura. 4. Coeficiente de encruamento. I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. II.

À Deus, aos meus pais Nicodemos e  
Darci, ao meu irmão Silas

E àquela que será minha  
companheira.

## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut, pela sua dedicação, atenção, companheirismo e incentivo.

Ao Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, pela inspiração para o estudo da Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Ao Prof. Dr. Nelson Batista de Lima e ao Técnico René Ramos de Oliveira do Instituto de Pesquisas Energéticas e nucleares, pelo auxílio com a difração de raios-X.

Ao Dr. Antenor Ferreira Filho da Brasmatal Waelzholz, pela motivação, apoio, companheirismo e solidariedade no desenvolvimento deste trabalho.

À Brasmatal Waelzholz Indústria e Comércio S.A., pelas facilidades oferecidas e pela oportunidade.

Aos colegas da Brasmatal Waelzholz pela ajuda e interesse, em especial ao Técnico Metalurgista Francisco Clayton de Oliveira e a Dra. Clara Herrera Inés Pulgarín.

À M. Eng. Vanessa P.V. Branco e ao Eng. Benedito D. Chivites do laboratório de materiais da Cosipa.

Ao Eng. Luciano de Assis Santana pelo apoio nos estudos e simulações por elementos finitos.

À Scorpions Indústria Metalúrgica LTDA, em especial ao Sr. Pedro Paulo da Silva Filho pelo apoio aos testes práticos realizados.

Ao apoio de toda minha família.

LOPES, A.S. **Aspectos da melhoria da estampabilidade de chapas de aço baixo teor de carbono**. 2006. 107p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006

O processo de conformação de chapas planas, estampagem, consiste na obtenção de peças conforme o projeto do processo e do produto. Faz-se necessária uma margem de segurança para que as variações de processo e do material possam ser absorvidas e o sucesso seja alcançado no processo de produção do componente. O presente trabalho mostra aspectos de estampabilidade de uma chapa de aço de baixo teor de carbono, o material mais utilizado no processo de estampagem. Estes aspectos são descritos e demonstrados como influenciam no processo de estampagem. No caso prático apresentado, evidencia-se que com a aplicação dos conhecimentos científicos de comportamento mecânico do material obtém-se uma melhoria no desempenho do processo e, conseqüentemente, na redução de custos e no aumento de competitividade.

Como objetivo principal, tem o presente trabalho estudar a influência da redução a frio de acabamento do processo de relaminação no coeficiente de encruamento e mostrar como este estudo teve participação na solução e aplicação de uma peça-exemplo. Conseqüentemente há como objetivos secundários o estudo da influencia do tamanho de grão no coeficiente de encruamento, o desenvolvimento da textura cristalográfica antes e após a conformação da peça-exemplo e demonstrar a importância da utilização do método de elementos finitos no processo de conformação por estampagem para determinação dos tipos de conformação predominante no processo.

Para realização do trabalho foram utilizados dois aços de baixo teor de carbono com composição química semelhantes porem com processos de fabricação diferenciados. Atenção especial foi dada a redução aplicada na laminação de acabamento de ambos os aços, através do uso de medidores de espessura e redução através de raios-X. Os aços foram caracterizados antes da conformação da peça-exemplo quanto a orientação cristalográfica através de difração de raios-X e EBSD, quanto as propriedades mecânicas através de ensaios mecânicos de tração e quanto a microestrutura e tamanho de grão através de metalografia. Foi realizada uma simulação de estampagem da peça-exemplo através de elementos finitos afim de determinar o tipo de conformação predominante na região mais solicitada da peça-exemplo. A peça-exemplo foi conformada na pratica e caracterizada a distribuição das deformações através da medições da rede circulo previamente impressa na superfície da chapa na região mais

solicitada conforme previamente determinado através da simulação. A orientação cristalográfica da região mais solicitada também foi caracterizada.

Os resultados mostram a influencia de uma pequena variação na redução, 0,73% e 0,34%, aplicada na laminação de acabamento no coeficiente de encruamento. Para confirmação de que a redução aplicada foi a principal influenciadora no resultado o coeficiente de encruamento foi calculado através de equações disponíveis na literatura que correlacionam composição e tamanho de grão com o coeficiente de encruamento. A textura preferencial dos dois aços também foi avaliada através de figuras de função de orientação da distribuição e o comportamento dos dois aços foi relativamente semelhante, onde o aço com melhor desempenho demonstrou um aumento na componente  $\{223\}$  também conhecida como  $\gamma'$ . O estudo através de elementos finitos mostra que região mais solicitada da peça tem conformação predominada por estiramento. Por fim é mostrada a melhor distribuição das deformações na peça-exemplo produzida com aço de maior coeficiente de encruamento.

Concluindo o trabalho permitiu a avaliação da influencia da redução aplicada na laminação de acabamento de aços de baixo teor de carbono nas propriedades mecânicas do aço e também o resultado deste comportamento mecânico na peça-exemplo adotada. Também permitiu avaliar a evolução da textura cristalográfica dos dois aços escolhidos antes e após a conformação da peça-exemplo.

Palavras chaves: Aços para estapagem. Laminação a frio. Textura. Coeficiente de encruamento.

LOPES, A.S. **Aspects of formability improvement of low carbon steel sheets**. 2006. 107p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006

The forming process of plain sheets, stamping, consists on the obtainment of parts according to the project of the process and the product. A safety margin becomes necessary so that the process variations and of the material can be absorbed and the success is reached in the process of production of the component. The present paper shows aspects of formability of a steel sheet of low carbon content, the most used material in the stamping process. These aspects are described and demonstrated how they influence the stamping process. In the presented case, it is proven that with the application of the scientific knowledge of mechanical behavior of the material an improvement in the performance of the process is reached and, consequently, the reduction of costs and the increase of competitiveness.

As main objective, the present work study the influence of the cold reduction applied on skin pass of the cold rolling process on the strain hardening coefficient and to show how this study had participated on the solution and application of an part. Consequently it has as secondary objective the study of influences of the size of grain in the coefficient of strain hardening, the development of texture before and after forming of the part and to demonstrate the importance of the use of the method of finite elements in the forming process for determination of the predominant types of forming in the stamping process.

For accomplishment of this paper two steel of low carbon content had been used with similar chemical composition but with differentiated rolling processes of manufacture. Special attention was given to the reduction applied in the skin pass of both steel, through the use of measurers of thickness and reduction through x-ray. The steel had been characterized before the stamping of the part above crystallographic texture through x-ray diffraction and EBSD, above mechanical properties through mechanical tensile tests and above microstructure and size of grain through metallography. A simulation of stamping process of the part through finite elements was carried out with the objective of determine the type of predominant forming in the most requested region of the part. The part was formed in mechanical presses and characterized the distribution of the deformations through the measurements circle grids, previously printed in the surface of the sheet, in the region most requested as previously determined through the simulation. The crystallographic orientation of the most requested region was also characterized.

The results show influence of a small variation in the rolling reduction, 0.73% and 0.34%, applied in the skin pass on the strain hardening coefficient. For confirmation that the applied

skin pass was the main influence in the strain hardening coefficient result, was calculated through available equations in literature that correlate composition and grain size with the strain hardening coefficient. The preferential texture of two steel was also evaluated through figures of orientation function distribution and the behavior of two steel was relatively similar, where the steel with better performance demonstrated an increase in the {223} component also known as  $\gamma'$ . The study through finite elements shows that the more requested region of the part has forming predominated for stretching. Finally the best distribution of the deformations in the part produced with steel of higher coefficient of strain hardening is shown.

Concluding the work allowed the evaluation of influences of the skin pass on the rolling of steel of low carbon content in the mechanical properties of the steel and the result of this mechanical behavior in the adopted part. Also it allowed to evaluate the evolution of the crystallographic texture of two steel chosen before and after the conformation of the part-example.

Key-words: Low carbon Steel. Cold rolling. Texture. Strain hardening exponent.

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b>	20
<b>2. OBJETIVO E JUSTIFICATIVAS</b>	23
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRAFICA</b>	25
3.1 Estampabilidade e o coeficiente de encruamento	29
3.1.1 Generalidades	29
3.1.2 Ensaios de estampabilidade	38
3.1.2.1 Ensaios intrínsecos para avaliação de estampabilidade	38
3.1.2.2 Ensaios simulativos para avaliação de estampabilidade	41
3.2 Textura cristalográfica	46
3.2.1 Determinação da Textura	48
3.2.2 Representação da textura cristalográfica	49
3.2.3 Textura em aços baixo carbono	53
3.3 Simulação de estampagem por elementos finitos	55
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS</b>	58
4.1 Materiais	58
4.2 Processo de relaminação	58
4.3 Caracterização microestrutural	60
4.3.1. Metalografia	61
4.3.2. Determinação da textura cristalográfica	62
4.3.3. Difração de elétrons retroespalhados (Electron Back Scatter Diffraction EBSD)	63
4.4 Ensaios mecânicos	63
4.5 Método de avaliação da peça-exemplo	66
4.5.1. Determinação do tipo de conformação presente e predominante na peça-exemplo	66
4.5.2. Impressão dos círculos	67
4.5.3. Medição das deformações principais ocorridas (máxima e mínima)	68
4.5.4. Deformações da peça-exemplo	69

4.5.5. Avaliação da macro textura na peça-exemplo	71
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	72
5.1 Caracterização dos aços A e B antes da estampagem	72
5.1.1 Redução de espessura de laminação de acabamento	72
5.1.2 Propriedades mecânicas	74
5.1.3 Microestrutura	76
5.1.4 Textura	78
5.2 Caracterização dos aços A e B após a conformação da peça-exemplo	82
5.2.1 Textura	82
5.2.2 Simulação de conformação da peça-exemplo pelo método de elementos finitos	87
5.2.3 Distribuição das deformações na peça-exemplo	89
5.2.4 Resultados industriais	91
<b>6. CONCLUSÕES</b>	92
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	94
<b>ANEXO A</b>	102

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1.1</b> - Ilustração do sistema de conformação por estampagem	20
<b>Figura 1.2</b> - Evolução do consumo de aços planos	21
<b>Figura 3.1</b> - Fluxo do processo de relaminação.	27
<b>Figura 3.2</b> - Ilustração da figura de dobra.	30
<b>Figura 3.3</b> - Ilustração de dobra e estiramento.	31
<b>Figura 3.4</b> - Deformação Planar (a) e dobra com estiramento (b).	32
<b>Figura 3.5</b> - (a) flangeamento de enrugamento e (b) flangeamento de estiramento.	32
<b>Figura 3.6</b> - Na linha tracejada furo original e linha cheia furo após conformação.	33
<b>Figura 3.7</b> - Ilustra um componente conformado por estampagem profunda e suas tensões típicas.	33
<b>Figura 3.8</b> - Ilustra processo de conformação onde predomina o estiramento.	34
<b>Figura 3.9</b> - Representação esquemática da formação de orelhas (h) durante estampagem.	41
<b>Figura 3.10</b> - Correlação entre $r_m$ e LDR para diversos materiais metálicos.	42
<b>Figura 3.11</b> - Curva de deformações críticas obtidas por Keller.	44
<b>Figura 3.12</b> - Curva limite de conformação de Keller e Goodwin.	45
<b>Figura 3.13</b> - Efeito da espessura e do valor de $n$ sobre o valor da $CLC_0$ .	45
<b>Figura 3.14</b> - Textura (ou componente) $\{001\}\langle 110\rangle$ em chapa.	47
<b>Figura 3.15</b> - Diagrama esquemático ilustrando as relações entre macrotextura, microtextura e mesotextura.	48
<b>Figura 3.16</b> - Figura esquemática da formação de cones de elétrons difratados	49
<b>Figura 3.17</b> - Definição dos ângulos de Euler ( $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ ) conforme notação de Bunge.	51
<b>Figura 3.18</b> - Ábaco de indexação para interpretação das FDOs.	52

<b>Figura 3.19</b> - Fibras e orientações mais importantes no espaço reduzido de Euler para os metais CCC.	53
<b>Figura 4.1</b> - Forno de recozimento de alta convecção utilizado para realização dos experimentos.	59
<b>Figura 4.2</b> - Medidor de espessura através de raios-X.	60
<b>Figura 4.3</b> - Corpo de prova utilizado no ensaio de tração.	64
<b>Figura 4.4</b> - Máquina universal de tração utilizada nos ensaios.	65
<b>Figura 4.5</b> - Curva típica representando ensaio de tração e a deformação onde o coeficiente de encruamento é medido.	66
<b>Figura 4.6</b> - Rede de círculos tangenciais, utilizada no trabalho.	67
<b>Figura 4.7</b> - Representação esquemática de círculos originais e elipses geradas após estampagem.	68
<b>Figura 4.8</b> - Peça-exemplo. A linha vermelha indica a região utilizada para estudo.	70
<b>Figura 4.9</b> - Ilustra o equipamento utilizado para medição das deformações maior e menor na peça-exemplo.	71
<b>Figura 5.1</b> - Gráfico do ensaio de tração do aço B paralelo à direção de laminação. Nota-se a ausência do patamar de escoamento	74
<b>Figura 5.2</b> - Micrografia do aço A. Reagente: Nital 3%. Aumento: 200X	78
<b>Figura 5.3</b> - Micrografia do aço B. Reagente: Nital 3%. Aumento: 200X	78
<b>Figura 5.4</b> - ODF do aço A antes da conformação	79
<b>Figura 5.5</b> - ODF do aço B antes da conformação	80
<b>Figura 5.6</b> - Fibra $\alpha$ , $\langle 110 \rangle // DL$ , para os aços A e B sem conformar	81
<b>Figura 5.7</b> - (a) Mapa de orientação do aço A. (b) mapa de orientação do aço B	82
<b>Figura 5.8</b> - FDO do aço A, amostra retirada após conformação da peça-exemplo	83
<b>Figura 5.9</b> - FDO do aço B, amostra retirada após conformação da peça-exemplo	84
<b>Figura 5.10</b> - Fibra $\alpha$ , para os aços A e B antes (NC) e depois de conformar (C).	85

<b>Figura 5.11</b> - Fibra {100}//DN, para os aços A e B antes (NC) e depois de conformar (C).	86
<b>Figura 5.12</b> - Fibra {223}//DN, para os aços A e B antes (NC) e depois de conformar (C)	87
<b>Figura 5.13</b> - Deformações presentes na peça-exemplo	88
<b>Figura 5.14</b> - Espessuras encontradas e região mais crítica da peça-exemplo em vermelho	88
<b>Figura 5.15</b> - Gráfico da deformação maior ocorrida em cada círculo na região mais crítica da peça-exemplo	90
<b>Figura 5.16</b> - Distribuição das deformações em cada círculo na região mais crítica da peça-exemplo.	90

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 3.1</b> - Composições e propriedades mecânicas típicas de aços de baixo teor de carbono para estampagem utilizados no Brasil	25
<b>Tabela 3.2</b> - Classificação dos ensaios de estampabilidade de tiras	38
<b>Tabela 3.3</b> - Propriedades de tiras de diferentes aços para estampagem	43
<b>Tabela 3.4</b> - Fibras características em metais e ligas CCC com suas principais componentes e os ângulos de Euler característicos	53
<b>Tabela 4.1</b> - Composição química dos aços utilizados em porcentagem de massa	58
<b>Tabela 4.2</b> - Processo de relaminação utilizado para produção das amostras do Aço A e Aço B	59
<b>Tabela 5.1</b> - Espessuras de entrada e de saída do aço A e a redução em espessura aplicada ao longo da bobina de aço	72
<b>Tabela 5.2</b> - Espessuras de entrada e de saída do aço B e a redução em espessura aplicada ao longo da bobina de aço	73
<b>Tabela 5.3</b> - Redução média aplicada e desvio padrão dos aços A e B	73
<b>Tabela 5.4</b> - Resultados de propriedades mecânicas dos aços A e B após processo de relaminação	75
<b>Tabela 5.5</b> - Resultados de coeficiente de encruamento para o aço A e aço B	75
<b>Tabela 5.6</b> - Coeficiente de encruamento dos aços A e B obtido por diferentes métodos.	76
<b>Tabela 5.7</b> - Tamanho de grão médio dos aços A e B	77
<b>Tabela 5.8</b> - Resultados dos aços A e B em escala industrial	91

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

<b>ABNT</b>	Associação Brasileira de Normas Técnicas
<b>AISI</b>	American Iron Steel Institute
<b>AL</b>	Alongamento total
<b>AOD</b>	Argon–Oxygen decarburization
<b>APE</b>	Alongamento do Patamar de Escoamento
<b>ASTM</b>	American Society for Testing and Materials
<b>CCC</b>	Cúbico de corpo centrado
<b>CLC</b>	Curva limite de conformação
<b>COSIPA</b>	Companhia Siderúrgica Paulista
<b>CP</b>	Corpo de prova
<b>CST</b>	Companhia Siderúrgica de Tubarão
<b>DL=RD</b>	Direção de laminação ( <i>RD = “rolling direction”</i> )
<b>DN=ND</b>	Direção normal à superfície ( <i>ND = “normal direction”</i> )
<b>DT=TD</b>	Direção transversal à laminação ( <i>TD “transversal direction”</i> )
<b>EBSD</b>	Difração de elétrons retroespalhados ( <i>“Electron back scatter diffraction”</i> )
<b>EDDQ</b>	Extra deep drawing quality
<b>EDE</b>	Energia de defeito de empilhamento
<b>EEP</b>	Estampagem extra profunda
<b>EEP-PC</b>	Estampagem extra profunda peças críticas
<b>ELI</b>	Extra low impurity
<b>EM</b>	Estampagem média
<b>EP</b>	Estampagem profunda

<b>FDOC</b>	Função distribuição de orientações cristalinas – <i>Orientation Distribution Function</i>
<b>FEA=FEM</b>	Análise por elementos finitos (em inglês “Finite element method analysis”)
<b>FMD</b>	Frente máxima de deformação
<b>HRB</b>	Dureza rockwell B
<b>HV</b>	Dureza vickers
<b>IDCC</b>	“ <i>International Center for Diffraction Data</i> ”
<b>IE</b>	Índice de embutimento erichsen
<b>IF</b>	“Interstitial free”
<b>LDR</b>	Limit drawing ratio
<b>LE</b>	Limite de escoamento
<b>LE/LR</b>	Razão elástica (limite de escoamento/limite de resistência)
<b>LN</b>	Linha neutra (ensaio de dobramento)
<b>LR</b>	Limite de resistência
<b>MEV</b>	Microscópio eletrônico de varredura
<b>SC</b>	Strip casting
<b>SE</b>	Superfície externa (ensaio de dobramento)
<b>SI</b>	Superfície interna (ensaio de dobramento)
<b>TG</b>	Tamanho de grão
<b>TR</b>	Times random
<b>TSC</b>	Thin slab casting

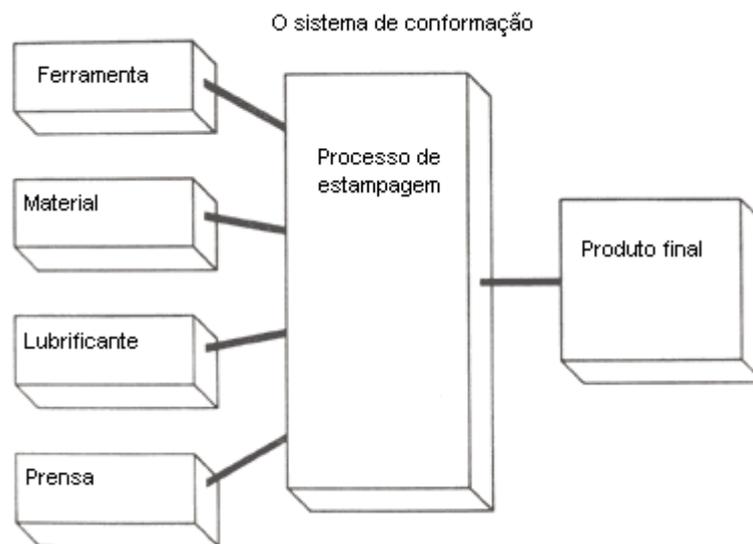
## LISTA DE SIMBOLOS

$\alpha$	Ferrita
$\gamma$	Austenita
$r_m$	Coefficiente de anisotropia plástica normal
$n$	Coefficiente de encruamento
$K$	Coefficiente de resistência
$\Delta r$	Coefficiente de anisotropia planar
$\varepsilon$	Grau de deformação
$Fe_\alpha$	Ferro alfa
$(hkl)$	Plano hkl
$\{hkl\}$	Família de planos hkl
$[uvw]$	Direção uvw
$\langle uvw \rangle$	Família de direções uvw
$\varphi_1$	Ângulo de Euler – segundo a notação de Bunge
$\Phi$	Ângulo de Euler – segundo a notação de Bunge
$\varphi_2$	Ângulo de Euler – segundo a notação de Bunge
$\varepsilon_1$	Deformação maior
$\varepsilon_2$	Deformação menor
$w_f$	Largura final do corpo de prova
$w_0$	Largura inicial do corpo de prova
$h_f$	Espessura final do corpo de prova
$h_0$	Espessura inicial do corpo de prova
$l_f$	Comprimento final do corpo de prova

$l_0$	Comprimento inicial do corpo de prova
$\sigma$	Tensão verdadeira
$m$	Expoente da taxa de deformação
$f(g)$	Intensidade da função de distribuição

## 1. INTRODUÇÃO

O processo de estampagem muitas vezes é chamado de empírico ou até mesmo de arte visto o grande número de variáveis ou dados de entrada do mesmo. Na figura 1.1 pode-se evidenciar de maneira simplificada esses dados de entrada. Arte é uma atividade que requer habilidade e conhecimento. Ciência é um sistema ou um método baseado em princípios científicos. Devido a necessidade de produzir peças com qualidade em altas taxas de produção, se torna impossível fazer do processo de estampagem “arte”. Portanto, a ciência torna-se fundamental para o sucesso do processo de produção através de estampagem.



**Figura 1.1** – Ilustração do sistema de conformação por estampagem

O processo de conformação de chapas planas, estampagem, consiste na obtenção de peças conforme o projeto do processo e do produto. Faz-se necessária uma margem de segurança para que as variações de processo e do material possam ser absorvidas e o sucesso seja alcançado no processo de produção do componente.

O mercado de estampagem é considerado altamente competitivo devido ao seu baixo custo de produção em grande escala e às altas demandas como atualmente se encontra (Vide figura 1.2). Muitas vezes o custo da matéria-prima, a chapa plana, é o principal fator de custo. Pode também ser a mais influente para o sucesso ou não da operação de estampagem.



**Figura 1.2** – Evolução do consumo de aços planos [1].

O presente trabalho mostra aspectos de estampabilidade de uma chapa de aço de baixo teor de carbono, o material mais utilizado no processo de estampagem. Estes aspectos são descritos e demonstrados como influenciam no processo de estampagem.

No caso prático apresentado, evidencia-se que com a aplicação dos conhecimentos científicos de comportamento mecânico do material obtém-se uma melhoria no desempenho do processo e, conseqüentemente, na redução de custos e no aumento de competitividade.

Uma particularidade deste trabalho é a espessura da chapa utilizada que pode ser considerada relativamente alta quando comparada aos diversos trabalhos disponíveis na literatura, que tipicamente tem um valor máximo de 1,5mm.

## 2. OBJETIVO E JUSTIFICATIVAS

O presente trabalho tem como **objetivo principal** estudar a influência da redução a frio de acabamento do processo de relaminação no coeficiente de encruamento e mostrar como este estudo teve participação na solução e aplicação de uma peça-exemplo.

Os **objetivos secundários** do trabalho são:

- a) Verificar a influência do tamanho de grão dos aços estudados no coeficiente de encruamento.
- b) Verificar a existência de correlação entre o coeficiente de encruamento e a orientação cristalográfica preferencial.
- c) Demonstrar a importância e validade da utilização do método de elementos finitos no entendimento dos mecanismos de estampagem presentes na peça-exemplo e prevenção de possíveis problemas.
- d) Verificar a correlação da redução a frio de desgaste do processo de relaminação a frio na orientação cristalográfica preferencial.

As principais **justificativas** para a realização deste trabalho são apresentadas em seguida.

Devido o coeficiente de encruamento ter fundamental importância no processo de conformação por estampagem onde predomina o estiramento, o entendimento das principais variáveis do processo de relaminação que influenciam o mesmo se torna fundamental. Poucos trabalhos disponíveis na literatura correlacionam a redução em espessura de acabamento na relaminação a frio com o coeficiente de encruamento. O aço utilizado apresenta também uma característica importante que é a espessura atípica a este tipo de estudo.

Por fim a peça-exemplo ilustra a importância do coeficiente de encruamento e como diferentes valores para o mesmo alteram a distribuição de deformações na presença de um gradiente de tensões solicitantes.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os aços de baixo carbono para a estampagem representam à classe de maior consumo na indústria, principalmente na indústria automotiva, que por sua vez tem sido a grande responsável pelo desenvolvimento de novos tipos de aços para estampagem e estampagem profunda. O Brasil participa no mercado mundial nesta área seja como produtor de aços planos para estampagem ou como fabricante de componentes e equipamentos que utilizam estes aços. Os principais aços para estampagem utilizados no Brasil, com valores típicos de composição química e propriedades mecânicas são apresentados na tabela 3.1.

**Tabela 3.1** - Composições e propriedades mecânicas típicas de aços de baixo teor de carbono para estampagem utilizados no Brasil [2].

Tipo de Aço	Composição Química					Propriedades Mecânicas				
	C	Mn	P	S	Al	LE MPa	LR MPa	AL(%) lo=50mm	LE/LR	r <sub>m</sub>
Estampagem (EM) Média	0,05	0,23	0,018	0,015	0,043	210	335	39	0,66	1,5
Estampagem Profunda (EP)	0,05	0,23	0,017	0,015	0,043	195	320	41	0,62	1,5
Estampagem Profunda (EEP) Extra	0,04	0,23	0,016	0,015	0,044	180	314	42	0,59	1,7
Estampagem Profunda Crítica (EEP- PC) Extra	0,04	0,21	0,014	0,014	0,042	170	308	43	0,58	1,8
Interstitial Free IF*	0,004	0,21	0,012	0,012	0,042	155	310	45	0,55	2,0

LR = Limite de resistência; LE = Limite de escoamento; AL = Alongamento total; r<sub>m</sub> = Anisotropia Plástica Normal

\* Contém microadições de Ti e/ou Nb.

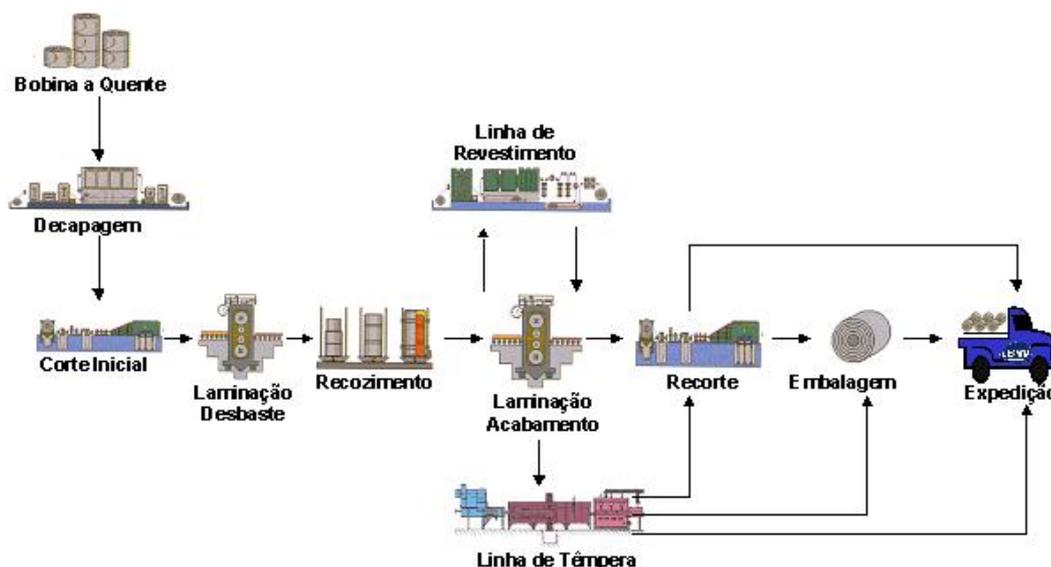
O processamento das diferentes classes de aços mencionados na tabela 3.1 não é idêntico, o que também contribui para as diferenças de propriedades mecânicas apresentadas. Como perspectivas futuras no que se refere à modernização dos processos de produção de chapas e tiras, há, no momento várias inovações revolucionárias tanto na laminação a quente quanto a frio.

A *laminação a quente* sofreu algumas modificações, com o objetivo de melhorar as propriedades destes aço, como:

- Laminação morna da ferrita, onde a laminação a quente é realizada a temperaturas mais baixas, e somente a ferrita passa a ser laminada. O material produzido por laminação a quente é semelhante ao material laminado a frio [3].
- *Processos de “thin slab casting” (TSC) e “strip casting” (SC)* capazes de produzir uma larga faixa de materiais de espessura reduzida (tipicamente de 1 a 5 mm) e de excelente acabamento superficial, diretamente do lingotamento contínuo. Altas velocidades de produção e elevadas quantidades podem ser atingidas com estes processos.
- *Processo de laminação contínua (“endless rolling”)* que produz tiras com espessuras de 1,0; 0,9 e 0,8 mm apresentando excelentes propriedades mecânicas e precisão dimensional [4]. Este processo de laminação permite o uso de lubrificação intensa e possibilitou a obtenção, de valores de coeficiente ( $r_m$ ) de anisotropia normal superiores ao valor de  $r_m$  de aços comerciais laminados a frio para estampagem, aproximadamente de 2,2 nos aços EDDQ-IF (“Extra Deep Drawing Quality Interstitial Free”), com teor de carbono por volta de 20 ppm, estabilizados com titânio e nióbio e processados por recozimento contínuo.
- *Processo de laminação sob lubrificação na fase ferrítica (“lubricated ferrite rolling process”)* desenvolvido pela *Kawasaki Steel*, produz aços com valores de  $r_m$  superiores a 2,9 [5]. Estes aços têm sido requeridos para componentes mais complexos usados na indústria automobilística, tais como tanques de óleo e partes externas de painéis laterais.

O processo de *laminação a frio ou relaminação* confere ao aço uma série de propriedades para as mais diferentes aplicações, o que o torna um produto de excelência pela versatilidade com que pode ser processado. O processamento nas empresas relaminadoras envolve etapas de decapagem, corte, laminação a frio, recozimento, laminação de acabamento

e, em muitos casos, tratamentos de superfície, tais como galvanização, cobreamento, niquelação, entre outros, como pode ser observado na figura 3.1.



**Figura 3.1** - Fluxograma do processo de relaminação [6].

Das etapas mostradas na figura 3.1 as que possuem maior influência na estampabilidade de uma chapa de aço é a Laminação de Desbaste, o Recozimento e a Laminação de Acabamento. A laminação de desbaste determina a redução a frio que será aplicada no aço proveniente da laminação a quente. A textura cristalográfica preferencial dos aços é fortemente influenciada pela redução de espessura aplicada na laminação de desbaste. A etapa de recozimento, que no processo de relaminação é feita normalmente em caixa, também é fortemente influenciadora nas propriedades mecânicas das chapas de aço baixo teor de carbono. As taxas de aquecimento e resfriamento, bem como o tempo e temperatura de encharque determinam como se dará a recuperação e recristalização do aço e consequentemente a textura final do produto.

A *laminação de acabamento* ou “*skin pass*” é um processo empregado para produzir boa planicidade e baixa rugosidade superficial em aços planos laminados a frio a fim de obter

um bom acabamento para materiais que serão posteriormente pintados [7]. Uma pequena redução, de até 2%, é normalmente aplicada para atender os requisitos dimensionais das chapas de aço e não alterar as propriedades mecânicas demasiadamente. Algumas vezes maiores reduções são utilizadas para eliminar defeitos como linhas de distensão ou banda de Luders, que se apresentam no processo de conformação por estampagem. É conhecido também que altas reduções induzem maiores rugosidades [7]. Independente da redução aplicada esta sempre influenciará a propriedade mecânica do material. Quanto maior a redução maior será a influência na propriedade mecânica. Se a redução for alta demais as propriedades mecânicas serão deterioradas. Portanto a escolha de uma redução adequada é muito importante na laminação de acabamento.

Na literatura, há publicações sobre a predição da deformação plástica dos aços durante a laminação de acabamento [7], sobre o modelamento da rugosidade, correção da planicidade, o efeito da laminação de acabamento no valor de  $r$ . Entretanto poucos trabalhos foram feitos para correlacionar a laminação de acabamento e o coeficiente de encruamento.

A seqüência de operações, desde o refino na aciaria quando ocorre a definição da composição química e prática de desoxidação do aço, passando pelo lingotamento contínuo, laminação a quente, até a obtenção do aço laminado a frio, inúmeras variáveis de processo devem ser controladas a fim de se obter um aço com propriedades adequadas à estampagem. Além destas propriedades, outra característica deve ser controlada, a textura cristalográfica, para melhorar as propriedades de estampabilidade dos aços [8].

### 3.1 ESTAMPABILIDADE E O COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO

#### 3.1.1 Generalidades

Estampabilidade pode ser definida como a capacidade de um determinado material, normalmente uma chapa plana, de ser conformada pelo processo de estampagem. O termo abrange desde a facilidade de se alcançar a geometria final do produto até a necessidade de manutenção das partes existentes no sistema de estampagem.

Operações de estampagem convertem chapas de aço em peças conformadas. Raramente essas peças são utilizadas somente na forma que foram conformadas, normalmente irão ser montadas junto a outras através de soldagem, junção mecânica ou até mesmo colamento. Estas operações posteriores também são importantes pois podem influenciar no formato final da peça estampada como por exemplo uma flange que receberá uma solda.

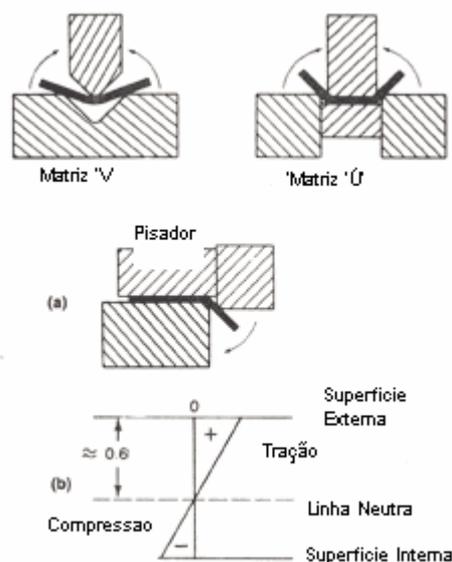
Adicionalmente, busca-se cada vez mais unir no processo de estampagem o maior número de peças tornado-as cada vez mais complexas. Finalmente vale citar que existe também uma grande tendência a redução de espessura dos aços utilizados no processo de estampagem a fim de diminuir a massa dos componentes finais.

Dois estágios importantes existem para dividir a complexidade de um componente estampado: o primeiro deles por parte do projetista do produto que visualiza a aplicação final e o segundo o projetista de processo que determinará o processo produtivo em diversas etapas até que o aço plano torne-se o produto projetado. A seguir serão descritos os principais tipos existentes de conformação por estampagem:

1. Corte (“Cutting”) – a preparação de um *blank* (ou *esboço*) metálico partindo de uma chapa por uma operação de corte é facilmente identificada como a primeira etapa num processo de conformação de quase todas as estampagens de chapas metálicas. Em

alguns casos o *blank* por si próprio já é a peça, como no caso de laminas de motores. O corte pode gerar apenas um furo, um novo perfil, um ajuste de largura ou comprimento da chapa.

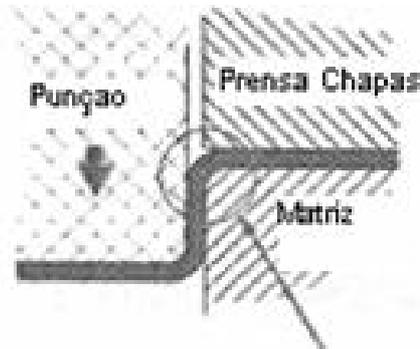
2. Dobramento (“Bending”) – a dobra é um dos mais comuns métodos usados para alterar a forma da chapa de metal. É a operação de conformação plástica na qual a tira (peça) é submetida a um estado de carregamento devido a um momento fletor, fazendo com que a linha neutra (situada a meia distância da espessura) se desloque em direção à superfície interna do material dobrado, à medida que a deformação plástica prossegue (Figura 3.2). Assim, no estágio final, mais de 50% do material fica submetido a um estado de tensões de tração, fazendo que haja, obrigatoriamente, diminuição da espessura da tira [9].



**Figura 3.2** – Ilustração da dobra

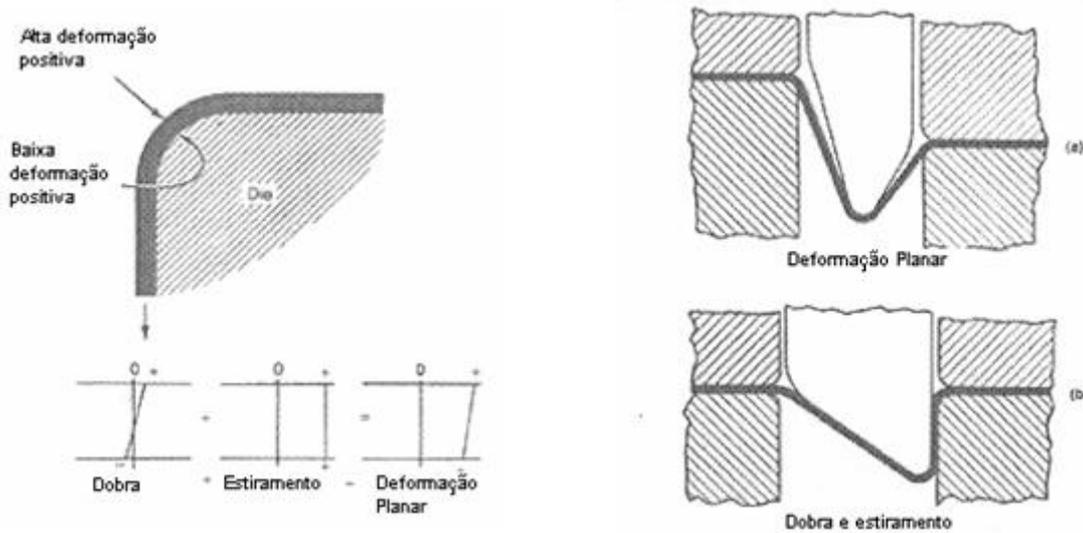
3. Dobra e estiramento (“Bending-and-straighten”) – o resultado final do processo de dobra e estiramento é muito semelhante ao encontrado no processo de dobra. A

diferença esta na configuração do processo que possui um prensa-chapas, uma matriz e um punção com formatos diferenciados. A figura 3.3 ilustra o processo.



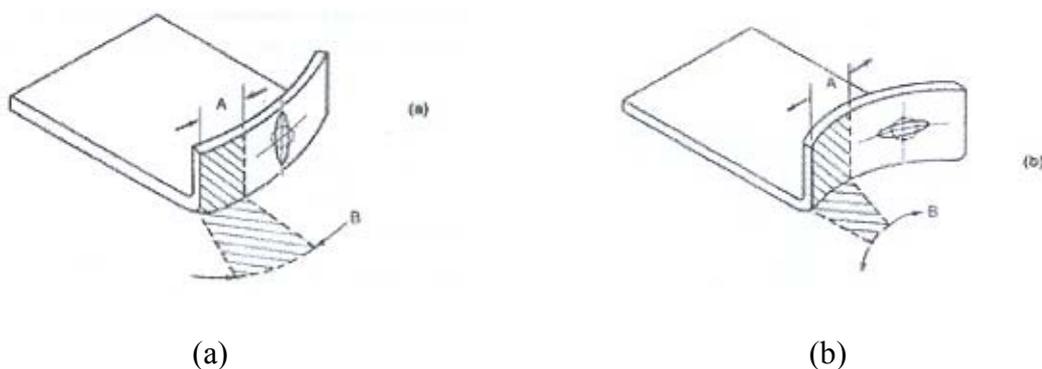
**Figura 3.3** – Ilustração de dobra e estiramento

4. Deformação Planar de estiramento (“Plane Strain Stretch”) – a deformação planar de estiramento é similar à operação de dobra, porém uma componente de deformação de tração é adicionada através do raio (Figura 3.3). Se o raio de dobra é grande comparado com a espessura da chapa, o componente de deformação de dobra pode ser pequeno comparado com a componente de deformação de tração. Isto resulta em uma condição de deformação na qual as superfícies internas e externas apresentam uma deformação maior de tração e uma tensão menor igual a zero ou nula. Este estado de deformação é comumente encontrado quando a razão entre o raio interno do raio de dobra e a espessura da chapa é maior do que 10. Este tipo particular de deformação é muito sensível ao tipo de construção de ferramenta de estampagem. A figura 3.4 mostra aproximadamente o mesmo ângulo de dobra sendo gerado de duas formas diferentes. Dependendo da geometria da ferramenta pode-se obter deformação planar por estiramento (3.4a) ou dobra e estiramento (3.4b).



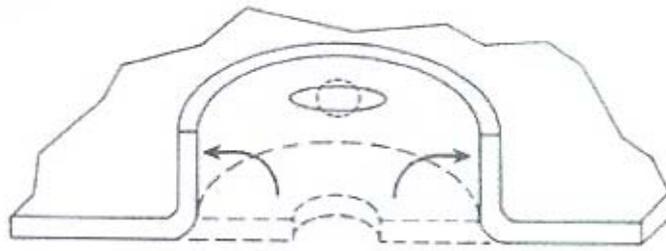
**Figura 3.4** - Deformação Planar (a) e dobra com estiramento (b)

5. Flangeamento (“Flanging”) – outro grau de complexidade é adicionado à dobra quando a linha de dobramento é alterada de reta para curvada. A deformação ao longo desta linha passa a ser diferente de zero, podendo ser positiva ou negativa como mostra a figura 3.5. O flangeamento pode ser dividido em dois tipos: de enrugamento (3.5a) e de estiramento (3.5b).



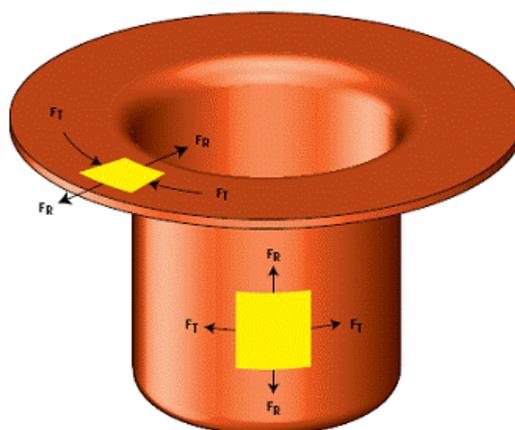
**Figura 3.5** – (a) flangeamento de enrugamento e (b) flangeamento de estiramento.

6. Expansão de furo – consiste basicamente na conformação de uma chapa com um furo pré-existente (fig3.6).



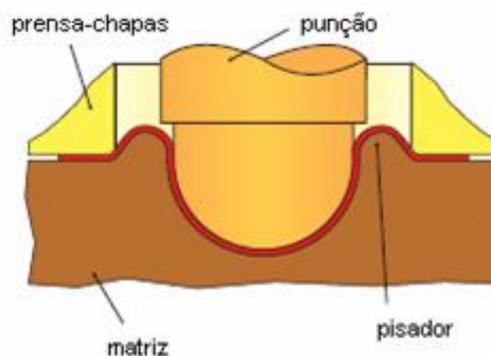
**Figura 3.6** - Na linha tracejada furo original e linha cheia furo após conformação.

7. Estampagem (“drawing”) – A operação mais comum de estampagem é a formação de um copo cilíndrico. O *blank* é estampado em uma cavidade ou matriz pela ação de um punção plano. A deformação é restrita às áreas de flange do *blank*. Não há deformação no “fundo do copo”. Isto é exatamente o oposto do que ocorre no estiramento. A característica única da estampagem profunda é o estado de deformação no flange. Enquanto o *blank* é empurrado pela linha da matriz, a circunferência do mesmo reduz-se. Esta redução na circunferência gera uma tensão compressiva na direção circunferencial, resultando num alongamento radial. (Figura 3.7).



**Figura 3.7** – Ilustra um componente conformado por estampagem profunda e suas tensões típicas.

8. Estiramento biaxial (“stretching”) – Estiramento biaxial é o único modo de conformação no qual ambas as deformações (maior e menor) são positivas. Um exemplo comum é a penetração de um punção hemisférico em uma chapa de aço efetivamente travada por “anti-rugas” (Fig.3.8). Devido o metal não poder fluir para dentro da matriz, toda deformação se restringe à área que inicialmente esta sem contato com o “anti-rugas”. Isto implica que, sendo as duas deformações no plano da chapa positivas e a soma das três deformações principais é nula, a deformação na direção da espessura será obrigatoriamente negativa.[2].



**Figura 3.8** – Ilustra processo de conformação onde predomina o estiramento

O coeficiente de encruamento ou  $n$  é um importante parâmetro que pode relacionar a habilidade de uma chapa metálica distribuir deformação mais uniformemente na presença de um gradiente de tensão [10,11]. O coeficiente de encruamento também é chamado de expoente de encruamento (do inglês *strain hardening exponent*) e em alguns trabalhos é encontrado como “índice de encruamento”. A nomenclatura adotada no presente trabalho obedece à mesma nomenclatura adotada pela Associação Brasileira de Normas Técnicas. Um alto valor de coeficiente de encruamento é desejado. Isso se dá devido ao fato de que um elevado valor no coeficiente  $n$  (de um determinado material metálico) indicar que a região deformada apresentará uma resistência mecânica elevada, de modo a poder transferir à região

não deformada o esforço necessário a sua deformação, retardando a estrição, em outras palavras, apresenta a aptidão do metal distribuir as deformações na presença de um gradiente de tensões. O coeficiente  $n$  também demonstra a capacidade do material de diminuir a espessura sem que ocorra instabilidade plástica o que vai se expressar na altura da peça conformada sem fratura e, de acordo com a teoria da plasticidade, quanto maior for o valor de  $n$  mais aumenta o limite de instabilidade [12].

O coeficiente de encruamento  $n$  é normalmente calculado a partir da equação:

$$\sigma = k \cdot \varepsilon^n \text{ (Hollomon)} \quad (3.1)$$

onde:  $k$  - coeficiente de resistência

$\sigma$  - tensão verdadeira e;

$\varepsilon$  - deformação verdadeira correspondente.

Outras equações são citadas para determinar o comportamento plástico dos materiais, e das quais também se pode extrair o coeficiente de encruamento:

$$\sigma = k \cdot (\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \text{ (Swift)} \quad (3.2)$$

$$\sigma = k \cdot \varepsilon^m \cdot (\varepsilon + \Delta\varepsilon)^n \text{ (Ramburgh-Osgood)} \quad (3.3)$$

onde:  $k$  - coeficiente de resistência

$\sigma$  - tensão verdadeira;

$\varepsilon$  - deformação verdadeira correspondente e,

$m$  – coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação.

Nos aços de baixo teor de carbono que tem comportamento plástico determinado pela equação de Hollomon, o coeficiente de encruamento  $n$  pode ser calculado a partir da inclinação da curva tensão-deformação verdadeira, quando esta é apresentada em escala logarítmica.

O coeficiente de encruamento  $n$  depende fortemente do limite de escoamento do aço conforme Keeler [13]. Um método primário de endurecimento do aço é reduzir o chamado “caminho médio da ferrita”, o que acaba por reduzir o coeficiente de encruamento. Conforme Kumar [14] o coeficiente de encruamento dos aços depende do tamanho de grão e do tratamento térmico aplicado. O tamanho de grão e o coeficiente de encruamento podem ser relacionados pela equação 3.4 [15]:

$$n = \frac{5}{10 + d^{-1/2}} \quad (3.4)$$

Onde:  $n$  – coeficiente de encruamento

$d$  – diâmetro médio dos grãos em mm

O coeficiente de encruamento também pode ser correlacionado com a composição química dos aços de baixo teor de carbono conforme apresentado por Kumar[14].

$$n = 0,28 - 0,2x[C] - 0,25x[Mn] - 0,44x[Si] - 0,39x[Sn] - 1,2x[N] \quad (3.5)$$

Onde:  $C$  – porcentagem de massa de carbono presente no aço

$Mn$  – porcentagem de massa de manganês presente no aço

$Si$  – porcentagem de massa de silício presente no aço

$Sn$  – porcentagem de massa de estanho presente no aço

$N$  – porcentagem de massa de nitrogênio presente no aço

Os valores de coeficiente de encruamento obtidos através da equação 3.4 são tipicamente maiores do que os obtidos através das equações (3.1), (3.2), (3.3) e (3.5).

De acordo com Fang e co-autores [16] em aços planos o coeficiente de encruamento depende somente do espaçamento das partículas de carboneto de ferro, o que está correlacionado com dois parâmetros: a fração volumétrica da cementita e o tamanho da cementita. Se o espaçamento entre partículas de cementita for considerado como o caminho

livre da ferrita para deslocamento das discordâncias, o valor do coeficiente de encruamento é proporcional ao caminho livre da ferrita.

A disponibilidade de aquisição de dados computadorizados facilita uma melhor avaliação da estampabilidade em função da deformação aplicada. O coeficiente de encruamento varia com a deformação em larga faixa para chapas de aço.

Alguma discordância entre laboratórios na determinação do valor de  $n$  tem mostrado ter sido causado pelos pontos de deformação em que são medidos o  $n$  na curva tensão-deformação [17]. O valor de  $n$  medido do início da curva pode ser correlacionado ao retorno elástico, enquanto o valor medido próximo a estrição do corpo-de-prova pode ser correlacionado à altura da curva limite de conformação. A distribuição das deformações está provavelmente relacionada com um valor médio através de toda a história da deformação.

Segundo Thomson [18], para os aços de baixo teor de carbono utilizados na estampagem que obedecem à equação de Hollomon, é possível obter-se uma reta com inclinação constante sobre uma faixa de deformação entre 10% e 20%.

O trabalho de Fang [16] mostra a influência da redução aplicada na laminação de acabamento a frio no coeficiente de encruamento. Para uma deformação plástica equivalente de aproximadamente 1% realizada em um aço de baixo teor de carbono na laminação de acabamento, nota-se uma queda no valor do coeficiente de encruamento de 0,24 (na ausência de laminação de acabamento) para 0,20. Resultado semelhante foi apresentado por Yoshida e co-autores [19] onde para uma redução de espessura da ordem de 1,5% o coeficiente de encruamento diminui de 0,240 (na ausência de laminação de acabamento) para 0,188. Outra referência para a relação entre a redução aplicada na laminação de acabamento e o coeficiente de encruamento foi apresentada por Ronqui e co-autores [20], onde foram estudadas por método semelhante, no mesmo equipamento empregado no presente trabalho, outras reduções de espessura e seus efeitos nas propriedades mecânicas dos aços de baixo teor de carbono.

Um valor mínimo para redução de espessura na laminação de acabamento é necessário afim de evitar a ocorrência das bandas de *Lüders*. O alongamento do patamar de escoamento (APE) também conhecido como *Lüders elongation* é influenciado pelo tamanho de grão ferrítico, pela temperatura de ensaio, pela concentração de carbono e pela fração volumétrica de ferrita conforme Tsuchida e co-autores [21].

### 3.1.2 Ensaio de estampabilidade

As tiras laminadas podem ser caracterizadas através de ensaios laboratoriais, com o objetivo de analisar cada uma das operações elementares, e são classificadas como sendo do tipo intrínseco ou simulativo, esta classificação pode ser vista de forma mais clara na tabela 3.2.

**Tabela 3.2** - Classificação dos ensaios de estampabilidade de tiras [22].

<b><u>Ensaio Intrínsecos</u></b>	<b><u>Ensaio Simulativos</u></b>
Não dependem da espessura e das condições superficiais	São sensíveis com relação à espessura, condições superficiais, lubrificantes, tipo e geometria do ferramental
Exemplos de ensaios: Ensaio de tração uniaxial, Ensaio de tração em estado plano de deformação, Ensaio de expansão hidráulica	Exemplos de ensaios: Ensaio de estampagem Olsen, Erichsen, Fukui, Nakazima, Marciniak, Recuo elástico

**3.1.2.1 Ensaio intrínsecos para avaliação de estampabilidade.** Nas tiras metálicas, as propriedades plásticas podem não ser iguais nas diferentes direções (longitudinal, transversal e diagonal à direção de laminação) que resulta em uma anisotropia [23].

Uma maneira simples de se medir esta anisotropia é através de um ensaio de tração uniaxial de um corpo de prova submetido a tensões próximas ao seu limite de resistência nas diferentes direções. A razão entre as deformações na largura e na espessura de um corpo de

prova de tração (cp) é denominada de coeficiente de anisotropia ou coeficiente de Lankford,  $r$  [24].

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_h} = \frac{\ln \left( \frac{w_f}{w_0} \right)}{\ln \left( \frac{h_f}{h_0} \right)} \quad (3.6)$$

onde:  $\varepsilon_w$  – deformação verdadeira ao longo da largura de um cp de tração

$\varepsilon_h$  – deformação verdadeira ao longo da espessura do mesmo cp

$w_f$  – largura final do cp

$w_0$  – largura inicial do cp

$h_f$  – espessura final do cp

$h_0$  – espessura inicial do cp

$l_f$  – comprimento final do cp

$l_0$  – comprimento inicial do cp

Em tiras finas é muito difícil de se medir a variação da espessura com uma boa precisão. Para calcular a anisotropia plástica nestas, pode-se utilizar a equação 3.5 deduzida da equação 3.4. Esta equação considera a lei da conservação de volume quando o material atinge o regime plástico, e pode ser descrita como:

$$r = \frac{\ln \left( \frac{w_f}{w_0} \right)}{\ln \left( \frac{l_0 w_0}{l_f w_f} \right)} \quad (3.7)$$

Para se avaliar de forma mais precisa a anisotropia nas tiras metálicas, são definidos dois parâmetros, a saber:

❖ **Coefficiente de anisotropia normal ( $r_m$  ou  $\bar{r}$ ), é calculado a partir da equação:**

$$\bar{r} = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (3.8)$$

onde:  $r_{0^\circ}$ ,  $r_{45^\circ}$ ,  $r_{90^\circ}$  são valores de  $r$  medidos em corpos de prova tomados em três direções, ou seja, à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  da direção de laminação.

O coeficiente de anisotropia normal ( $r_m$ ) permite avaliar a capacidade de uma tira metálica resistir ao afinamento quando submetida a esforços de tração no plano da mesma. Um coeficiente de anisotropia normal elevado significa que a resistência à deformação na espessura é maior do que nas outras dimensões. Por isso, operações de estampagem profunda necessitam de materiais com coeficiente de anisotropia normal elevado. Valores típicos foram mostrados na tabela 3.1.

❖ **Coefficiente de anisotropia planar ( $\Delta r$ ), é calculado a partir da equação:**

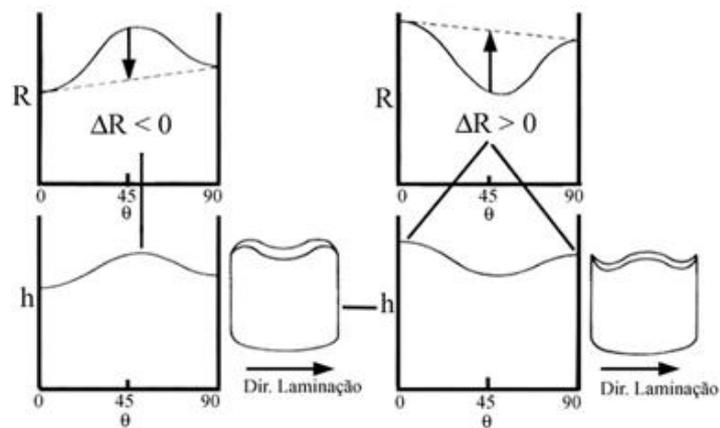
$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} - 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{2} \quad (3.9)$$

O coeficiente de anisotropia planar ( $\Delta r$ ) indica o comportamento mecânico que o material pode apresentar no plano da chapa. Quando  $\Delta r = 0$ , o material apresenta características isotrópicas, no plano da chapa. Quando  $\Delta r \neq 0$ , indica a tendência à formação de defeitos (“orelha”), na operação de estampagem. Portanto, nos processos de estampagem são desejados valores de coeficiente de anisotropia planar próximo a zero.

Ao se produzir peças simétricas axialmente por estampagem profunda de um *blank* circular, o orelhamento bem como as diferenças em espessura de parede podem ser observadas, ao invés de se ter uma tensão totalmente simétrica. Para os aços de baixo teor de carbono, as orelhas se manifestam a  $0^\circ$  e  $90^\circ$  em relação à direção de laminação. Contrário a isso, aços com maior resistência mecânica apresentam orelhas a  $45^\circ$  [2]. Para uma melhor

conformação, um material isotópico apresentaria vantagens, garantindo um fluxo uniforme de material em todas as direções, isto pode ser atingido através do controle de textura do material [25,26].

O “orelhamento” é causado por diferente comportamento do escoamento de material em função do ângulo da direção de laminação. Para valores de  $\Delta R > 0$ , as orelhas são formadas a 0 e 90° em relação à direção de laminação, enquanto que para valores de  $\Delta R < 0$  as orelhas são formadas a 45°, a figura 3.9 ilustra de forma esquemática o “orelhamento”.



**Figura 3.9** - Representação esquemática da formação de orelhas (h) durante estampagem [25].

**3.1.2.2 Ensaios simulativos para avaliação de estampabilidade.** A avaliação da conformabilidade de um determinado material baseado nos ensaios intrínsecos e simulativos é restrita a certos tipos de conformação, ao passo que na maioria dos casos concretos tem-se a combinação dos chamados tipos fundamentais de conformação (estampagem e estiramento), onde as correlações tornam-se dificultosas e imprecisas. Dessa maneira, muitas pesquisas têm sido feitas no sentido de se determinar qual a máxima capacidade de conformação de tiras de modo a serem desenvolvidos os critérios práticos que possam ser usados nos processos de estampagem.

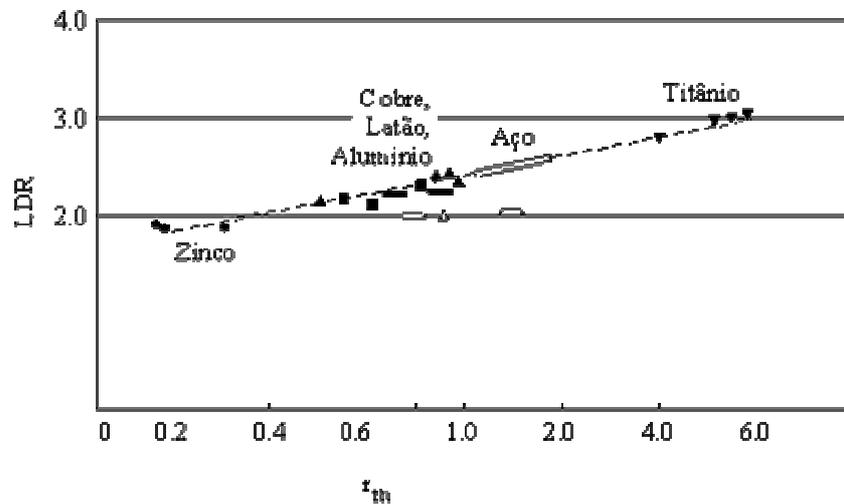
Um ensaio simulativo de grande interesse é o ensaio de Swift (estampagem profunda) [27], que serve para avaliar a capacidade de embutimento de múltiplos esboços do mesmo material com diferentes diâmetros iniciais do *blank*. O diâmetro máximo de esboço que pode ser embutido sem ruptura é determinado e a capacidade de deformação do material é avaliada de acordo com o que se denomina de LDR “Limit Drawing Ratio”, de acordo com a equação:

$$\text{LDR} = D_0 / D_p \quad (3.10)$$

onde:  $D_0$  = Diâmetro máximo do esboço

$D_p$  = Diâmetro do punção

A figura 3.10 apresenta dados de correlação entre a anisotropia plástica normal  $r_m$  e valores de estampabilidade através do ensaio de Swift para diversos materiais metálicos [27].



**Figura 3.10** - Correlação entre  $r_m$  e LDR para diversos materiais metálicos [27].

Na tabela 3.3 são apresentados valores típicos de parâmetros de estampagem, incluindo valores de LDR para diferentes aços destinados à estampagem [28].

**Tabela 3.3:** Propriedades de tiras de diferentes aços para estampagem [28].

<b>Tipo de Aço</b>	<b>n</b>	<b>r<sub>0</sub></b>	<b>r<sub>45</sub></b>	<b>r<sub>90</sub></b>	<b>r<sub>m</sub></b>	<b>LDR</b>	<b>esp.(mm)</b>
BC* Efervescente	0,22	1,07	0,89	1,33	1,04	2,21	0,746
BC* Efervescente	0,21	0,91	1,10	0,98	1,02	2,20	0,901
BC *Acalmado Al	0,22	1,83	1,32	2,17	1,66	2,37	0,822
BC *Acalmado Al	0,18	2,04	1,48	2,36	1,84	2,37	0,880
BC *Acalmado Al	0,23	2,00	1,57	2,55	1,92	2,35	0,887
BC *Acalmado Al	0,20	1,86	1,48	2,24	1,76	2,35	0,987
Inox Ferrítico	0,18	1,15	1,03	1,69	1,22	2,26	0,887
Inox Ferrítico	0,23	0,98	0,78	2,02	1,14	2,21	0,881
Inox Austenítico	0,44	0,89	1,03	0,88	0,96	2,22	0,905
Inox Austenítico	0,39	0,93	1,10	0,94	1,02	2,18	0,950
Inox Austenítico	0,50	0,99	0,98	0,89	0,96	2,25	0,950
Inox Austenítico	0,42	0,84	1,16	0,87	1,01	2,24	0,927

BC\*– aço de baixo teor de carbono

A necessidade de se estabelecer um critério prático mais abrangente para a caracterização da conformabilidade de uma chapa levou Keller [29] e Goodwin [30] a introduzirem as CLC's. Basicamente, Keller partiu do princípio de que as tensões atuantes na chapa durante a conformação não eram mensuráveis. Por outro lado, as medidas das deformações eram capazes de indicar os valores relativos das tensões atuantes. Partindo deste princípio, Keller executou ensaios de estiramento em laboratório sobre um lote de chapas até que elas atingissem a fratura e a partir das medidas das deformações dos círculos impressos nas chapas, determinaram-se as deformações principais maiores ( $\epsilon_1$ ) e menores ( $\epsilon_2$ ). As deformações convencionais obtidas em ensaio de laboratório foram representadas graficamente, observando-se que os conjuntos de pontos definem uma curva (Fig. 3.11).

A curva obtida separa a zona de deformação na qual as amostras apresentam-se fraturadas, da zona de deformação na qual as amostras são satisfatoriamente conformadas. Aplicando o mesmo procedimento na conformação de peças reais de formas complexas, verificou-se uma excelente concordância entre os resultados das experiências de laboratório e as industriais, como se nota na figura 3.11.

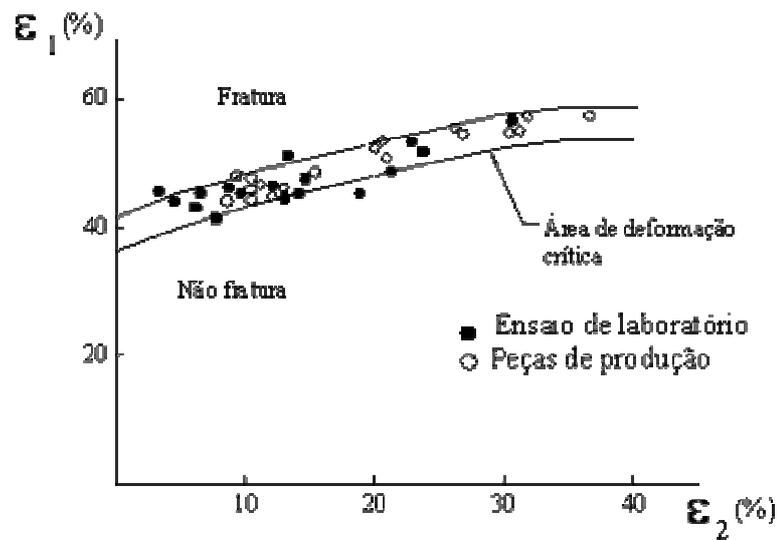
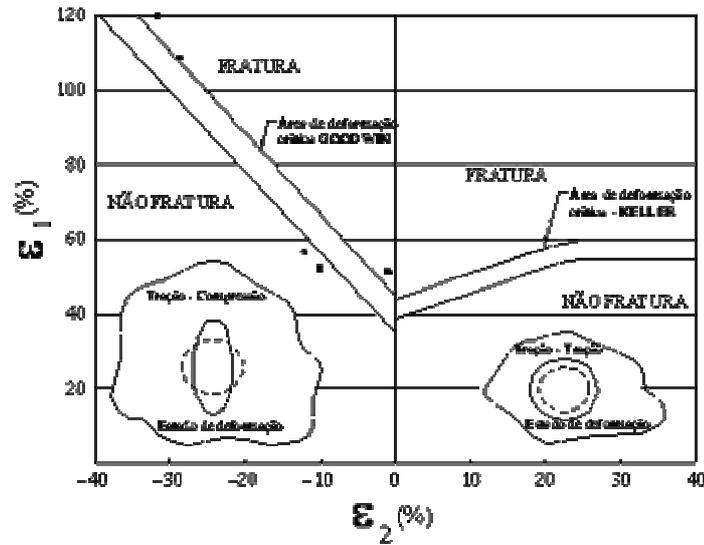


Figura 3.11 - Curva de deformações críticas obtidas por Keller [29].

Os tipos de ensaios e peças utilizadas por Keller, limitaram-se às deformações principais menores ( $\epsilon_2$ ) positivas; sendo assim Goodwin [30] aplicou o mesmo princípio de Keller, estendendo-se ao domínio das deformações ( $\epsilon_2$ ) negativas, ou seja as deformações mais relacionadas ao processo de estampagem profunda. A curva obtida pode ser vista de forma esquemática na figura 3.12, e define uma faixa, separando a zona de fratura com a zona de conformação com êxito.

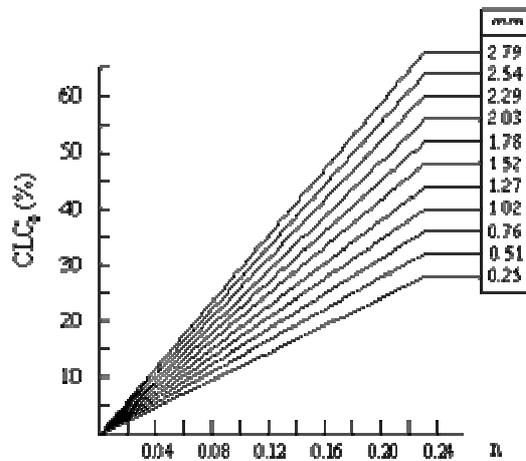
A *espessura do material* influi na curva de limite de conformação. De um modo geral quanto maior a espessura, melhor será a conformabilidade, independente do modo de deformação. No entanto no caso da estampagem profunda o efeito é mais pronunciado, pois o aumento de espessura além de elevar o limite da fratura aumenta também a resistência à formação de rugas [31].



**Figura 3.12** - Curva limite de conformação de Keller e Goodwin [29].

Quando se analisa a ocorrência de falhas em peças conformadas a utilização em espessuras um pouco maior em geral é a solução mais simples, porém deve ser adotada apenas em último caso, uma vez que aumenta o peso da peça.

O aumento da espessura implica em retardar a formação da deformação localizada. O efeito conjunto da variação de espessura e dos valores de  $n$  pode ser evidenciado, principalmente, para a condição de deformação planar ( $CLC_0$ ), é apresentado na figura 3.13.



**Figura 3.13** - Efeito da espessura e do valor de  $n$  sobre o valor da  $CLC_0$  [32].

Como pode ser observado, para valores de  $n < 0,2$  verifica-se um aumento proporcional na  $CLC_0$ . Acima deste valor, a influência de  $n$  (na posição da curva) deixa de existir, permanecendo, porém, o efeito da espessura. Deve-se observar, no entanto, que este aumento é devido, pelo menos parcialmente, ao fato de que são empregados os mesmos círculos (da grade de referência), para diferentes espessuras. Assim, a forma da seção transversal do pescoço tende a apresentar uma geometria semelhante tanto para chapas finas como grossas. Nestas condições, as medições de deformação, efetuadas em chapas grossas, tendem a se concentrar mais na região do pescoço, dando valores maiores de  $\varepsilon_1$ . Portanto para maiores espessuras da chapa, deve-se aumentar, proporcionalmente, o diâmetro do círculo de referência, para que este efeito seja atenuado [13].

### 3.2 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

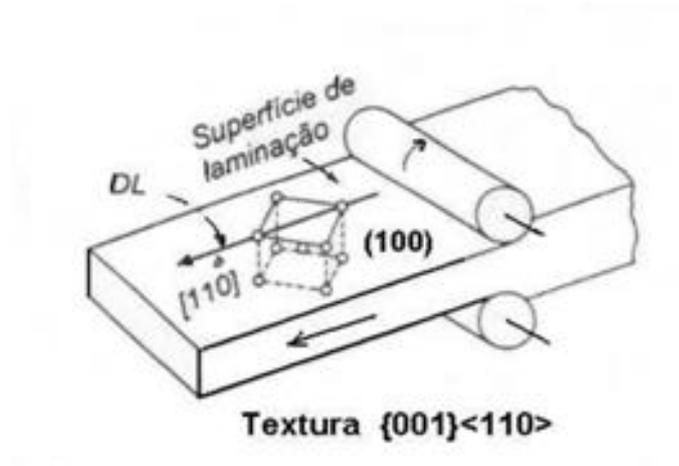
Inicialmente será apresentada uma definição para textura cristalográfica, em seguida as representações mais comuns de texturas, os métodos de medição mais importantes e finalmente serão apresentadas as texturas de laminação a quente, a frio e de recristalização para aços de baixo teor de carbono.

A *textura* pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória ou seja, o agregado policristalino apresenta *orientação preferencial* ou *textura cristalográfica*. A textura é uma tendência estatística de que os cristais que constituem os grãos de um material policristalino estejam orientados em uma orientação particular [33-35].

A textura cristalográfica é importante porque muitas propriedades do material são dependentes dela, tais como: módulo de Young, resistividade, tenacidade, ductilidade, permeabilidade magnética, condutividade elétrica, expansão térmica e principalmente

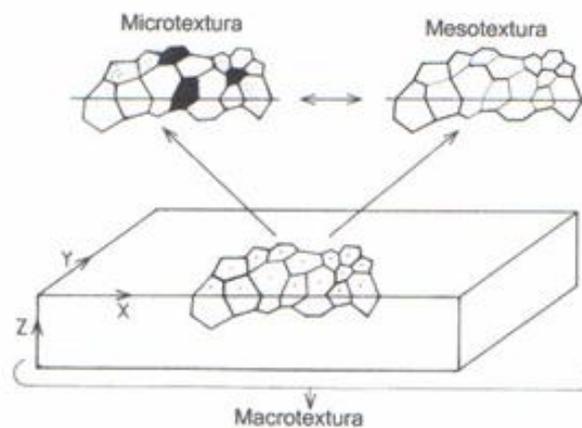
estampabilidade [36]. A orientação preferencial pode ser introduzida no material por diversos modos como a deformação plástica, recozimento, solidificação e deposição de filmes.

A textura de uma chapa é definida por uma componente  $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ . Onde o plano  $\{hkl\}$  é paralelo ao plano da superfície da chapa e a direção  $\langle uvw\rangle$  contida neste plano e paralela à direção de laminação (DL). Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal) e DN (direção normal) da chapa. A figura 3.14 ilustra uma textura denominada de cubo girado,  $\{001\}\langle 110\rangle$ , que pode ser encontrada em tiras laminadas de metais e ligas com estrutura CCC.



**Figura 3.14** - Textura (ou componente)  $\{001\}\langle 110\rangle$  em chapa [37].

A textura pode-ser estudada por macrotextura (textura), microtextura e mesotextura. A macrotextura considera os grãos num policristal como uma população estatística simples sem levar em conta a localização espacial de qualquer grão ou a relação com seus vizinhos. A microtextura considera a orientação de cada grão da população, que está relacionada a uma ou mais características da microestrutura. A mesotextura trata das relações de orientação entre grãos, ou seja, a desorientação entre eles, ou geometria de contorno de grão [35,38]. A figura 3.15 apresenta uma relação esquemática entre macrotextura, microtextura e mesotextura.



**Figura 3.15** - Diagrama esquemático ilustrando as relações entre macrotextura, microtextura e mesotextura [36].

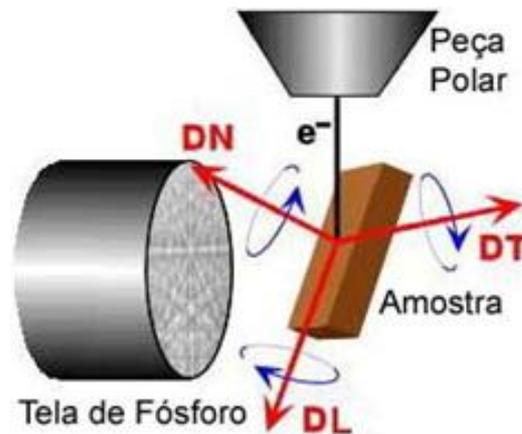
### 3.2.1 Determinação da Textura.

A macrotextura pode ser determinada por difração de raios X, que permite uma análise da textura global. Nesta técnica milhares de cristais são iluminados simultaneamente, proporcionando uma medida volumétrica de grande quantidade de grãos em uma condição específica da lei de Bragg para cada posição do espaço de orientação da amostra. A sua resolução espacial desta técnica é muito baixa e incapaz de determinar a orientação de um grão em particular, exceto no caso de materiais com granulometria extremamente grosseira (método de Laue).

A microtextura é determinada por difração de elétrons retroespalhados (Electron Back-Scattering Diffraction - EBSD). Esta técnica permite o estudo da orientação de grãos individualmente e a relação de orientação entre grãos vizinhos, mesotextura. Com esta técnica, é possível conhecer a rede cristalina e determinar a orientação de domínios cristalinos, com resolução espacial de até 50 nm [36].

A macrotextura também pode ser avaliada com esta técnica, mas para ter equivalência com os dados de textura obtidos por raios-X, é necessário à realização de análise em várias áreas da amostra, a fim de obter informações de aproximadamente 2000 grãos [36].

A técnica de EBSD é baseada na análise dos padrões de difração das linhas de Kikuchi. Estes padrões são bandas de alta intensidade obtidas pela difração de elétrons retroespalhados. Os elétrons incidentes na amostra difratam nos planos favorecidos pela Lei de Bragg, sendo o ângulo entre o feixe de elétrons e a amostra de  $70^\circ$ , conforme ilustra a figura 3.16. A difração dos elétrons através do ângulo de Bragg resulta em dois cones de radiação de elétrons a partir de um conjunto de planos, cada banda ou par de linhas representa um plano cristalográfico particular. Estes dados são capturados por uma câmara de vídeo para um computador, onde serão analisados e indexados [36,38,39].



**Figura 3.16** - Figura esquemática da formação de cones de elétrons difratados [36].

### 3.2.2 Representação da textura cristalográfica

As representações mais comuns da textura cristalográfica são: os difratogramas, as figuras de pólo, figuras de pólo inversa e a representação no espaço tridimensional de Euler (Função distribuição de orientação cristalina – FDOC).

❖ **Difratograma.** A partir de um simples difratograma é possível obter informações qualitativas sobre textura. Comparando as intensidades dos picos medidas no espectro com as intensidades dos mesmos picos em uma amostra sem orientação preferencial ou com as

intensidades do respectivo cartão de difração de raios X dado pelo International Center for Diffraction Data (ICDD). O difratograma não fornece informações sobre componentes de textura (apenas à intensidade relativa de alguns planos) [33].

❖ **Figuras de pólo diretas.** A figura de pólo é a forma mais tradicional e direta para se determinar a textura do material, mas ela se refere exclusivamente a um plano particular  $\{hkl\}$ , fornecendo informações incompletas e semi-quantitativas.

A figura de pólo direta é uma projeção estereográfica que mostra a distribuição de densidade de pólos cristalográficos de um plano selecionado, usando os eixos da amostra como eixos de referência, direção de laminação (DL), transversal (DT) e normal (DN). A análise da textura pelas figuras de pólo é então caracterizada pela interpretação das mesmas em termos da orientação cristalina  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$  [34].

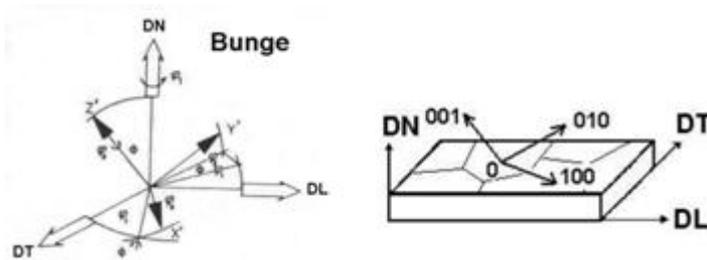
❖ **Figuras de pólo inversas.** A figura de pólo inversa utiliza a projeção estereográfica referida ao triedro cristalográfico. A figura de pólo inversa retrata a distribuição de densidades de todos os planos do triedro cristalográfico. Ela oferece uma grande dificuldade na normalização das intensidades difratadas, sendo propostos quatro métodos [40]: método da discretização, método da expansão de séries, método das transformações integrais e método probabilístico.

❖ **Função distribuição de orientações cristalinas (FDOC).** É uma análise quantitativa da textura em três dimensões, descrevendo a distribuição das orientações dos cristais, representados por um plano e uma direção:  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$  e a fração volumétrica de cada orientação presente [41]. As FDO's especificam a frequência de ocorrência de determinadas

orientações  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$  em uma amostra do material. Esta probabilidade, numa amostra sem textura, é igual à *unidade*.

Nas FDO's, a orientação de um cristal é definida por três ângulos de Euler, os quais relacionam os eixos da amostra, DL, DT e DN, com os eixos do cristal., [100], [010] e [001]. A notação mais usada para os ângulos de Euler foi proposta por Bunge [40], utilizando os ângulos  $\varphi_1$ ,  $\Phi$  e  $\varphi_2$ , mostrados na figura 3.17.

A função distribuição de orientações  $f(g)$  é calculada a partir de figuras de pólos diretas, obtidas por difração de raios-X. Ela é normalmente representada graficamente por seções de  $\varphi_2$  constante, sendo interpretada através de ábacos. A figura 3.18 apresenta os ábacos de indexação usando a notação de Bunge, para os ângulos de Euler com  $\varphi_2$  constante.



**Figura 3.17** - Definição dos ângulos de Euler ( $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ ) conforme notação de Bunge [40].

Os aços ferríticos, com estrutura cúbica de corpo centrada desenvolvem texturas de fibras na laminação típicas, estas fibras são representadas no espaço de Euler, em seções de  $\varphi_2$  ou  $\varphi_1$  constantes [38]. Na tabela 3.4 e na figura 3.19 são fornecidas e ilustradas as fibras e orientações mais importantes nos aços ferríticos.

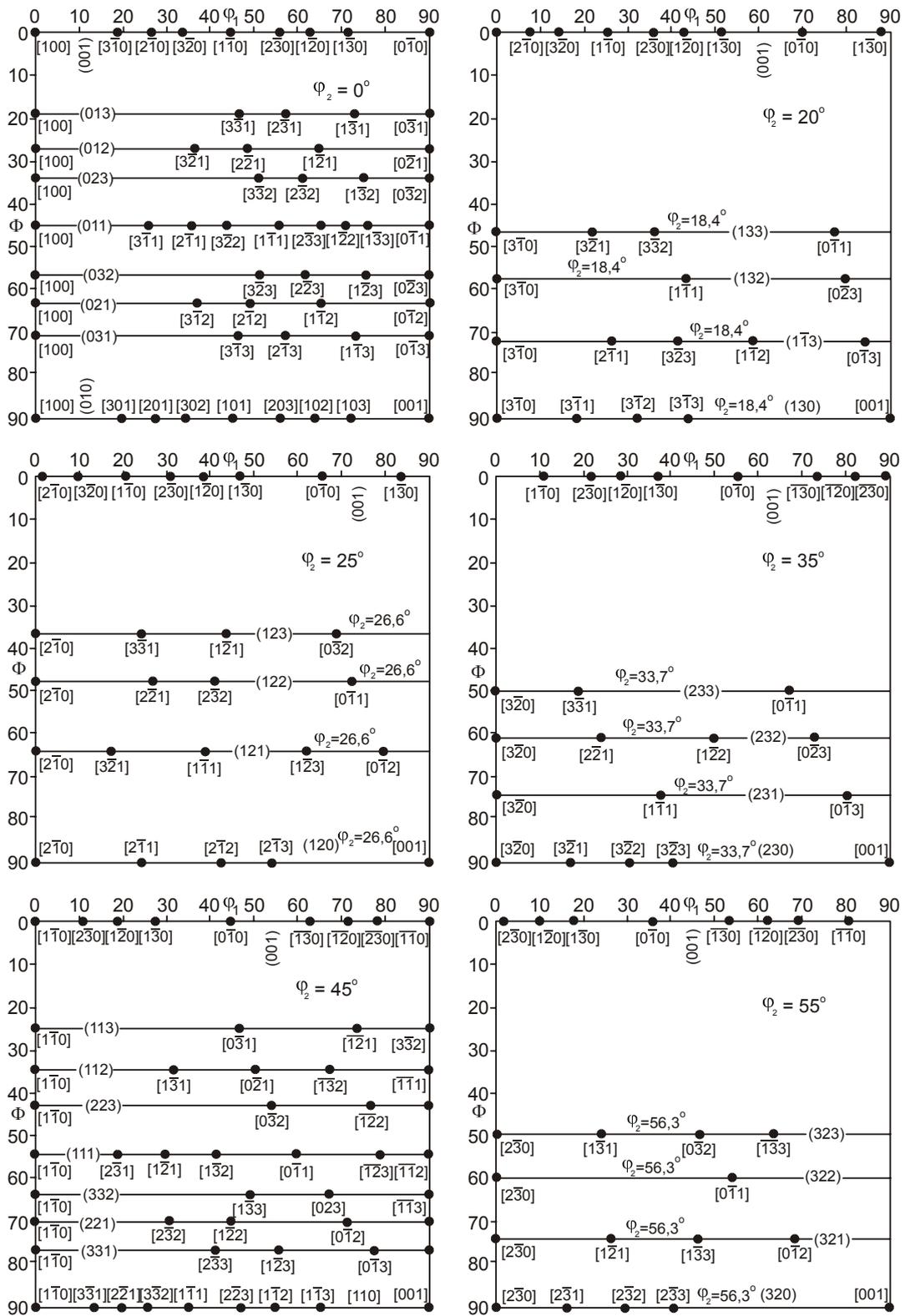
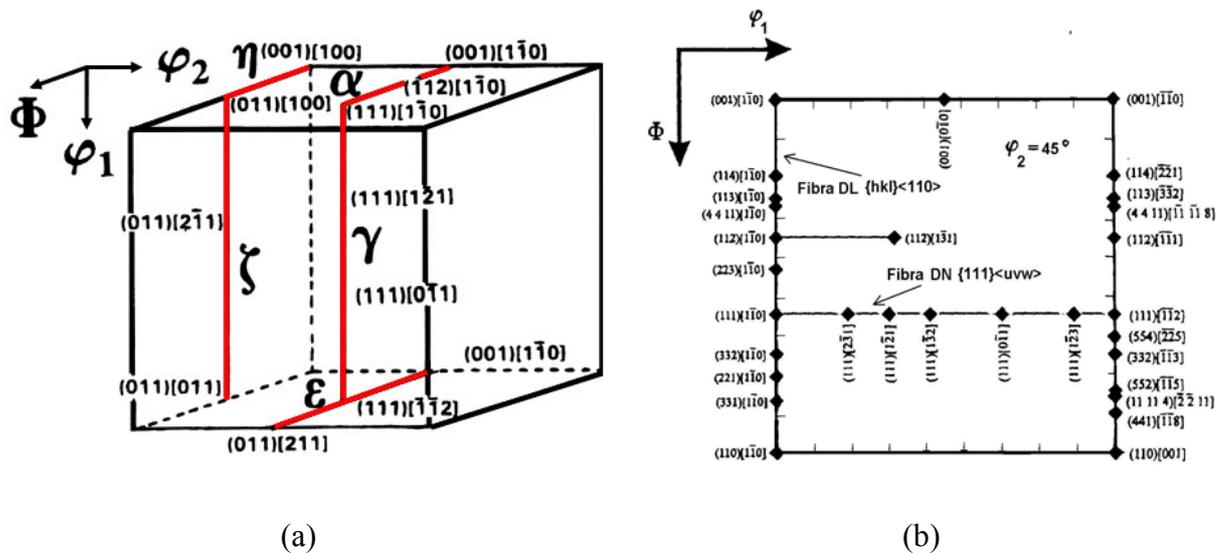


Figura 3.18 - Ábaco de indexação para interpretação das FDOs [40].

**Tabela 3.4** - Fibras características em metais e ligas CCC com suas principais componentes e os ângulos de Euler característicos [35,36,40,41].

MATERIAL	FIBRA	EIXO DA FIBRA	PRINCIPAIS COMPONENTES	ÂNGULOS DE EULER
CCC	$\alpha$	$\langle 011 \rangle // DL$	$\{001\}\langle 110 \rangle, \{1\bar{1}2\}\langle 110 \rangle, \{1\bar{1}1\}\langle 110 \rangle$	$\varphi_1=0^\circ, 0^\circ < \phi < 90^\circ,$ $\varphi_2=45^\circ$
	$\gamma$	$\langle 111 \rangle // DN$	$\{111\}\langle 110 \rangle, \{11\bar{1}\}\langle 112 \rangle$	$0^\circ < \varphi_1 < 90^\circ, \phi=54,7^\circ,$ $\varphi_2=45^\circ$
	$\eta$	$\langle 001 \rangle // DL$	$\{001\}\langle 100 \rangle, \{011\}\langle 100 \rangle$	$\varphi_1=0^\circ, 0^\circ < \phi < 45^\circ, \varphi_2=0^\circ$
	$\zeta$	$\langle 011 \rangle // DN$	$\{011\}\langle 100 \rangle, \{0\bar{1}1\}\langle 211 \rangle, \{0\bar{1}1\}\langle 111 \rangle,$ $\{0\bar{1}1\}\langle 011 \rangle$	$0^\circ < \varphi_1 < 90^\circ, \phi=45^\circ,$ $\varphi_2=0^\circ$
	$\varepsilon$	$\langle 110 \rangle // DT$	$\{001\}\langle 110 \rangle, \{112\}\langle 111 \rangle, \{4\ 11\}\langle 11$ $11\ 8 \rangle, \{111\}\langle 112 \rangle, \{11\ 11\ 8\}\langle 4\ 4\ 11 \rangle,$ $\{011\}\langle 100 \rangle$	$\varphi_1=90^\circ, 0^\circ < \phi < 90^\circ,$ $\varphi_2=45^\circ$
	$\theta$	$\langle 011 \rangle // DN$	$\{001\}\langle 100 \rangle, \{001\}\langle 110 \rangle$	
	$\beta$	**	$\{001\}\langle 100 \rangle, \{557\}\langle 583 \rangle, \{111\}\langle 112 \rangle$	$0 < \varphi_1 < 90^\circ, 35^\circ < \phi < 54,7^\circ,$ $\varphi_2=45^\circ$



**Figura 3.19** – Fibras e orientações mais importantes no espaço reduzido de Euler para os metais CCC [42,43].

### 3.2.3 Textura em aços baixo carbono

A principal aplicação dos aços baixo e extra baixo carbono é principalmente para estampagem profunda. A estampabilidade depende principalmente da anisotropia, e conseqüentemente da textura. Um material apresenta anisotropia normal alta ( $r_m$ ) quando um elevado número de grãos está orientado com seu plano  $\{111\}$  paralelo ao plano da chapa, ou

seja, o material possui uma forte textura do tipo  $\{111\}$ , conhecida como fibra  $\gamma$  [44]. A componente de textura  $\{001\}$  presente nestes aços poder diminuir a estampabilidade e, na prática a relação destas duas componentes,  $I_{\{111\}}/I_{\{100\}}$  é aproximadamente linear a  $r_m$  [30].

A formação da textura cristalográfica favorável depende de vários fatores, como: composição química do aço, presença de precipitados, tamanho de grão, temperatura de acabamento e de bobinamento durante a laminação a quente, porcentagem de redução na laminação a frio, velocidade de aquecimento e temperatura de recozimento após a deformação a frio.

Na **laminação a quente** convencional, a textura  $\{111\}$  não pode ser desenvolvida, ou é fracamente desenvolvida. A laminação a quente finalizada acima da temperatura  $A_{r3}$  produz uma microestrutura totalmente, ou quase totalmente, recristalizada, com orientação quase aleatória. Por outro lado, uma laminação a quente com uma temperatura de acabamento na região ferrítica produz uma forte textura  $\{111\}$  ao longo da espessura da tira [5]. Além disso, a tira laminada a quente com intensa lubrificação proporcionara uma forte orientação do tipo  $\{111\}$  após a laminação a quente.

Na **laminação a frio** dos aços baixo carbono, a textura típica de deformação é descrita pela fibra  $\gamma$ ,  $\{111\}/\text{DN}$ , com as componentes  $\{111\}\langle 112\rangle$  e  $\{111\}\langle 123\rangle$  mais intensas, a fibra  $\alpha$ ,  $\langle 110\rangle/\text{DL}$ , com as componentes  $\{001\}\langle 110\rangle$  e  $\{112\}\langle 110\rangle$  mais fortes e a componente  $\{111\}\langle 110\rangle$  presente nestas duas fibras [8,45-49]. Com o aumento da deformação a textura torna-se mais intensa e é independente do material e das variáveis de processo. Para deformações superiores a 70% de redução em espessura, as componentes  $\{112\}\langle 110\rangle$  e  $\{111\}\langle 110\rangle$  são fortalecidas. Enquanto, a fibra  $\gamma$  sofre poucas mudanças e só acima 80% de redução na espessura a componente  $\{111\}\langle 110\rangle$  se fortalece [8,45]. As componentes  $\{332\}\langle 110\rangle$  e  $\{223\}$  nas direções  $\langle 472\rangle$  e  $\langle 110\rangle$  são texturas de deformação presentes nos aços para estampagem, sendo mais intensas nos aços *Interstitial Free* que nos

aços baixo carbono acalmados ao alumínio. A fibra  $\{223\}$ //DN situada em  $\Phi=43,3^\circ$  e  $\varphi_1=45^\circ$  é conhecida com o nome de  $\gamma'$  [8,50].

O *recozimento* dos aços baixo carbono visa maximizar a textura de fibra  $\{111\}$ . As texturas de recristalização destes aços dependem fortemente do grau de redução a frio [7]. Para baixas reduções, a textura é caracterizada pela componente Goss,  $\{110\}\langle 001\rangle$  e a componente  $\{111\}\langle 112\rangle$ , sendo a primeira uma componente indesejável para estampagem. Para deformações altas, mas inferiores a 90% de reduções na espessura a componente  $\{111\}\langle 112\rangle$  é fortalecida. Deformações superiores a 90% de redução na espessura componentes do tipo  $\{100\}$  aparecem novamente. Consequentemente, existe um grau de redução ótimo que produz uma relação  $\{111\}/\{100\}$  máxima de planos paralelos à superfície da chapa. Os aços baixo carbono convencionais recozidos em caixa a redução ótima está geralmente entre 60 e 70% de redução na espessura [8,48].

Após a *estampagem* os aços baixo carbono apresentam texturas do tipo  $\{557\}\langle 110\rangle$  ao longo da direção de laminação até  $\{445\}\langle 110\rangle$ , mais espalhadas e menos intensas comparado com os aços IF, que conduz a formação de 6 orelhas. Os aços acalmado ao alumínio apresentam orelhas a  $0^\circ$  e  $90^\circ$  devido à influência da textura  $\{332\}\langle 110\rangle$  componente da fibra  $\alpha$ ,  $\{110\}$ //DL, e a textura  $\{223\}\langle 142\rangle$  pertencente à fibra  $\gamma'$ ,  $\{223\}$ //DN, homogênea [50]. Os resultados experimentais estão em concordância com os simulados por Savoie e Jonas [51].

### 3.3 SIMULAÇÃO DE ESTAMPAGEM POR ELEMENTOS FINITOS

Para prever o desempenho de componentes mecânicos, o projetista dispõe hoje de uma série de ferramentas matemáticas que podem ser aplicadas [52]. Soluções analíticas podem ser usadas em certos casos, mas sua aplicação é limitada a situações específicas em que a solução

matemática da estrutura pode ser encontrada. Uma maneira mais abrangente de tratar problemas estruturais consiste no uso de métodos numéricos de análise. Apesar de tais métodos fornecerem soluções aproximadas, em muitos casos é a única maneira de que os projetistas dispõem para encontrar as respostas que procuram.

O método de elementos finitos considera a região de solução do problema formada por pequenos elementos interconectados entre si. A região em estudo é analiticamente modelada ou aproximada por um conjunto de elementos discretos pré-definidos. Uma vez que estes elementos possam ser colocados em diferentes configurações, pode-se modelar formas geométricas bastante complexas. Além disso, possibilita que o projetista tenha possibilidades no modo de aplicação de cargas e condições de contorno, o que torna este método o mais amplamente utilizado em análises estruturais.

Em processos práticos de conformação, um número de operações (pré-formação) é necessário para transformar uma geometria “simples” inicial em geometria “complexa”, mantendo-se as propriedades e tolerâncias desejadas. Para isso, método de análise que pode tratar das condições de contorno de matrizes é necessário para aproveitar completamente as vantagens do método de Elementos Finitos na análise de conformação.

O desenvolvimento de métodos confiáveis para simular o processo de deformação de metais têm tido como obstáculo o comportamento não-linear do material, que ocorre devido a deformações de caráter inelástico, além de outros problemas, como a natureza transitória deste tipo de processo, a presença de grandes deslocamentos, grandes rotações, deformações finitas e os efeitos derivados do contato e atrito entre a chapa e a matriz. Tais características tornam o processo tão complexo que requerem o uso de sofisticados algoritmos numéricos e necessidades de grandes recursos computacionais.

Para utilização destes softwares são utilizados como dados de entrada valores de coeficiente de encruamento, anisotropia normal e planar e em alguns casos até a própria curva limite de conformação.

Como dados de saída normalmente têm-se as deformações maiores e menores, valores de espessura da chapa conformada, efeito *springback* e também o estudo de tensões presentes na peça após conformada.

A seguir será apresentado os materiais e métodos utilizados no presente trabalho.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão descritos os materiais pesquisados, o processo de relaminação a frio, as técnicas de caracterização microestrutural, o ensaio mecânico utilizado e o método de avaliação da peça-exemplo.

### 4.1 Materiais

No presente trabalho foi utilizado apenas uma composição química básica: SAE1006. As composições químicas completas em porcentagem de massa dos aços são apresentadas na tabela 4.1 abaixo.

**Tabela 4.1** – Composição química dos aços utilizados em porcentagem de massa.

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>N</b>
<b>Aço A</b>	0,040	0,238	0,006	0,014	0,006	0,040	0,0047
<b>Aço B</b>	0,050	0,221	0,003	0,012	0,012	0,043	0,0041

### 4.2 Processo de relaminação

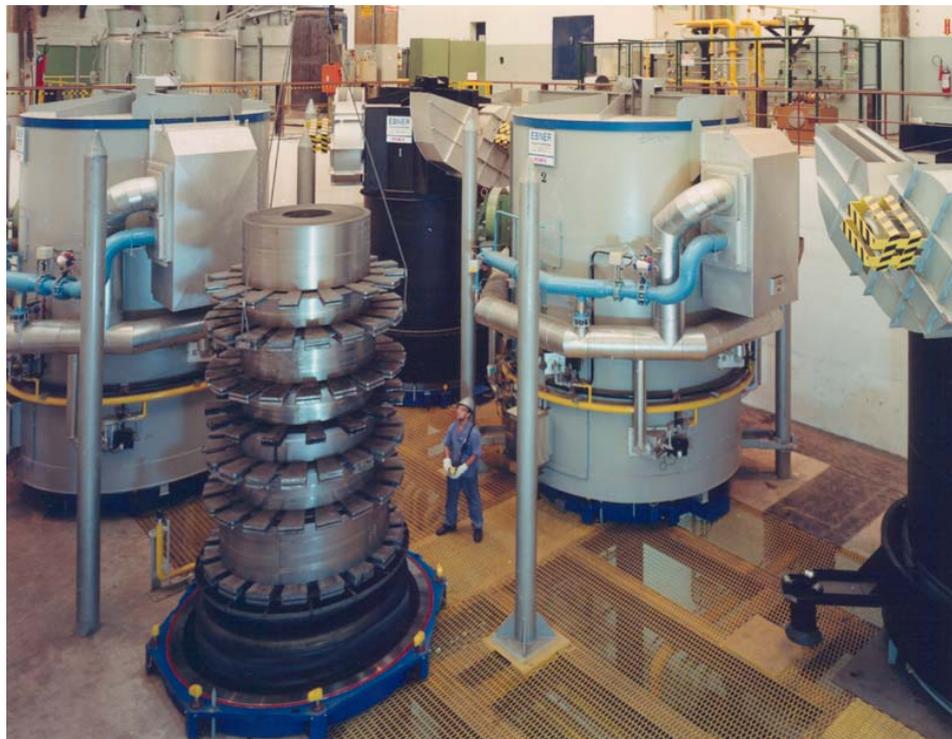
Os aços foram recebidos na forma de bobina laminada a quente e posteriormente laminados a frio cujos dados de processo estão descritos na tabela 4.2.

As amostras para os dois aços de baixo teor de carbono SAE 1006, foram retiradas de bobinas laminadas a quente após terem sido inicialmente decapadas em solução aquosa de 18% de ácido clorídrico (HCl) à 75°C. Após decapagem as bobinas dos aços A e B foram cortadas longitudinalmente em rolos (posição lateral da bobina) de largura 564 mm para o aço A e 499 mm para o aço B. Em seguida os rolos foram laminados a frio em um laminador do tipo “quádruplo” reversível. O aço A foi laminado a 68,5% em espessura, conforme a seguinte seqüência de passes de laminação: 8,00; 6,90; 6,00; 5,10; 4,20; 3,40; 2,85; 2,52 mm. O aço B foi laminado a 55% em espessura, conforme a seguinte seqüência de passes de laminação:

5,60; 4,80; 4,10; 3,50; 2,95; 2,60 e 2,51. Após laminação a frio, ambos os aços foram submetidos a um tratamento térmico de recozimento em caixa (forno industrial conforme figura 4.1) à  $700^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ; pelo período de 8 horas. A atmosfera utilizada para o recozimento destes aços foi de 100% hidrogênio, e o resfriamento foi realizado dentro do forno, lentamente.

**Tabela 4.2** – Processo de relaminação utilizado para produção das amostras do Aço A e Aço B.

	<b>Aço A</b>	<b>Aço B</b>
Espessura final [mm]	2,50	2,50
Redução de desbaste [%]	68,5	55,0
Ciclo de recozimento	700°C/8horas	700°C/8horas
Redução de acabamento programada [%]	1,06	0,44



**Figura 4.1** - Forno de recozimento de alta convecção utilizado para realização dos experimentos.

O aço A após o recozimento foi submetido a um novo passe de laminação, programado de aproximadamente 1,06% em espessura, denominado de “*skin-pass*”, com a finalidade de eliminar o escoamento descontínuo que os aços de baixo carbono acalmados ao alumínio apresentam após o recozimento. No caso do aço B este passe suplementar programado foi de aproximadamente 0,44% em espessura. Para controle das reduções aplicadas o laminador estava equipado com medidor de espessuras de entrada e de saída da cadeira do laminador através de raios-x. A figura 4.2 mostra o equipamento. A medição da espessura de entrada e de saída é instantânea, porém para efeito de simplificação será mostrada o resultado a cada 50 metros de laminado.



**Figura 4.2** – medidor de espessuras através de raios-X.

### 4.3 Caracterização microestrutural

Para a caracterização micro estrutural, foram utilizadas as técnicas de metalografia óptica. A macrotextura foi determinada por difração de raios-X. Determinações de micro textura e de mesotextura foram realizadas por EBSD (“*Electron Back Scatter Diffraction*”) no microscópio eletrônico de varredura.

### 4.3.1 Metalografia

As amostras foram inicialmente cortadas com auxílio de um disco abrasivo, posteriormente embutidas em baquelite, lixadas, polidas e atacadas. Todas as análises metalográficas foram realizadas na secção longitudinal (direção de laminação) das mesmas.

O lixamento foi realizado com lixas d'água mantendo a seguinte seqüência de desbaste: lixa 180; 220; 320; 400; 600 e 1000 mesh.

Foram utilizadas duas seqüências de polimento: polimento mecânico com pasta de diamante de 6, 3 e 1 micrometros, para as análises em microscópio óptico. Enquanto que as amostras para análise com EBSD foram adicionalmente polidas com sílica coloidal de 0,25 micrometros.

O reagente metalográfico utilizado foi o nital 3%, com a seguinte composição:

- 97% de álcool etílico;
- 3 ml de ácido clorídrico.

Um banco metalográfico da marca Leica MW equipado com analisador de imagens, assistido pelo programa de avaliação de tamanho de grão denominado de *Leica Grain* foi utilizado nas análises por microscopia óptica. Entretanto as determinações de tamanho de grão foram feitas pelo método do intercepto médio, segundo a norma americana ASTM E-112 (*Standard test method for determining average grain size - American Society for Testing and Materials*).

Como referência de medição utilizou-se um círculo de 0,05 mm de diâmetro. Foram feitas medições em 10 regiões diferentes. O tamanho de grão foi obtido através da equação 4.1:

$$TG = (L * 1000) / (A * n) \quad (4.1)$$

onde: TG = Tamanho de Grão (micrometros)

$L = \pi \cdot D$  onde D é o diâmetro da linha teste (mm).

A = aumento utilizado

n = número de intersecções

#### 4.3.2 Determinação da textura cristalográfica

A técnica de difração de raios-X foi utilizada para a determinação das texturas do estado acabado, ou seja, após laminação a frio, recozimento de recristalização e laminação de acabamento e em amostra do material retirada da região mais crítica da peça-exemplo. Este ensaio foi realizado para o aço A e aço B. As análises foram realizadas na superfície.

A preparação das amostras seguiu a mesma seqüência de desbaste utilizada na análise metalográfica, isto é, lixamento até a grana 1000 mesh, seguido de polimento com pasta de diamante de 1 $\mu$ m. As análises foram realizadas em um goniômetro de textura horizontal da marca Rigaku, com radiação de Mo K $\alpha$ 1 ( $\lambda = 0,07093$  nm) instalado no centro de ciência e tecnologia dos materiais do IPEN/CNEN-SP.

Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais, por um plano e uma direção contida neste plano,  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ , e a fração volumétrica de cada orientação presente. Isto pode ser obtido com o auxílio das funções de distribuição de orientações cristalinas (FDO's).

No presente trabalho, as FDO's foram obtidas a partir das figuras de pólo por meio de um programa computacional (PAT. Versão 3.2), desenvolvido por o Dr. Nelson Batista de Lima e pelo físico MSc Eguiberto Galego do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN).

#### **4.3.3 Difração de elétrons retroespalhados (Electron Back Scatter Diffraction EBSD)**

No presente trabalho, as análises por EBSD foram feitas em amostras selecionadas utilizando-se os mesmos corpos de prova empregados nas análises por microscopia óptica. Neste caso foi feito um polimento adicional com sílica coloidal. As amostras preparadas para análise de microtextura por EBSD foram analisadas com o auxílio de um microscópio Philips XL30, ao qual estava acoplado um sistema TSL 3.5. Este ensaio foi realizado nas amostras de aço A e aço B antes da conformação e também no aço A na região de estrição.

#### **4.4 Ensaio mecânicos**

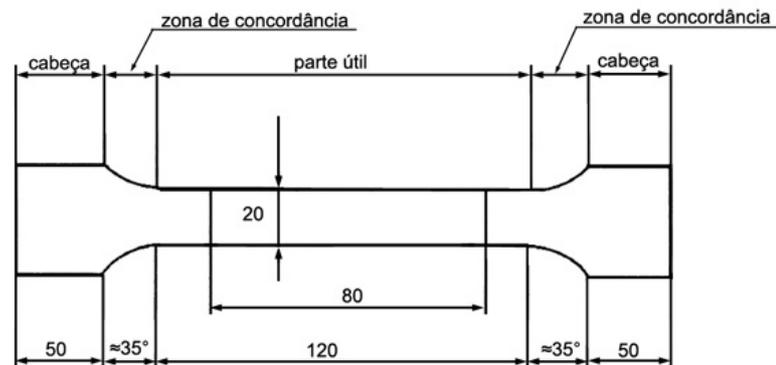
Para caracterização mecânica foi realizado o ensaio de tração, que é detalhado abaixo. O ensaio de tração foi utilizado na caracterização dos materiais no estado após recozimento de recristalização e passe de acabamento (“*skin pass*”).

Este ensaio possibilita a obtenção de várias propriedades mecânicas do material, como: limite de escoamento, limite de resistência, módulo de elasticidade, alongamento total até a fratura, coeficiente de encruamento, coeficiente de anisotropia normal e planar.

Os valores resultantes representam a média de três amostras. Para determinação dos valores de coeficiente de anisotropia normal e planar foram ensaiados três conjuntos de corpos de prova nas direções à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  da direção de laminação.

Os corpos de prova para o ensaio foram preparados por estampagem em uma prensa automática. Inicialmente foram estampados, e em seguida suas bordas foram lixadas em dispositivo próprio, para eliminar o encruamento gerado durante o processo de estampagem.

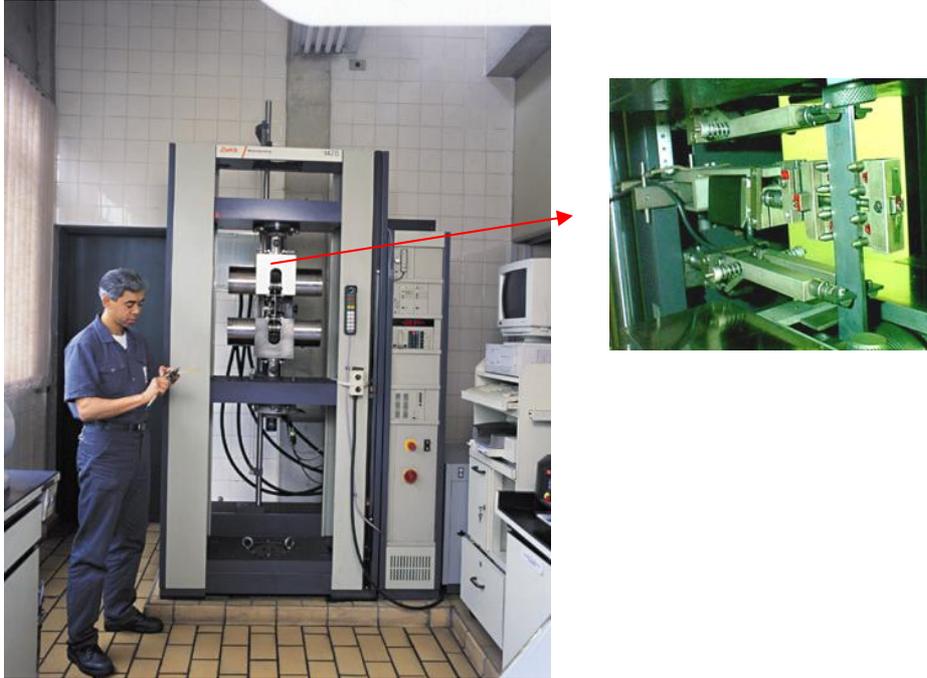
As dimensões dos corpos de prova utilizados, foram tomados de acordo com norma ABNT NBR 6673-1981 (vide figura 4.3).



Conforme NBR 6673/  
Dimensões em mm

**Figura 4.3** - Corpo de prova utilizado no ensaio de tração.

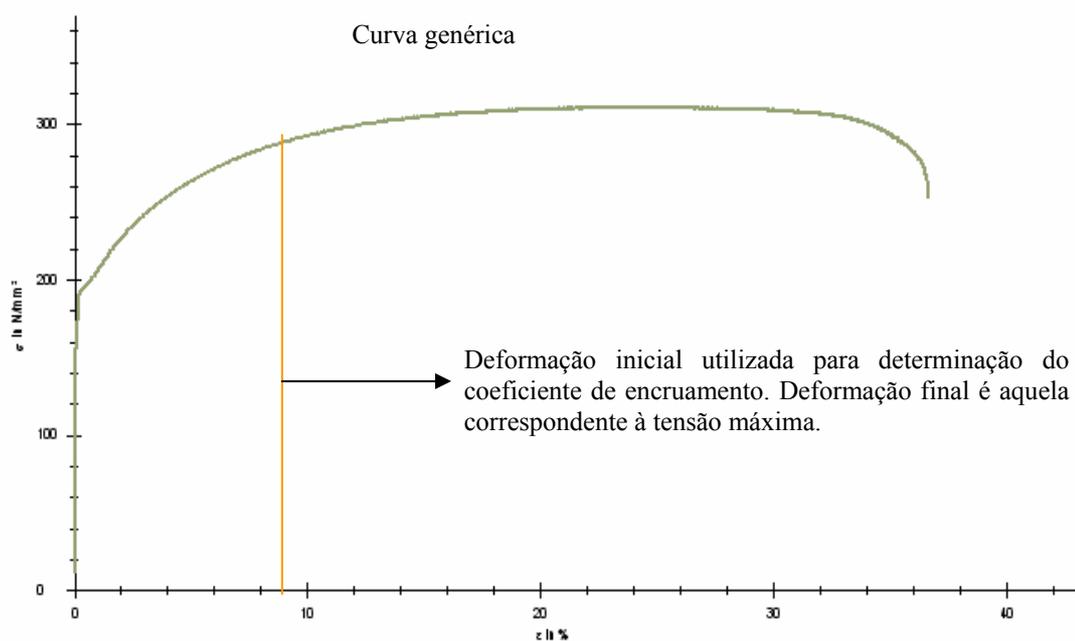
Os ensaios foram realizados em uma máquina de tração universal da marca Zwick modelo-1475, equipada com garras hidráulicas e extensômetros conforme ilustra a figura 4.4.



**Figura 4.4** - Máquina universal de tração utilizada nos ensaios.

A partir do ensaio de tração foram determinados os valores de: limite de escoamento, limite de resistência, alongamento total, coeficiente de encruamento ( $n$ ), coeficiente de anisotropia plástica normal ( $r$ ).

A determinação dos valores de coeficiente de encruamento foram realizados para deformações entre 9% e a deformação correspondente a tensão máxima também chamada de alongamento de deformação uniforme. Os valores foram obtidos através da regressão da equação (3.1) de Hollomon. A figura 4.5 apresenta um exemplo de registro de ensaio.



**Figura 4.5** - Curva típica representando ensaio de tração e a deformação onde o coeficiente de encruamento é medido.

#### 4.5 Método de avaliação da peça-exemplo

Aqui serão descritos os métodos utilizados para avaliação de peça-exemplo.

##### 4.5.1 Determinação do tipo de conformação presente e predominante na peça-exemplo

Para determinação do tipo predominante de conformação na peça-exemplo foi utilizado o método de elementos finitos através do software *Dynaform*.

O *Dynaform* é um software de projeto assistido por computador desenvolvido para simulação do processo de estampagem como: gravidade, conformação e retorno elástico. O *Dynaform* utiliza como *solver* (ferramenta para cálculo dos elementos finitos) o LS-Dyna. O software permite simular virtualmente o processo de estampagem e reduz ou até mesmo elimina o tempo gasto com testes práticos.

No trabalho o software foi utilizado para determinar a região mais crítica a conformação da peça e o tipo de deformação presente.

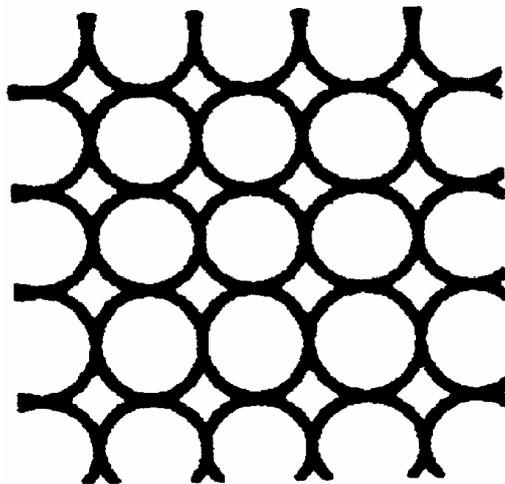
Para simulação foram utilizados os dados de propriedade mecânica do aço B.

Os modelos tridimensionais da ferramenta foram fornecidos pela empresa **Scorpions** e são fieis à ferramenta utilizada para a conformação da peça-exemplo.

#### 4.5.2 Impressão dos círculos

O processo de gravação dos círculos se iniciou com o desengraxe da área do corpo de prova por uma solução de limpeza, seguido de uma solução inibidora de corrosão ( $H_3PO_4$  a 10%) para evitar a sua oxidação após o processo de marcação.

Nos corpos de prova, antes de se iniciar os ensaios, foram gravados eletroquimicamente círculos tangenciais com um diâmetro de 2,0 mm, por meio de processo eletroquímico (figura 4.6.)



**Figura 4.6** - Rede de círculos tangenciais, utilizada no trabalho.

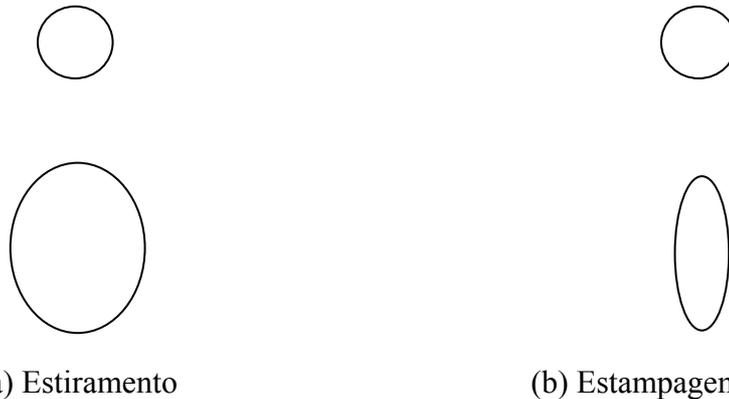
A fim de se obter um ataque seletivo, utilizou-se uma tela semi-impermeável (“stencil”), que foi colocada sobre a chapa. Em seguida através de um retificador e um eletrólito apropriado promoveu-se a eletrólise, limpou-se o eletrólito do corpo de prova, neutralizando-o com solução de bicarbonato de sódio a 20%. Finalmente fez-se a secagem e a proteção da superfície gravada com óleo de proteção contra corrosão.

A escolha dos círculos tangenciais de diâmetro de 2,0 mm representou um compromisso entre a boa precisão na medida da deformação e presença de um número razoável de círculos impressos que permitiu uma avaliação confiável.

#### 4.5.3 Medição das deformações principais ocorridas (máxima e mínima)

No caso dos círculos, as deformações principais coincidirão sempre com os eixos maior e menor da elipse que se forma no estágio de conformação em questão.

Durante a conformação a rede de círculos deforma-se, convertendo-se em uma rede de elipses, função do estado de deformação dado. Isto pode ser visto esquematicamente na figura abaixo, para uma rede de círculos onde se mostra o caso em que duas deformações principais são positivas (figura 4.7), situação mais próxima do estiramento e o caso onde uma deformação é positiva e outra é negativa (figura b abaixo), situação próxima da estampagem profunda.



**Figura 4.7** - Representação esquemática de círculos originais e elipses geradas após estampagem.

Após o registro das leituras, foram determinadas as deformações críticas nas amostras. Para cada peça-exemplo, foram feitas medidas dos eixos maior e menor, em aproximadamente dez elipses, obtendo-se, a seguir, as deformações principais

correspondentes. Considerando  $D_0$  como o diâmetro original da rede de círculos, que no caso foi de 2 (dois) mm, as duas deformações principais maior e menor, para cada elipse medida, são obtidas a partir da equação de deformação verdadeira ( $\varepsilon$ ):

$$\varepsilon = \ln (L/ L_0) \quad (4.2)$$

onde:  $L$  = comprimento instantâneo

$L_0$  = comprimento original

Portanto, as equações das deformações principais maior e menor, são dadas por:

$$\varepsilon_1 = \ln (D_1/ D_0) \quad (4.3)$$

$$\varepsilon_2 = \ln (D_2/ D_0) \quad (4.4)$$

É comum ter-se uma razoável dispersão dos resultados, necessitando assim de um tratamento estatístico dos mesmos. Isto implica na necessidade de se determinar um número razoável de réplicas de um mesmo ensaio. No caso foram avaliadas três peças-exemplo produzidas com o aço A e três peças-exemplo produzidas com o aço B.

#### **4.5.4 Deformações da peça-exemplo**

Os ensaios foram realizados nas condições reais de estampagem da peça considerada como exemplo. A figura 4.8 ilustra a peça-exemplo.



**Figura 4.8** – Peça-exemplo. A linha vermelha indica a região utilizada para estudo.

Nos *blanks* a serem estampados foi aplicada gravação (rede de círculos) conforme descrito no item 4.5.2.

Os equipamentos utilizados para a conformação da peça foram cinco prensas mecânicas de simples ação, instalada nas dependências da empresa **Scorpios**.

Para a leitura das deformações utilizou-se o equipamento de análise de imagens e cálculo de deformações *Camsys* da **Cosipa**. A figura 4.9 ilustra o equipamento utilizado.

Foram medidos cinco círculos abaixo e cinco círculos acima da região mais crítica da peça, conforme ilustrado na figura 4.8.



**Figura 4.9** – Ilustra o equipamento utilizado para medição das deformações maior e menor na peça-exemplo.

#### **4.5.5 Avaliação da macrotextura na peça-exemplo**

Foi retirada amostra dos aços A e B na região mais crítica quanto a estampagem e analisada a macro textura conforme descrito no item 4.3.2.

A seguir serão apresentados os resultados encontrados bem como a discussão dos mesmos.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo de resultados e discussões será subdividido em duas partes: caracterização dos aços A e B antes da estampagem (5.1) e caracterização dos aços A e B após a conformação da peça-exemplo (5.2) juntamente com os resultados de estampagem da peça em si própria.

### 5.1 Caracterização dos aços A e B antes da estampagem

#### 5.1.1 Redução de espessura de laminação de acabamento

A redução de laminação de acabamento aplicada nos aços A e B seguem conforme tabela 5.1 e 5.2.

**Tabela 5.1** - Espessuras de entrada e de saída do aço A e a redução em espessura aplicada ao longo da bobina de aço.

Comprimento da Bobina [Metros]	Espessura de entrada [ $\mu\text{m}$ ]	Espessura de saída [ $\mu\text{m}$ ]	Redução [%]
50	2573	2551	-0,86
100	2570	2577	0,27
150	2569	2544	-0,98
200	2557	2541	-0,63
250	2572	2547	-0,98
300	2574	2549	-0,98
350	2577	2556	-0,82
400	2561	2546	-0,59
450	2580	2552	-1,09
500	2572	2552	-0,78
550	2578	2557	-0,82
600	2565	2545	-0,78
650	2576	2555	-0,82
700	2563	2552	-0,43
750	2569	2553	-0,62

**Tabela 5.2** - Espessuras de entrada e de saída do aço B e a redução em espessura aplicada ao longo da bobina de aço.

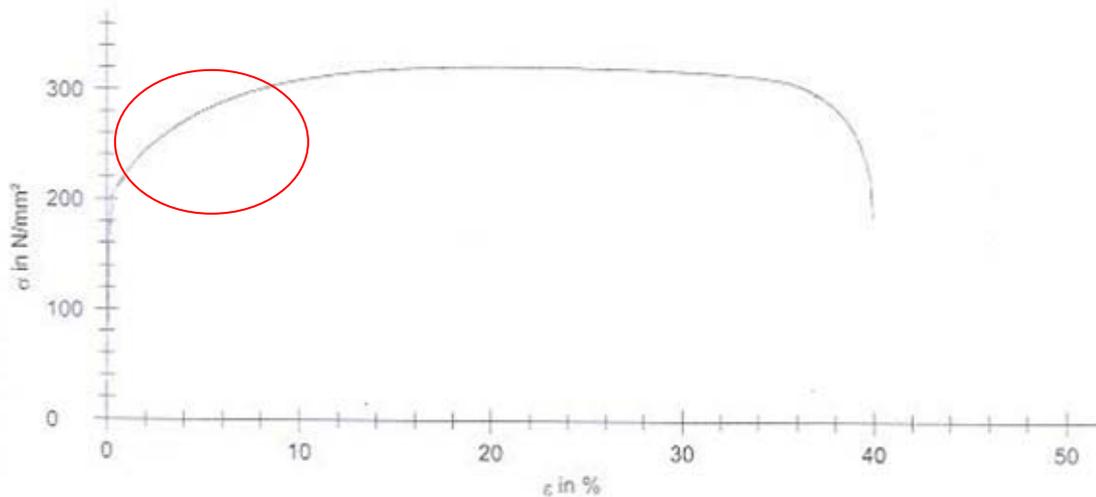
<b>Comprimento da Bobina [Metros]</b>	<b>Espessura de entrada [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	<b>Espessura de saída [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	<b>Redução [%]</b>
50	2519	2509	-0,40
100	2516	2509	-0,28
150	2514	2508	-0,24
200	2515	2507	-0,32
250	2518	2509	-0,36
300	2517	2510	-0,28
350	2517	2507	-0,40
400	2517	2511	-0,24
450	2517	2510	-0,28
500	2516	2508	-0,32
550	2517	2506	-0,44
600	2515	2509	-0,24
650	2517	2505	-0,48
700	2521	2509	-0,48
750	2507	2499	-0,32

A tabela 5.3 a seguir mostra o valor médio e desvio padrão da redução aplicada no aço A e aço B.

**Tabela 5.3** – Redução média aplicada e desvio padrão dos aços A e B.

	<b>Média de redução na laminação de acabamento [%]</b>
Aço A	0,73 +/- 0,003
Aço B	0,34 +/- 0,001

A redução aplicada foi suficiente para garantir a tolerância normal de espessura de itens relaminados conforme NBR6353/1980. Também foi suficiente para eliminar o defeito chamado linha de distensão, também conhecido como bandas de *Lüders*, que no ensaio de tração pode ser notado pela presença do patamar de escoamento ou escoamento descontínuo. A figura 5.1 ilustra a ausência de patamar de escoamento no aço B que possui menor redução de laminação de acabamento quando comparado ao aço A.



**Figura 5.1** – Gráfico do ensaio de tração do aço B paralelo à direção de laminação. Nota-se a ausência do patamar de escoamento.

A redução aplicada na laminação de acabamento é fortemente influenciadora na presença das linhas de *Lüders*. Como no presente trabalho a temperatura de ensaio, tamanho de grão, teor de carbono e fração volumétrica de ferrita são semelhante aos de Tsuchida e co-autores [21], a redução de laminação de acabamento foi a principal influenciadora para o resultado encontrado. Também baseado nas informações de Fang e co-autores [16], há marcante redução no valor de  $n$  em função da redução de laminação de acabamento aplicada.

Portanto as reduções selecionadas e encontradas, estão de acordo com resultados prévios [16,19,20]

### 5.1.2 Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas encontradas nos aços A e B após o processo de relaminação descrito no capítulo de materiais e métodos, seguem descritas na tabela 5.4.

**Tabela 5.4** - Resultados de propriedades mecânicas dos aços A e B após processo de relaminação.

	<b>Aço A</b>	<b>Aço B</b>
Limite de escoamento [N/mm <sup>2</sup> ]	230	198
Limite de resistência [N/mm <sup>2</sup> ]	310	305
Alongamento [%]	40	43
Anisotropia planar	0,70	0,64
Anisotropia normal	1,63	1,41

Os resultados encontrados tanto para o aço A quanto para o aço B são típicos de uma chapa de aço de baixo teor de carbono utilizados em estampagem extra-profunda. Os resultados de anisotropia normal mostram que o aço A apresenta melhor aptidão para estampagem profunda do que o aço B. Essa diferença pode ser associada a maior redução de laminação de desbaste aplicada no aço A. Como de maneira geral almeja-se menor limite de escoamento para uma melhor estampabilidade o aço A mostra menor estampabilidade de que o aço B.

Devido à peça-exemplo ter sua região crítica predominada por estiramento, atenção especial foi dada ao coeficiente de encruamento. A tabela 5.5 mostra o resultado do coeficiente de encruamento da chapa de aço A e B após a laminação de acabamento. O aço A apresentou um coeficiente de encruamento de 0,242 e o aço B um valor de 0,249.

**Tabela 5.5** - Resultados de coeficiente de encruamento para o aço A e aço B.

	<b>Coefficiente de encruamento</b>
Aço A	0,186 +/- 0,008
Aço B	0,211 +/- 0,004

Para efeito de comparação de resultados e isolamento da influência do tamanho de grão e composição química o coeficiente de encruamento foi calculado através da equação 3.4 e da equação 3.5.

**Tabela 5.6** - Coeficiente de encruamento dos aços A e B obtido por diferentes métodos.

<b>Aço/ Método utilizado</b>	<b>Regressão de Hollomon</b>	<b>Eq. 3.4</b>	<b>Eq. 3.5</b>
A	0,186	0,322	0,204
B	0,211	0,304	0,209

O resultado medido através do ensaio de tração e calculado através da regressão da equação de Hollomon mostra valores típicos de um aço de baixo teor de carbono utilizado em operação de conformação severa.

Os valores de coeficiente de encruamento obtidos através da equação 3.5 são praticamente iguais para os aços estudados. Isto se dá devido à composição química similar dos mesmos e ao fato de que a equação não considera outros fatores, como tamanho de grão, tratamento térmico, microestrutura dos quais o coeficiente de encruamento depende.

Os valores do coeficiente de encruamento obtidos através da equação 3.4 são maiores que os demais, conforme previsto na literatura [14].

A variação de valores para o coeficiente de encruamento dentro de cada método é de 13%, 6% e 2% para o medido, calculado pela equação 3.4 e calculado pela equação 3.5 respectivamente. Isso sugere que o tamanho de grão e a composição química tiveram baixa ou nenhuma influência no resultado de coeficiente de encruamento encontrado. O resultado encontrado no presente trabalho nos diferentes estados é semelhante ao encontrado por Fang e co-autores[16].

### **5.1.3 Microestrutura**

Ambos os aços estudados, apresentaram uma microestrutura de matriz ferrítica com cementita dispersa na matriz. A presença da segunda fase, cementita, é encontrada para ambos os aços em quantidade menores do que 1%. Assim pode-se afirmar que a presença de uma

segunda fase como barreira para movimentação de discordância é praticamente inexistente e tem mesma influência no coeficiente de encruamento para os dois aços.

Outro fator considerado importante na microestrutura e que influencia o coeficiente de encruamento é o tamanho e a distância entre os precipitados de segunda fase [16]. Considerando que a composição química e o tratamento térmico são muito semelhantes, conforme exposto no capítulo de matérias e métodos, para os aços A e B pode-se considerar que a microestrutura teve pouca ou quase nula influência no valor de coeficiente de encruamento encontrado.

O tamanho de grão encontrado para os aços A e B estão apresentados na tabela 5.7. O valor ótimo para tamanho de grão em aços utilizados em painéis automotivos está estabelecido há alguns anos de aproximadamente ASTM 7 (aproximadamente 28  $\mu\text{m}$ ) conforme Cada e co-autores[53].

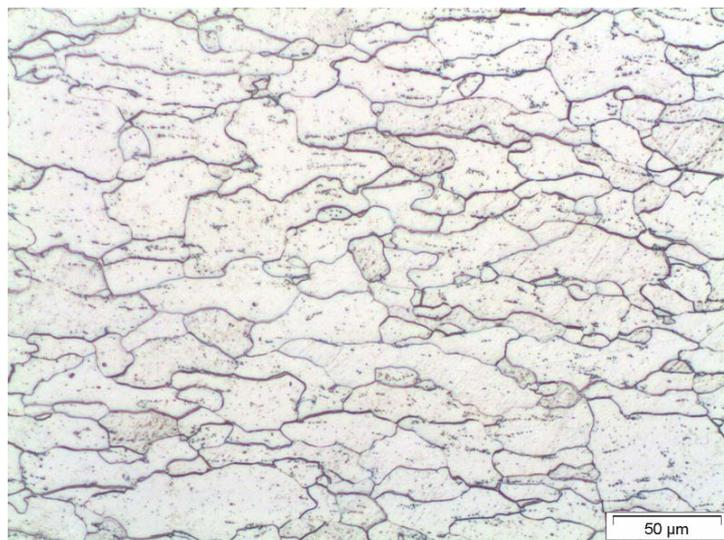
**Tabela 5.7** - tamanho de grão médio dos aços A e B.

	<b>Tamanho de grão [<math>\mu\text{m}</math>]</b>
Aço A	33 +/- 2,0
Aço B	24 +/- 1,4

As figuras 5.2 e 5.3 abaixo ilustram o tamanho de grão encontrado nos aços A e B respectivamente.



**Figura 5.2** - micrografia do aço A. Reagente: Nital 3%. Aumento: 200X



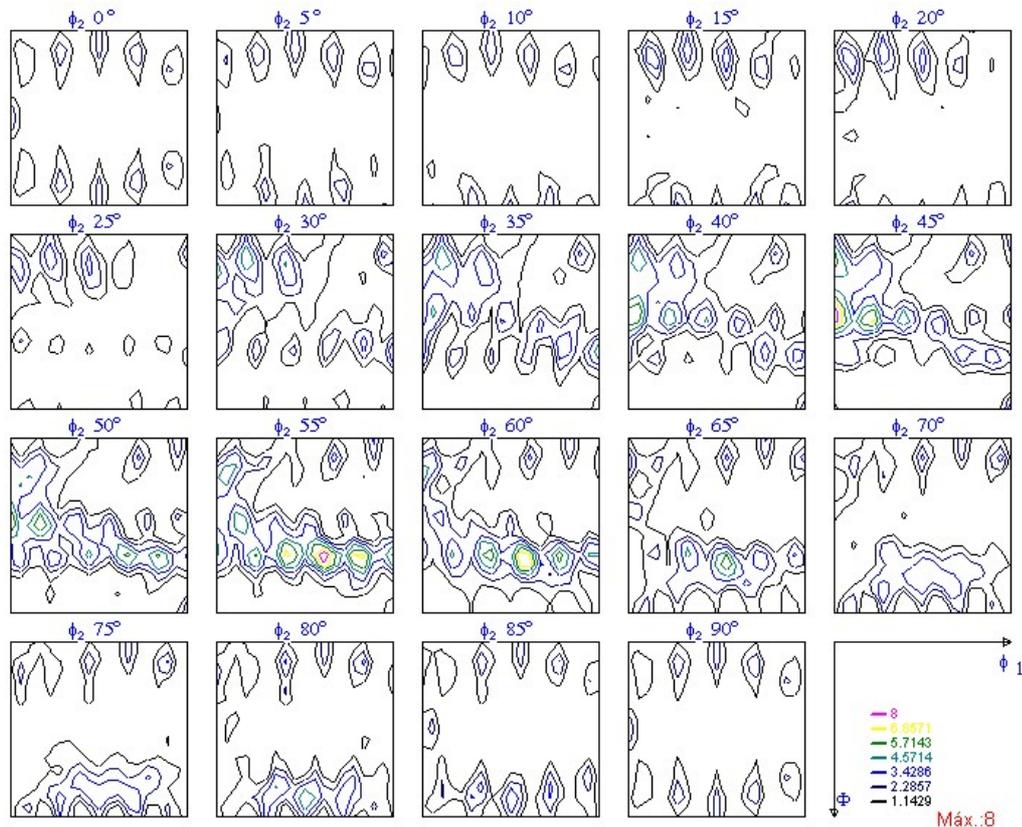
**Figura 5.3** - micrografia do aço B. Reagente: Nital 3%. Aumento: 200X

#### 5.1.4 Textura

Os resultados de macro textura do aço A e aço B medidos por difração de raios-X encontram-se nas figuras 5.4 e 5.5 respectivamente.

O aço A apresentou a fibra  $\{223\}/\text{DN}$  com a componente de textura do tipo  $(223)[\bar{1}10]$  mais forte e densidade de orientação (TR) igual a 8. A fibra  $\gamma$ , que é a textura ideal para estampagem profunda [8,26], apareceu fracamente. Porém a fibra  $\{223\}$  é muito próxima a esta e na literatura é referenciada como  $\gamma'$ . Resultado semelhante foi encontrado

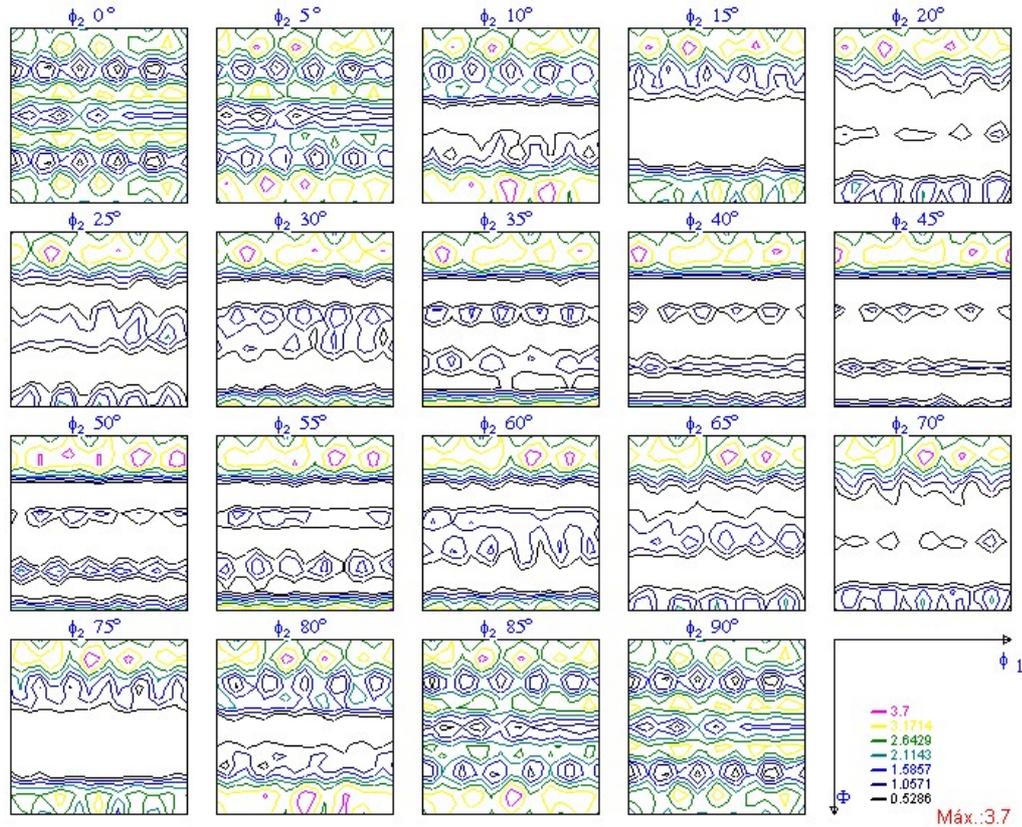
por Daniel e co-autores [50]. A fibra  $\alpha$ , que é uma textura típica dos aços de baixo carbono deformados [8,40,41], aparece com intensidade muito baixa.



**Figura 5.4** - ODF do aço A antes da conformação de estampagem.

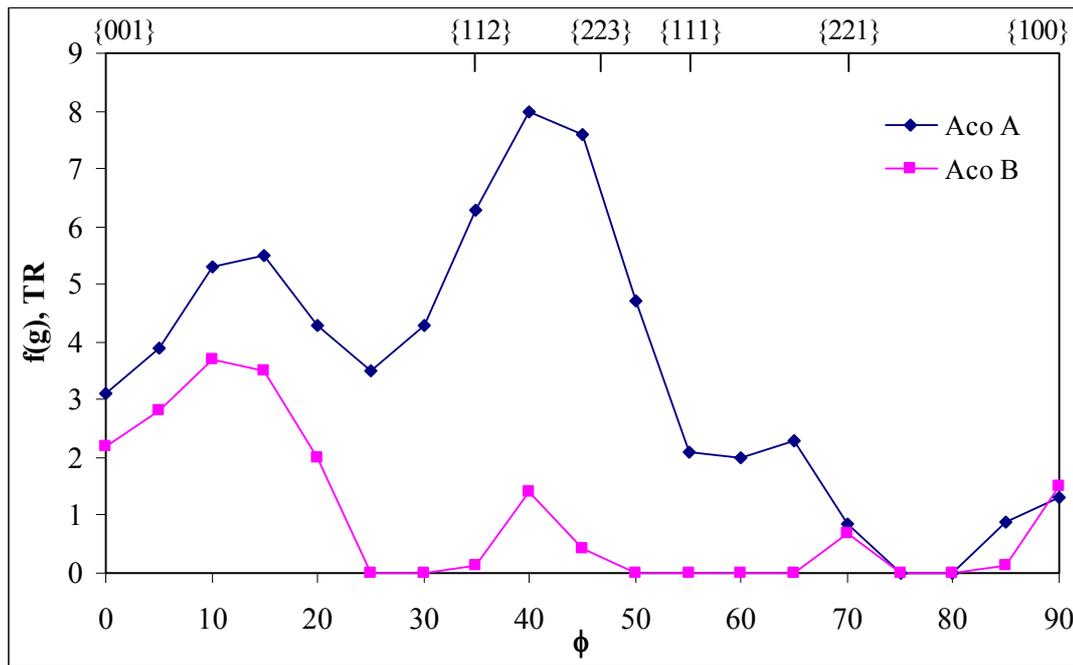
O aço B apresentou uma componente de textura próxima de  $(001)[1\bar{1}0]$  mais forte, com densidade de orientação (TR) igual a 3,7 e uma fibra próxima de  $(001)//DN$ , com intensidade mais fraca. As fibras  $\alpha$  e  $\gamma$ , não estão presentes, possivelmente devido à baixa redução a que foi submetida o aço (55% de redução em espessura) [7,8,45].

Os aços baixo carbono para estampagem tem um grau de redução ótimo, tal que a relação  $\{111\}/\{100\}$  após recristalização é máxima, onde um alto número de planos  $\{111\}$  são paralelos à superfície da chapa [30]. Esta relação foi determinada a partir da intensidade dos planos  $(111)/(100)$  na direção  $[110]$ , paralela ao sentido de laminação, para os dois aços. O valor de  $(111)[110]/(100)[110]$  para o aço A é igual a 0,68 e para o aço B é zero.



**Figura 5.5** - ODF do aço B antes da conformação.

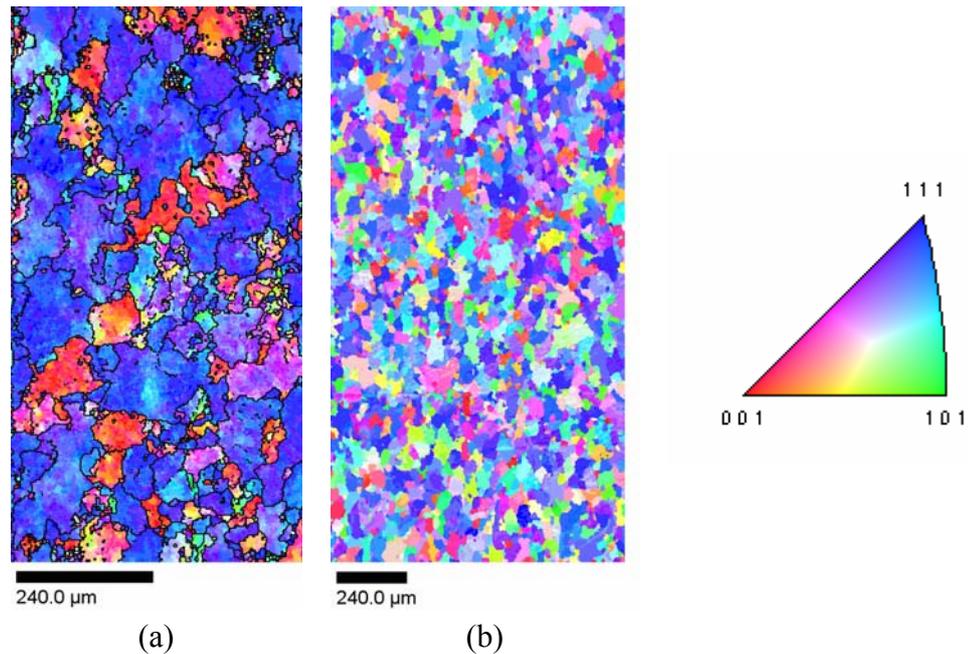
A figura 5.6 apresenta o comportamento da fibra  $\alpha$  nos dois aços, mostrando que no aço A esta é muito mais intensa que no aço B. Também pode-se notar que a componente (223) é mais forte que a (100) no aço A, o que já não acontece para o aço B. Quanto maior o valor da relação entre as componentes (111)/(100) na direção [110] paralela ao sentido de laminação da chapa melhor será o comportamento do aço quando conformado por estampagem profunda [30]. Desta forma nota-se que o aço A possui melhor conformabilidade para estampagem profunda que o aço B. Isto também é confirmado através do valor de anisotropia planar medida através do ensaio de tração.



**Figura 5.6** - Fibra  $\alpha$ ,  $\langle 110 \rangle // DL$ , para os aços A e B sem conformar.

A variação de textura ao longo da espessura foi avaliada no trabalho de Serna [54] e foi encontrada forte similaridade entre o resultado na superfície e na meia espessura. Pode-se eliminar, assim, a possibilidade de variação dos resultados de textura apresentados em função da espessura do aço estudado (2,5mm).

A figura 5.7 apresenta os mapas de orientação realizados por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) em uma região determinada dos aços A e B. Percebe-se que o aço A apresenta uma distribuição da componente (próxima de)  $\{111\}$  mais homogênea, ou seja, a porcentagem de grãos orientados neste plano é maior que em outros planos. Enquanto, o aço B apresenta uma distribuição heterogênea da textura, com componentes de textura espalhadas preferencialmente entre os planos  $\{111\}$  e  $\{100\}$ .

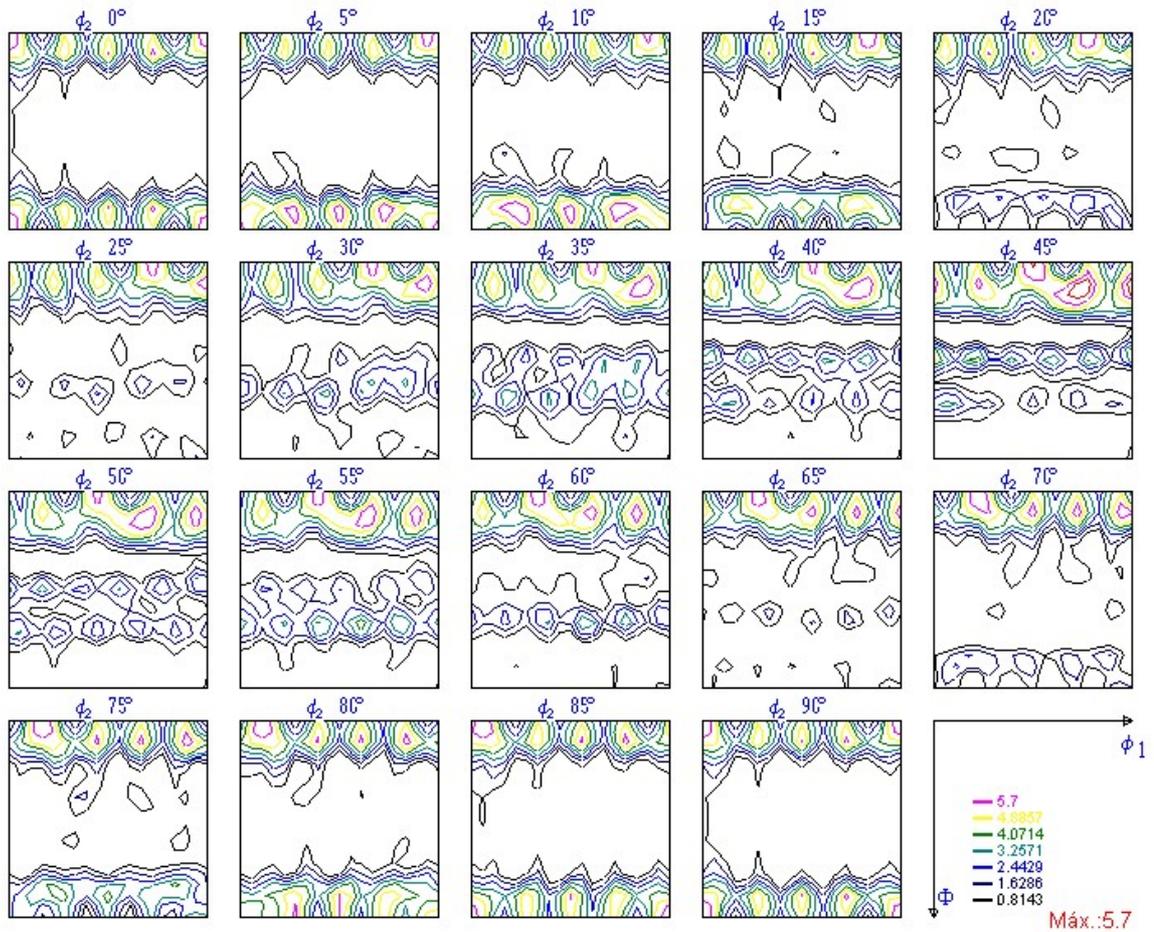


**Figura 5.7** - (a) mapa de orientação do aço A. (b) mapa de orientação do aço B.

## 5.2 Caracterização dos aços A e B após a conformação da peça-exemplo

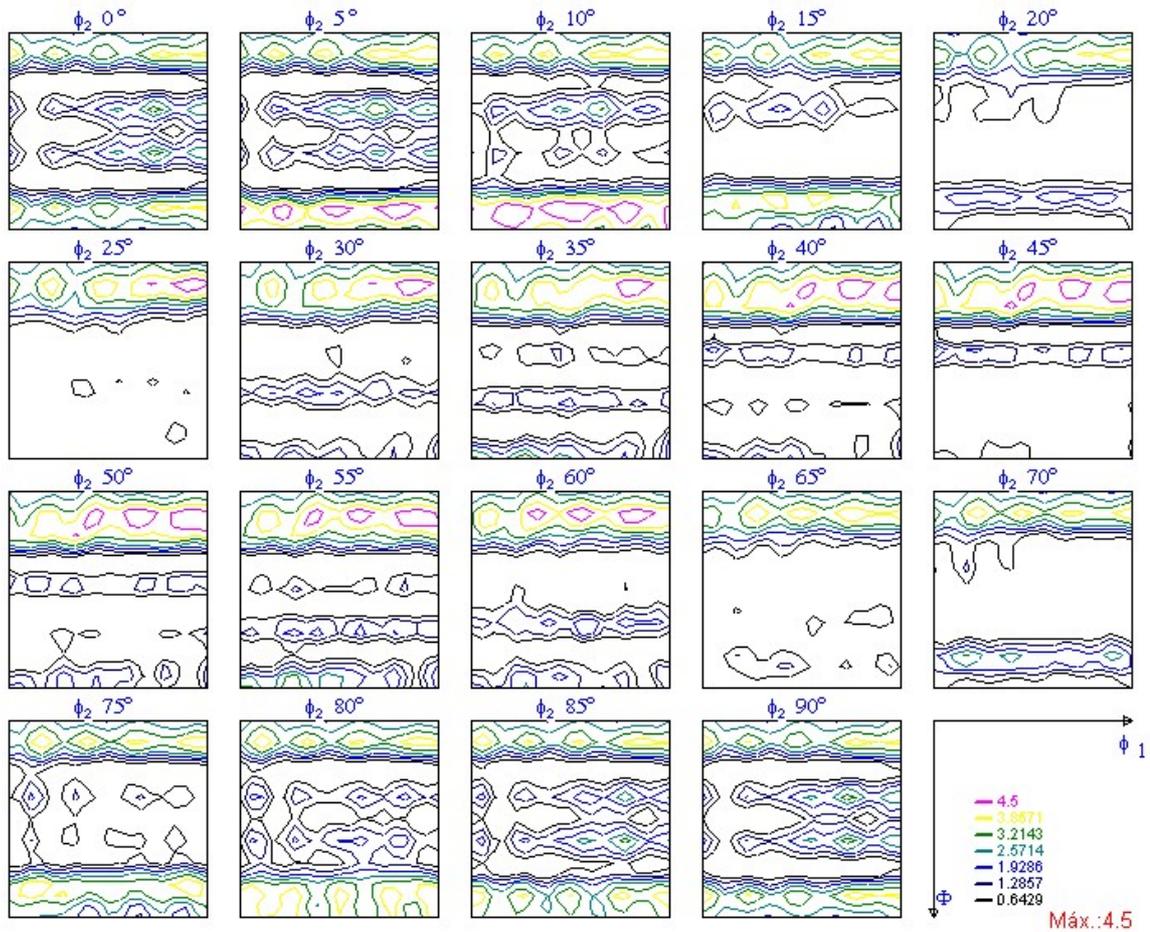
### 5.2.1 Textura

Após a conformação da chapa foram retiradas da peça-exemplo amostras da região mais solicitada (que sofreu maior deformação), conforme determinado no estudo feito através de elementos finitos e analisada a orientação cristalográfica preferencial. A figura 5.8 mostra a ODF do aço A. A textura é caracterizada pela componente cubo  $\{100\}\langle 001\rangle$ , mais intensa com TR igual 5,7, uma fibra próxima de  $\{100\}\langle 001\rangle$  de intensidade inferior e a fibra  $\{223\}\langle 001\rangle$  de intensidade muito fraca.



**Figura 5.8** - FDO do aço A, amostra retirada após conformação da peça-exemplo.

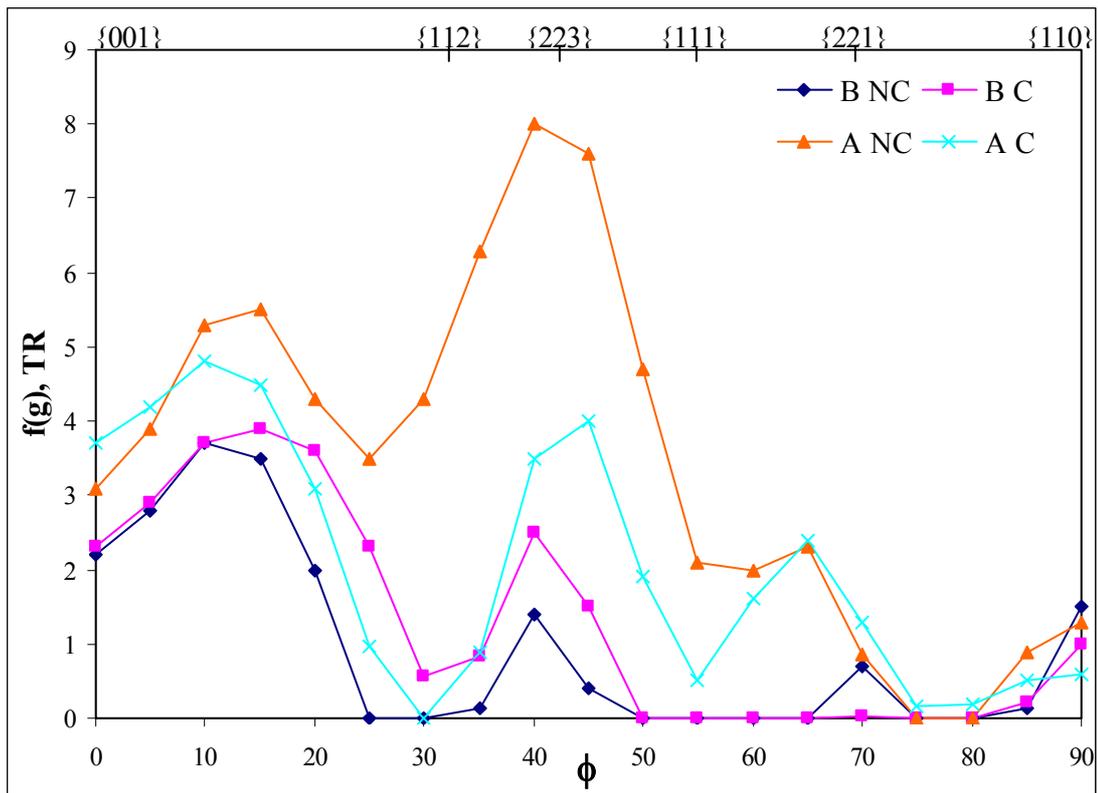
A figura 5.9 mostra a ODF do aço B após conformação. A textura é caracterizada por uma fibra próxima de  $\{100\} // \text{DN}$  com TR igual a 4,0 com as direções próximas de  $[110]$  e  $[120]$  mais fortes, TR igual a 4,5 e a fibra  $\{223\} // \text{DN}$  de intensidade muito fraca.



**Figura 5.9** - FDO do aço B, amostra retirada após conformação da peça-exemplo.

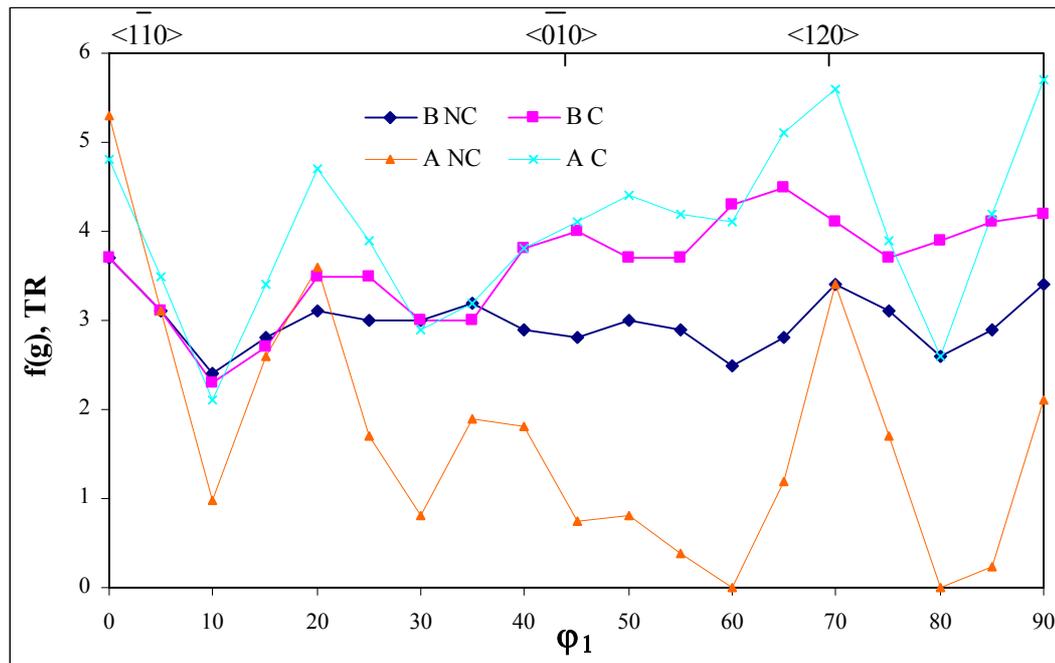
Para uma melhor compreensão do comportamento dos aços A e B antes da conformação (NC) e após conformação (C) foram traçadas figuras das fibras das fibras  $\alpha$ ,  $\{100\} // DN$  e  $\{223\} // DN$  nas figuras 5.10, 5.11 e 5.12 respectivamente.

Na fibra  $\alpha$ ,  $\langle 110 \rangle // DL$ , nota-se que o comportamento é contrário nos dois aços. Após a conformação a intensidade dela diminui no aço A, enquanto no aço B esta aumenta pouco. O aumento acontece próximo aos planos  $\{112\}$  e  $\{223\}$  que são componentes boas para a estampagem, enquanto no plano  $\{001\}$  não há variação. No aço A as componentes  $\{112\}$ ,  $\{223\}$  e  $\{111\}$  diminuem bastante e a componente  $\{001\}$  aumenta.



**Figura 5.10** - Fibra  $\alpha$ , para os aços A e B antes (NC) e depois de conformar (C).

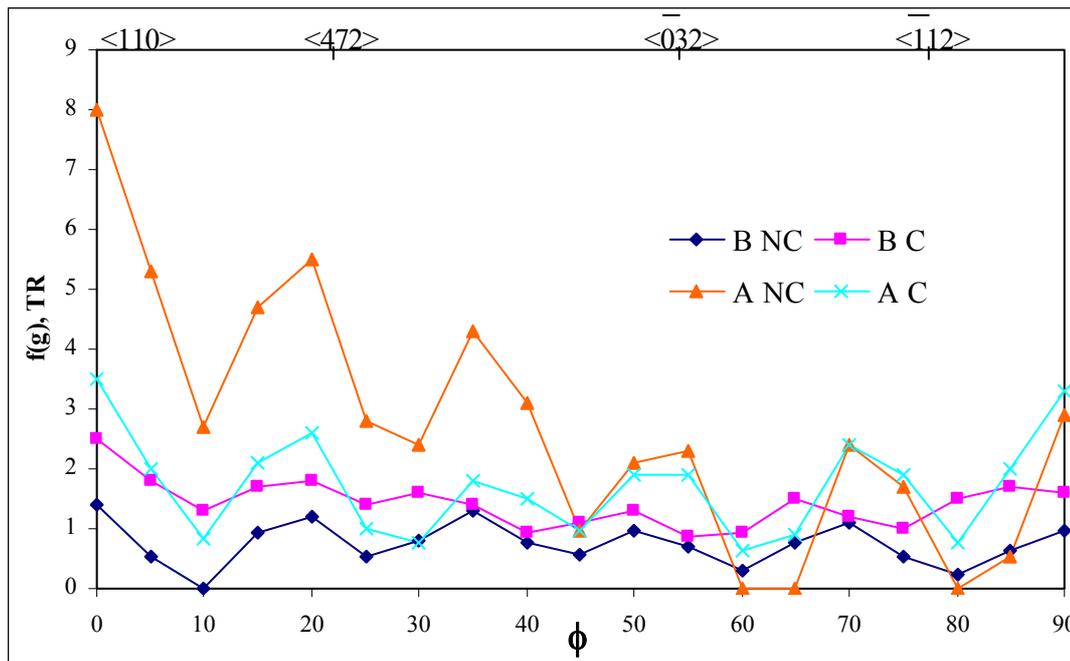
Na fibra  $\{100\}$  nota-se que o aço A teve um aumento maior que o aumento ocorrido para o aço B. Ou seja, no aço A, após a conformação muitos grãos passaram a estar orientados com o plano  $\{100\}$ //DN. Esta família de planos é indesejável para o processo de conformação por estampagem. Vide figura 5.11.



**Figura 5.11** - Fibra  $\{100\}$ //DN, para os aços A e B antes (NC) e depois de conformar (C).

Na fibra  $\{223\}$  nota-se que o aço A tem uma redução desta fibra após a conformação, enquanto o aço B apresenta um aumento da intensidade de grãos orientados desta forma após a conformação, figura 5.12. Esta família de planos é desejável para o processo de conformação por estampagem e é também chamada de  $\gamma'$  por se assemelhar a fibra  $\gamma$ . A ocorrência da fibra  $\{223\}$  foi encontrada após a conformação por estampagem profunda no trabalho de Daniel e co-autores [50], indicando que ocorre a formação de seis orelhas após a conformação de um componente cilíndrico.

O comportamento das fibras  $\{100\}$  e  $\{223\}$  para os aços A e B antes e após a conformação concordam com o resultado final encontrado na peça-exemplo.



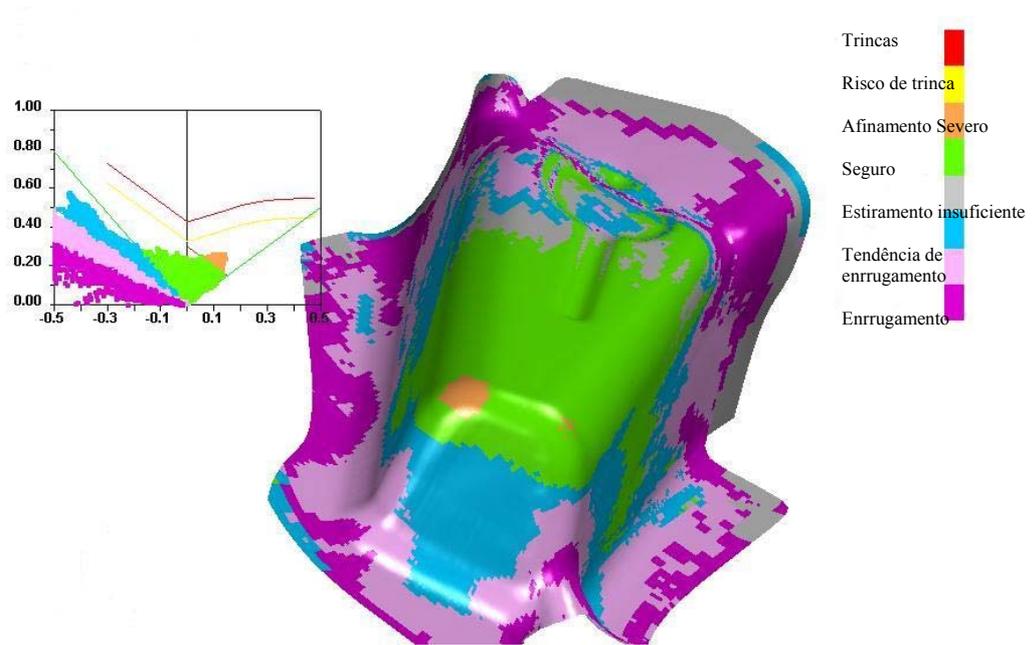
**Figura 5.12** - Fibra  $\{223\}$ //DN, para os aços A e B antes (NC) e depois de conformar (C).

### 5.2.2 Simulação de conformação da peça-exemplo pelo método de elementos finitos

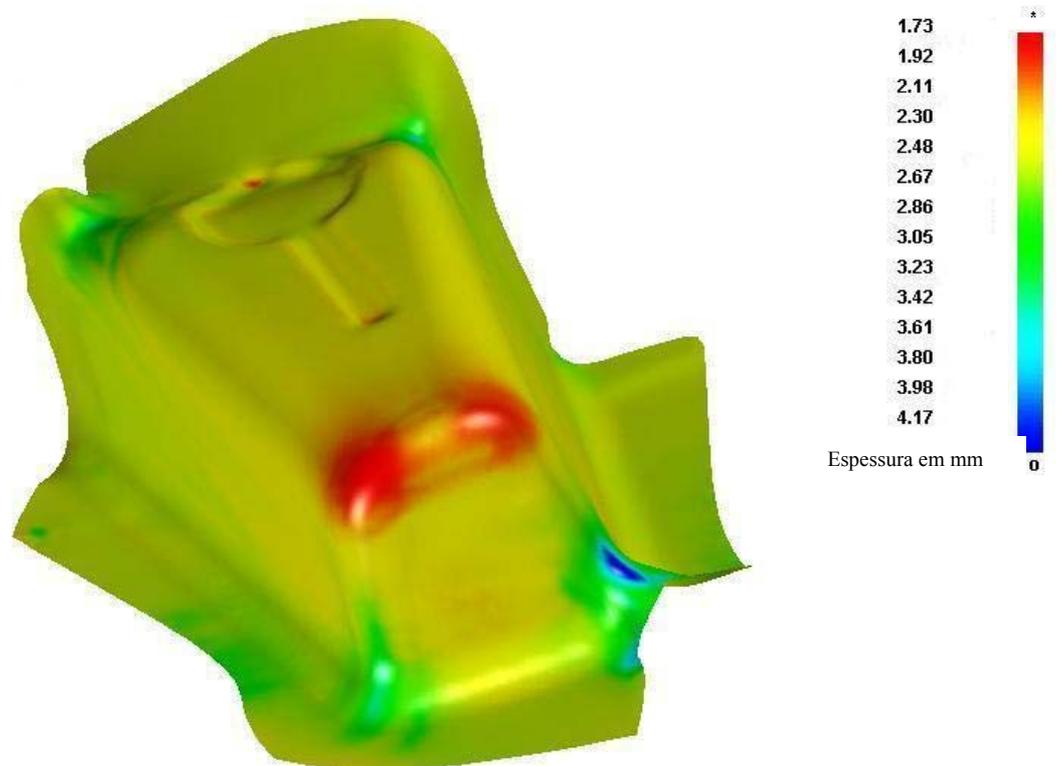
A simulação por meio de elementos finitos permitiu a determinação do tipo de conformação presente e predominante na região mais crítica da peça-exemplo. As figuras 5.13 e 5.14 mostram os resultados encontrados quanto à deformações e espessuras finais.

Na figura 5.13 nota-se as deformações maior e menor. Pode-se também identificar na peça-exemplo a região de afinamento severo, que será considerada a região para estudos detalhado de deformações reais e de textura cristalográfica. Essa região tem deformações maiores e menores positivas o que caracteriza a conformação por estiramento.

Analisando-se as espessuras finais na peça-exemplo nota-se também que na região mais crítica tem-se a menor espessura: aproximadamente 1,73mm o que corresponde a um afinamento relativo a espessura inicial de 31%.



**Figura 5.13** - Deformações presentes na peça-exemplo



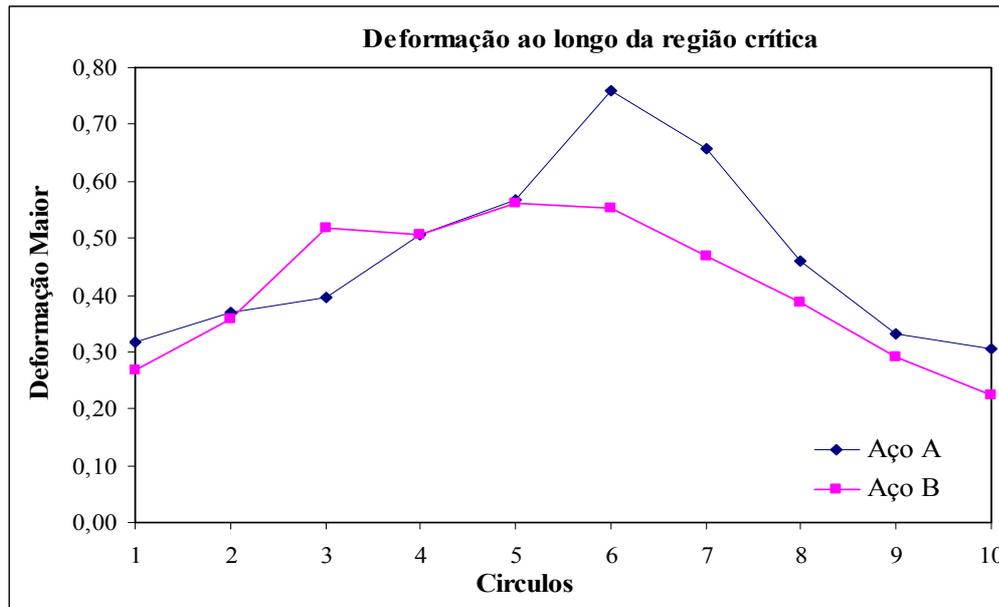
**Figura 5.14** - Espessuras encontradas e região mais crítica da peça-exemplo em vermelho.

### 5.2.3 Distribuição das deformações na peça-exemplo

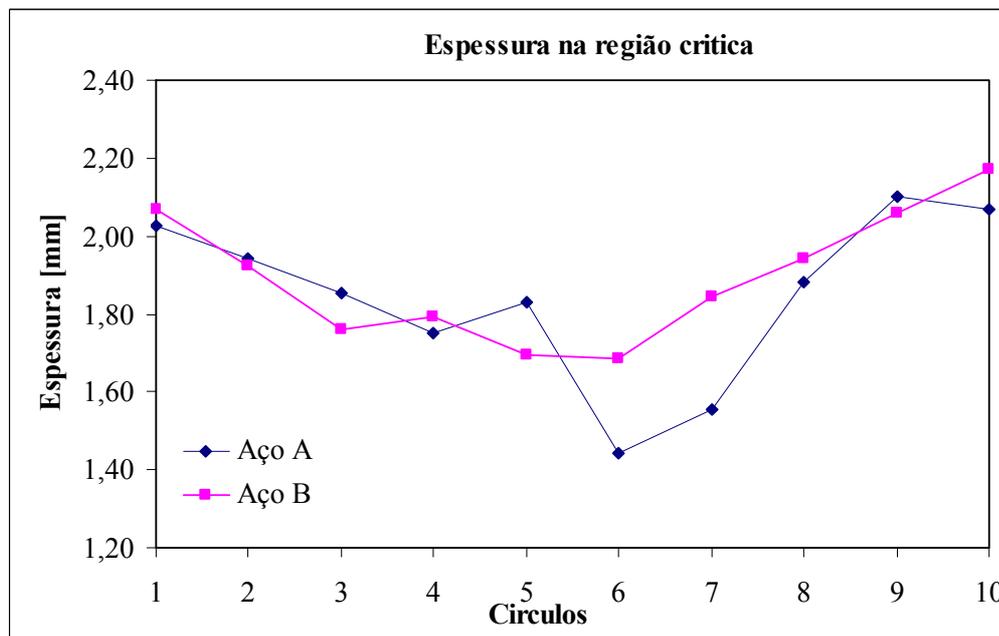
A distribuição das deformações maiores na peça-exemplo foi medida em peças conformadas utilizando o aço A e o Aço B. Conforme descrito no capítulo de materiais e métodos a medição foi feita em 10 círculos na região crítica da peça-exemplo, região esta pré-determinada pelo estudo de elementos finitos. A figura 5.15 mostra os resultados encontrados. Considerando que ambas as peças-exemplo foram conformadas nas mesmas condições, pode-se afirmar que as mesmas foram expostas ao mesmo gradiente de tensões. Porém pode-se observar que a distribuição das deformações foram diferentes para o aço A e Aço B. O aço A apresentou uma variação nos valores de deformação maior, muito maior que os valores apresentados pelo aço B. A diferença de deformação maior entre o círculo 5 e 6 do aço A foi de aproximadamente 0,10 pontos percentuais. Está é a região onde visualmente nota-se a ocorrência de estrição. Nenhuma variação abrupta desta forma foi notada no aço B, o que percebe-se na superfície da peça mediante a ausência de estrição.

Comparando-se o comportamento da deformação maior do círculo 1 ao círculo de 10 dentro de cada aço, nota-se que o aço B apresenta também menor variação entre o valor mínimo e o valor máximo, quando comparado ao mesmo comportamento do aço A. Isto pode ser confirmado pelas espessuras mínimas e máximas mostradas na figura 5.16. Esta diferença de comportamento está associada aos diferentes valores de coeficiente de encruamento dos aços. Resultado semelhante foi mostrado por Keeler [13].

O resultado de espessura mínimo encontrado na peça-exemplo elaborada com o aço B foi de 1,69mm, enquanto a espessura mínima encontrada pelo método de elementos finitos foi de 1,73mm conforme mostra a figura 5.14. Desta forma assegura-se boa precisão dos resultados de elementos finitos.



**Figura 5.15** - Gráfico da deformação maior ocorrida em cada círculo na região mais crítica da peça-exemplo.



**Figura 5.16** - Distribuição das deformações em cada círculo na região mais crítica da peça-exemplo.

### 5.2.4 Resultados industriais

Como a peça-exemplo utilizada para estudo é produzida em escala industrial, foi realizado um avaliação do desempenho dos aços A e B em processo produtivo. Os resultados com índices de rejeição encontram-se na tabela 5.8.

**Tabela 5.8** - Resultados dos aços A e B em escala industrial

	<b>Processo aço A</b>	<b>Processo aço B</b>
Produzido [Ton]	612,783	244,851
Reprovado [Ton]	29,203	zero
Porcentagem rejeitada [%]	4,77	zero

Apesar de o aço A apresentar melhor textura cristalográfica e conseqüentemente maior valor de anisotropia normal, o que é bom para a estampagem profunda o resultado final na peça-exemplo mostra o contrário. Este fato pode ser associado ao tipo de conformação presente na peça-exemplo: estiramento. Na presença de conformação predominante por estiramento o desejado é um coeficiente de encruamento mais alto possível. O trabalho de Banabic e co-autores [55] afirma que um maior valor de anisotropia normal tem efeito deletério ao lado direito da curva limite de conformação (que representa conformação por estiramento). Este efeito não foi comprovado neste trabalho através do levantamento de uma curva limite de conformação, porém o resultado na peça-exemplo trás uma evidência prática disto.

A seguir serão apresentadas as conclusões deste trabalho.

## 6. CONCLUSÕES

As experiências realizadas, os resultados obtidos e sua discussão permitiram as seguintes conclusões:

- O trabalho possibilitou melhor entender o efeito da redução de espessura aplicada na laminação de acabamento no coeficiente de encruamento de uma chapa de aço baixo carbono. Para reduções em espessura menores que 1%, valor relativamente baixo, encontra-se uma queda significativa (~ 25%) no coeficiente de encruamento. Nesta faixa, atenção especial deve ser dada também à redução mínima a fim de evitar a ocorrência das Bandas de *Lüders*. Para garantia de reduções em espessura controladas precisamente faz-se necessário à utilização de modernos controles e métodos de produção. Portanto há um intervalo de reduções de espessura na laminação de acabamento que deve ser analisado para cada tipo de aço para estampagem.
- A variação do tamanho de grão e de composição química foi relativamente pequena entre os dois aços estudados. Portanto a diferença nos valores de coeficiente de encruamento não pôde ser associada ao tamanho de grão encontrado ou composição química nos aços estudados. Da mesma forma, não se pode associar a variação no coeficiente de encruamento com a microestrutura observada.
- O aço B apresentou valor de coeficiente de encruamento igual a 0,211 enquanto o aço A apresentou um valor de coeficiente de encruamento de 0,188. Conseqüentemente a localização da deformação apresentou-se maior no aço A do que no aço B.
- A revisão bibliográfica não apresentou informação que correlacione a intensidade de textura e o coeficiente de encruamento. No presente trabalho também não foi possível estabelecer uma relação entre a intensidade de textura e o coeficiente de encruamento. No entanto, foi observada a evolução da textura (entre conformado e não conformado por

estampagem), com diferentes comportamentos nos aços estudados. O aço B (redução de desbaste 55%, redução de acabamento 0,34% e  $n=0,21$ ), após a estampagem apresentou um aumento da fibra  $\gamma'$ , enquanto o aço A (redução de desbaste 68%, redução de acabamento 0,73% e  $n=0,18$ ), apresentou uma diminuição da mesma.

- O resultado encontrado pela simulação de estampagem através do método de elementos finitos foi importante na determinação do tipo de conformação predominante na peça-exemplo, evitando assim a necessidade de um estudo detalhado das deformações presentes em toda a peça. A espessura mínima encontrada no aço B na simulação foi de 1,73mm enquanto o valor medido foi de 1,69mm. Desta forma é possível validar os resultados encontrados no método de elementos finitos.
- Conforme previsto na literatura o aço A com maior redução(68%) na laminação de desbaste que o aço B(55%) apresentou uma intensidade de textura maior. A intensidade dos planos (111)/(100) na direção [110], paralela ao sentido de laminação, foi determinada para os dois aços. O valor de (111)[110]/(100)[110] para o aço A é igual a 0,68 e para o aço B é zero. O aço A apresentou também maior valor de anisotropia normal, o que sabe-se que é bom para a estampagem profunda. O resultado final na peça-exemplo mostra o melhor desempenho com o aço B devido ao tipo de conformação presente na peça-exemplo: estiramento. Na presença de conformação predominante por estiramento o desejado é um coeficiente de encruamento mais alto possível.
- A utilização do processo do aço B possibilitou a eliminação do defeito de trincas e estricção em escala industrial.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Disponível em: <<http://www.ibs.org.br/estatisticas/estatisticas.htm>> Acesso em 15 de março de 2006.
- [2] USIMINAS, Curso de Estampagem dos aços, 1994.
- [3] BRANDÃO, L.; VIANA, C.S.; & LOPES, A.M.: Características e tendências dos aços para estampagem. *Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos*, Rio de Janeiro, 2002, p.45-53.
- [4] YAMADA, N.; KITAHAMA, M. & NIKAIDO, H.: Ultra-thin rot rolled strip. *Kawasaki Steel Technical Report*, May/2000, n. 42, p.1-7.
- [5] NISHIMURA, K.; KAWABE, H. & YOSHIMITSU, F.: Cold rolled steel sheets with ultra high Lankford value and excellent press formability. *Kawasaki Steel Technical Report*, May/2000, n.42, p.8-11.
- [6] FERREIRA, A.F.: Versatilidade dos produtos laminados a frio: Seminário de corte e conformação, São Paulo, 2002.
- [7] HUMPHREYS, F.J. & HATHERLY, M.: Recrystallization and related annealing phenomena. Elsevier Science Ltd, Oxford, 1996.

- [8] RAY, R.K.; JONAS, J.J. & HOOK, R.E.: Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *International Materials Reviews*, 1994, v.39, p.129-171.
- [9] COSIPA, Norma Interna para levantamento de Curva limite de conformação (CLC).
- [10] KEELER, S.P. Understanding sheet metal formability. *Machinery*, February 68: p. 88-95, March 68: p. 94-101, April 68: p. 94-103, May 68: p. 92-99, June 68: p. 98-104, July 68: p.78-83.
- [11] HEYERM R.H.; NEWBY, J.R. Effects of mechanical properties on biaxial stretchability of low carbon steel. *Trans. S'E.* 77, 1969.
- [12] KIKUMA, K.; NAKAJIMA, K. Effect of deformation and mechanical properties on stretch forming limits of steel sheets. *ICSTIS 1968*, Sec. 5, p. 827-831.
- [13] KEELER, S.P.; BRAZIER,W.G. Relationship Between Laboratorial Material Characterization and Press-Shop Formability. *Microalloying 74*. New York, N.Y.: 1977, p. 517-530.
- [14] KUMAR, D. Formability analysis of extra-deep drawing steel. *Journal of Materials Processing Technology*, December 2002, v. 130-131, p.31-41.
- [15] BLICKWEDE, D.J. Sheet steel – Micrometallurgy by millions. *Transactions Quarterly*, ASM, 1968, v.61, n. 4, p.653-&.

- [16] FANG, X.; FAN, Z.; RALPH, B.; EVANS, P.; UNDERHILL, R. Effect of temper rolling on tensile properties of C-Mn steels. *Materials Science and Technology*, March 2005, v. 18, p.285-288.
- [17] KEELER, S.P. Dados não publicados
- [18] THOMSON, T.R.: Pole figures and tensile tests for sheet steels. *The Journal of the Australian Institute of Metals*, 1973, v.1, p.14-21.
- [19] YOSHIDA, T.; KATAYAMA, T.; USUDA, M. Forming-limit analysis of hemispherical-punch stretching using the three-dimensional finite-element method. *Journal of Materials Processing Technology*, March 1995, v. 50, n. 1-4, p.226-237.
- [20] RONQUI, C. Avaliação da influencia da redução de acabamento na laminação a frio. Trabalho de conclusão do Curso Técnico de Metalurgia, Osasco: Senai “Nadir Dias Figueredo”, 2005, 90p.
- [21] TSUCHIDA, N.; TOMOTA, Y.; NAGAI, K.; FUKAURA, K. A simple relationship between Lüders elongation and work-hardening rate at lower yield stress. *Scripta Materialia*, 2006, v. 54, p.57-60.
- [22] TAYLOR, B. Formability testing of sheet metals. In: *Metals Handbook*, 9 ed , ASM, Metals Park, Ohio, 1989, vol.14, p.877-899.

- [23] MARCINIAK, Z.; KUCZYNSKI, K. & POKORA T.: Influence of the plastic properties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension. *International Journal Mech. Science*, Pergamon Press, 1973, v.15, p.789-905.
- [24] MAGNABOSCO, A.S. & OLIVEIRA, J.A.: Caracterização da estampabilidade dos aços Cosipa laminados a frio. Projeto-ME LTFA-01, Cosipa, 1994.
- [25] ZIMNICK, W.; FREIER, K.; HUSSY, S. & BUNGE, H.J: Factors influencing planar anisotropy of batch-annealed cold strip. *Steel Research*, 1993, v.64, n.8-9, p.420-424.
- [26] WHITELEY, R.L.: How crystallographic texture controls drawability. *Metal Progress*, 1968, v.94, n.5, p.81-84.
- [27] ARANTES, A.A. & CINTRA, J.A.: O ensaio de tração como meio de qualificação de chapas finas para estampagem. Anais do XIV Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte-MG, p.457- 472, 1959.
- [28] LOGAN, R.W.; MEULEMAN, D.J. & OXFORD, W.F.: Formability and Metallurgical Structure, Ed. A.K. Sachdev, J.D. Embury, Met Soc.,USA, p.159-173, 1987.
- [29] KEELER, S.P.: Determination of Forming Limits in Automotive Stampings. *Sheet Metal Industries*, 1965, v. 45 p.683-691.
- [30] GOODWIN, G.M: Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop, *La Metalurgia Italiana*, 1968, v. 60, n. 8, p.767-774.

- [31] VEERMAN, C.C.; HARTMAN, L.; PEELS, J.J. & NEVE, P.F.: Determination of appering and admissible strains in cold reduced sheets. *Sheet Metals Industrie*, 1971, p.678-693.
- [32] BARLAT, F.: Crystallographic texture, anisotropic yield surfaces and forming limits of sheet metals. *Materials Science and Engineering*, 1987, v.91, p.55-72.
- [33] CHIN, G.Y. Textured structures. In: *Metal Handbook*. 9 ed, Metals Park, Ohio, ASM, 1985. v. 9, p.700-705.
- [34] CULLITY, B.D.; STOCK, S.R. Elements of X-Ray diffraction. 3 ed. Upeer Saddle River, NJ, Prentice Hall, 2001. p.402-433.
- [35] CAHN, R.W. Measurement and control of texture. In: CAHN, R.W., ed. *Materials Science and Technology: A comprehensive Treatment*. Weinheim, VCH, 1991, v. 15. p.429-484.
- [36] RANDLE, V.; ENGLER, O. Introduction to texture analysis. *Macrotexture, microtexture and orientation mapping*. Amsterdam, Gordon and Breach Science Publishers, 2000, p.388.
- [37] REED-HILL, R.E.: *Physical Metallurgy Priciples*, D.Van Nostrand Company, 2<sup>nd</sup> Edition, USA, 1973.

- [38] RANDLE, V.: Microtexture determination and its applications. The Institute of Materials, London, 1992.
- [39] PADILHA, A.F. Utilização da técnica de difração de elétrons retroespalhados na caracterização microestrutural dos materiais. São Paulo: Boletim Técnico da Escola Politécnica de USP, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 1999. 16p.
- [40] BUNGE, H.J.: Mathematical methods of texture analysis. Akademie Verlag, Berlin, 1969.
- [41] VIANA, C.S. & PAULA, A.S.: Texturas de deformação. II Workshop sobre Textura e Relações de Orientação. 2ª edição, EPUSP, IPEN, IPT. São Paulo-SP, p.35-54, 2003.
- [42] RAABE, Dierk. Overview on basic types of hot rolling textures of steels. *Steel research international*, 2003, v.74, n. 5, p 327-337.
- [43] RAABE, D.; LUCKE K. Textures of ferritic stainless-steels. *Materials Science and Technology*, 1993, v. 9, n. 4, p. 302-312.
- [44] HIEL, J.F. Mechanical working and steel processing IV. Ed. by EDGECOMBE, New York: *American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers*, 1965, paper 3.
- [45] HUTCHINSON, W.B.: Development and control of annealing textures in low carbon steels. *International Metallurgical Reviews*, 1984, v. 29, p.25-42.

- [46] SCHLIPPENBACH, U.; EMREN, F.; LUCKE, K. Investigation of the development of the cold rolling texture in deep drawing steels by ODF-Analysis, *Acta Metallurgica*, 1985, v.34, n.11, p.1289-1301.
- [47] FERREIRA FILHO, Antenor. Relações entre textura cristalográfica e estampabilidade em cinco aços ferríticos. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2005. 231p.
- [48] HUTCHINSON, B.; ARTYMOWICZ, D. Mechanisms and modelling of microstructure/texture evolution in interstitial free steel sheets. *ISIJ International*, 2001, v. 41, n.6, p.533-541.
- [49] PERO-SANZ, J.A; RUIZ-DELGADO, M.; MARTINEZ, V.J.; VERDEJA, J.I. Annealing texture for drawability: influence of the degree of cold rolling reduction for low-carbon and extra-low carbon ferritic steels. *Materials Characterization*, 1999, v.43, p.303-309.
- [50] DANIEL, D.; SAVOIE, J.; JONAS, J.J. Textute induced by tension and deep-drawing in low-carbon and extra-low-carbon steel sheets. *Acta Metallurgica*, 1993, v.41, n.6, p.1907-1920.
- [51] SAVOIE, J.; JONAS, J.J. Simulation of the deformation textures induced by deep drawing in extra low carbon steel sheets. *Acta Metallurgica*, 1994, v.42, n.12, p.4101-4116.

- [52] EVANGELISTA, S.H. Diagramas de limite de conformação aplicados à análise por elementos finitos de um processo de estampagem em chapas metálicas. São Carlos: Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2000, 154p.
- [53] CADA, R. Comparison of formability of steel strips, which are used for deep drawing of stampings. *Journal of Materials Processing Technology*, 1996, v.60, pp.283-290.
- [54] SERNA, M.; LOPES, A.S. Dados não publicados.
- [55] BANABIC, D.; VALASUTEAN, S. The effect of vibratory straining upon forming limit diagrams. *Journal of Materials Processing Technology*, 1992, v.34, pp.431-437.

## **APÊNDICE A – Avaliação do revestimento aplicado na chapa de aço utilizada.**

### **Introdução**

A peça-exemplo utilizada no trabalho descrito possui revestimento de zinco depositado por processo eletrolítico. Portanto foi feita uma breve análise na orientação cristalográfica preferencial do mesmo e a avaliação da alteração do processo de deposição a fim de melhorar a textura encontrada.

A introdução de materiais pré-revestidos nas estamparias trouxe algumas dificuldades. O aço pré-revestido foi introduzido nas mesmas ferramentas que anteriormente utilizavam materiais não revestidos. Desta forma trabalhou-se com a velha fórmula do erro e acerto. Os resultados em sua maioria confusos e em alguns casos ótimos. Alguns produtos apresentaram-se “lisos” por demasia dificultando a necessária restrição no prensa-chapas ou quebra-rugas, causando assim ondulações e outros defeitos típicos. Outros materiais “soldaram” ou “caldearam” no quebra-rugas ou no próprio punção, causando assim trincas nas peças. Quando comparados com materiais sem revestimento os aços revestidos têm diferentes características de estampabilidade, que em alguns casos podem ser consideradas imprevisíveis [A1].

Historicamente, aços pré-revestidos foram usados inicialmente para indústria automotiva através do processo de imersão a quente. Dois principais tipos de processos por imersão a quente existem.

Primeiramente um processo que usa aço laminado a frio que foi previamente recozido em caixa para obter estrutura e comportamento mecânico dúctil. Este aço é aquecido a uma temperatura aproximada de 470°C para assegurar que o aço está a mesma temperatura que o zinco fundido.

O outro processo inicia com aço laminado a frio direto do laminador. Este aço é aquecido a aproximadamente 850°C para recozer em linha (recozimento contínuo). Devido à alta temperatura e altas taxas de aquecimento e resfriamento, a conformabilidade deste aço é menor que a do aço recozido em caixa. O recozimento contínuo normalmente não permite a total recristalização e ligeiro crescimento de grão que favorecem a formação de uma textura preferencial que favorece a estampagem profunda e um alto valor de anisotropia normal.

O rápido aquecimento e resfriamento entre o recozimento contínuo e a imersão a quente causa um excesso de carbono remanescente em solução no aço e um conseqüente menor tamanho de grão. Isto reduz a capacidade de esticar do aço através de baixos valores de índice de encruamento ( $n$ ). Por este motivo aços galvanizados a quente normalmente possuem menor conformabilidade.

O processo de eletrodeposição de zinco elimina a necessidade de aquecimento do aço e é comumente realizado após o processo de laminação a frio. Desta forma a conformabilidade do aço antes e após a galvanização deve ser a mesma.

O tipo de conformação presente é muito mais importante para aços pré-revestidos que para aços sem revestimento[A2]. Na estampagem profunda a área da flange é reduzida, onde a camada não flui para prover cobertura ao substrato quando da geração de uma nova área. Entretanto, a camada é exposta a tensões de compressão que podem causar deformações que separam o revestimento do substrato. O oposto ocorre no estiramento, onde a tração presente pode evitar este tipo de deformação. Entretanto se a ductilidade da camada for menor que do substrato a camada tenderá a trincar criar danos na mesma.

A estampabilidade de uma chapa de aço pré-revestida também é fortemente influenciada pela textura preferencial do zinco antes da conformação e após a conformação de acordo com o tipo de conformação presente. O trabalho de Cooman, De Wit, e Wichern demonstra que a textura preferencial do zinco é muito importante quando o tipo de

conformação presente é o estiramento, o que já não acontece para a estampagem profunda ou o estado plano de tensões. Vale citar que a propriedade mecânica medida através de microdureza apresenta valores semelhantes. Isto pode justificar o comportamento encontrado para o coeficiente de atrito citado no parágrafo anterior [A2].

Foi realizado um experimento a fim de variar as condições de eletrodeposição e avaliar a textura preferencial do zinco.

### Método de preparação das amostras

As amostras de aço eletrozincado foram preparadas em uma linha de deposição contínua. A figura 1 ilustra a linha juntamente com o processo utilizado.



Figura 1 – ilustração da linha de eletrodeposição utilizada para produção das amostras

Onde:

1 - Desbobinador	10 - Rolos transmissor de energia
2 - Guia da tira	11 - Banho eletrolítico
3 - Máquina de solda	12 - Lavagem (escovamento/acabamento final)
4 - Prensa	13 - Aplicação do lubrificante
5 - Desengraxante químico	14 - Secador
6 - Rolos de apoio	15 - Rolo tracionador
7 - Lavagem	16 - Controlador de borda
8 - Ativação	17 - Enrolador
9 - Lavagem (escovamento/ativação)	

A tabela 1 mostra os parâmetros utilizados para produção das amostras denominadas Zn1 e Zn2.

**Tabela 1** - parâmetros de processo utilizados na linha de revestimento contínuo.

	Zn 1	Zn 2
Densidade de corrente [A/dcm <sup>2</sup> ]	13,37	8,95
pH	2,91	2,03
Temperatura [C]	65	50
Velocidade[m/min]	7,0	6,0
Espessura de camada [ $\mu\text{m}$ ]	7,50	7,80

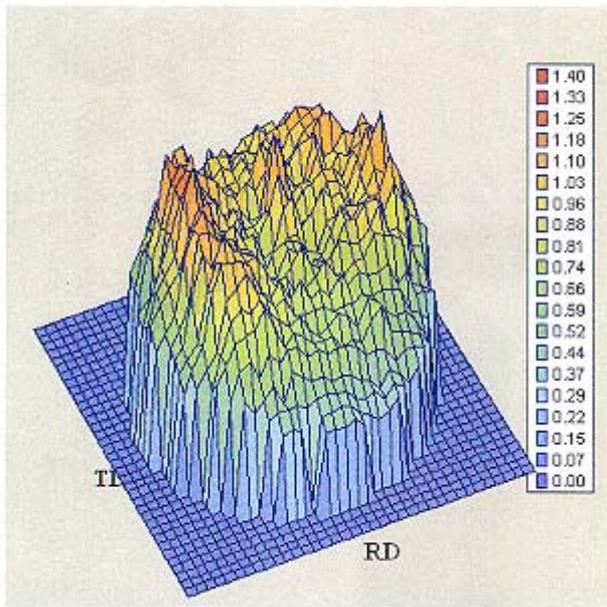
## Resultados

As figuras A1 e A2 mostram a projeção da perspectiva da figura de pólo do plano (002) do zinco (Zn1) em relação ao plano paralelo a superfície da chapa nos sentidos longitudinal a direção de laminação (RD) e transversal(TD) a direção de laminação, antes e após conformação da peça-exemplo respectivamente.

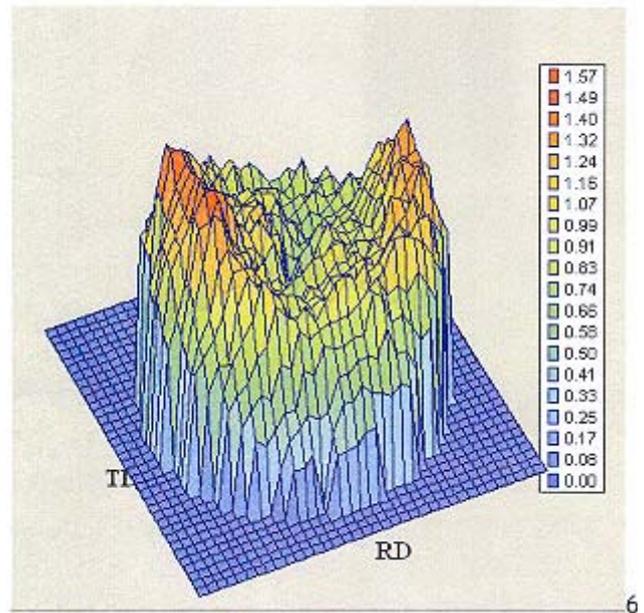
As figuras A3 e A4 mostram semelhante resultado porém para o Zn2.

Conforme o trabalho de Cooman e co-autores [A2], a condição ideal de textura para o Zinco é que os cristais estejam orientados preferencialmente paralelos ao plano (103) que está a aproximadamente 33° com o plano basal (002). Desta forma após a conformação os cristais tenderão a rotacionar e se orientar com o plano basal (002) paralelos a superfície da chapa e desta forma favorecendo a deformação plástica do zinco.

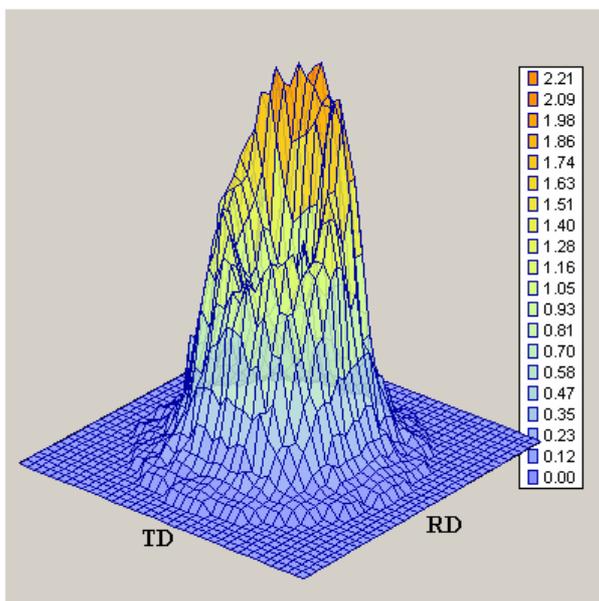
Nos resultado mostrados nas figuras A1 até A4 nota-se que o zinco 2 apresentou maior intensidade de grãos orientados no plano (103) paralelo a superfície da chapa do aço. Após a conformação os mesmos se orientaram próximos ao plano basal (002) demonstrando um tendência de rotação e favorecimento da deformação plástica.



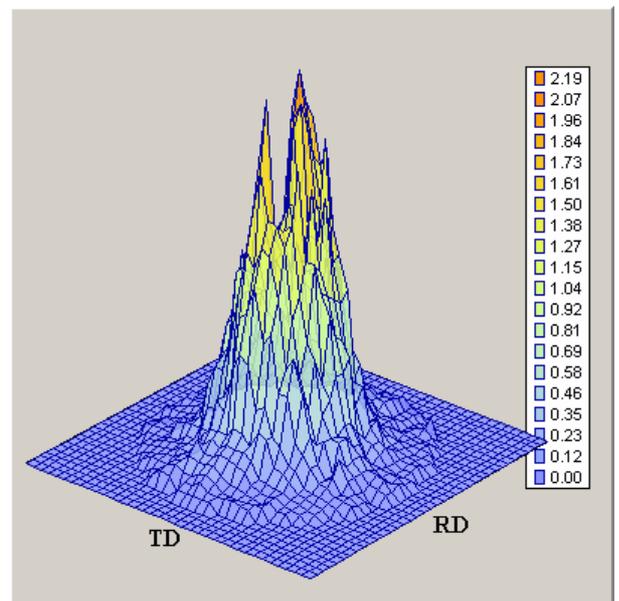
**Figura A1** - Figura de pólo (002) processo Zn1 antes de conformar



**Figura A2** - Figura de pólo (002) processo Zn1 após conformar



**Figura A3** - Figura de pólo (002) processo Zn2 antes de conformar



**Figura A4** - Figura de pólo (002) processo Zn2 após conformar

### **Conclusão e sugestão**

O resultado mostra uma tendência de melhoria na textura cristalográfica preferencial do zinco eletrodepositado quando utilizado para conformação por estampagem predominada por estiramento. Sugere-se a continuidade nos estudos de textura cristalográfica em chapas de aço utilizada para processos de estampagem.

### **Referencias Bibliograficas**

[A1] Disponível em: <<http://www.a-sp.org/database/default.asp?doc=27>> Acesso em 11 de julho de 2002.

[A2] Cooman, B; Wit, K; Wichern, C.: Influence of texture on the electro-galvanized Zn coating formability in the absence of die contact, steel research 73 (2002) No.11