DANIEL AUGUSTO FERRO

## CARACTERIZAÇÃO E ESTAMPABILIDADE

## DE UM AÇO SAE 1080 FOSFATIZADO

SÃO PAULO

2015

### DANIEL AUGUSTO FERRO

# CARACTERIZAÇÃO E ESTAMPABILIDADE DE UM AÇO SAE 1080 FOSFATIZADO

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

SÃO PAULO

2

### DANIEL AUGUSTO FERRO

# CARACTERIZAÇÃO E ESTAMPABILIDADE DE UM AÇO SAE 1080 FOSFATIZADO

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

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.
São Paulo, 31 de março de 2015.
Assinatura do autor
Assinatura do orientador

### Ficha Catalográfica

Catalogação-na-publicação

Ferro, Daniel Augusto Caracterização e estampabilidade de uma aço SAE 1080 fosfatizado / D.A. Ferro. – versão corr. -- São Paulo, 2015. 189 p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Aço 2.Conformação mecânica 3.Estampagem 4.Propriedades dos materiais I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

## DEDICATÓRIA

Aos meus pais, Valter e Sônia, à minha esposa Beatriz e à minha filha Júlia

### AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer especialmente ao meu orientador, Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut, por todo o conhecimento transmitido, atenção, companheirismo e incentivo.

À Brasmetal Waelzholz Indústria e Comércio S.A. pela oportunidade e disponibilização de recursos.

Ao Mestre André Sereno Lopes da Brasmetal Waelzholz, pelo auxílio e apoio no desenvolvimento deste trabalho.

Aos colegas da Brasmetal Waelzholz pela ajuda e interesse, em especial ao técnico metalurgista Francisco Clayton de Oliveira e ao Engenheiro Carlos Paladini.

A Faculdade de Tecnologia da Termomecânica, em especial ao Professor Valdir Costa por gentilmente ceder o equipamento Erichsen para o levantameto da curva CLC pelo método Nakazima.

Aos Srs. Gilvan Junior da Silva (Schaeffler Group) e Henrique Augusto (EBF) pelas análises realizadas no microscópio eletrônico de varredura.

Ao técnico René Ramos de Oliveira e ao professor Nelson Batista de Lima do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, pelo auxílio com a difração de raio-x.

A todos aqueles que contribuíram direta e indiretamente para realização deste trabalho.

Ao apoio de toda minha família e pessoas próximas.

### RESUMO

Devido a crescente necessidade de elevação dos níveis de conformação em peças estampadas em geral, existe uma demanda cada vez maior em ligas e processos diversificados que atendam as variadas exigências do setor de produtos estampados e posteriormente tratados termicamente para aumento de dureza. Desse modo desenvolveu-se a liga C80U modificada, que é uma variante da liga C80U especificada na norma DIN EN ISO 4957 porém com adição de Cromo, entretanto a liga C80U modificada ainda é pouco estudada e pouca informação técnica se tem a seu respeito.

Com a finalidade de melhor conhecimento técnico dessa liga, foram conduzidos estudos de caracterização em amostras laminadas a quente e após processo de esferoidização posteriormente sendo revestidas com fosfato de zinco. Foram realizados estudos de composição química, microestrutura, textura cristalográfica, propriedades mecânicas e estrutura do fosfato, além de levantamento da curva CLC através do método Nakazima e evolução da rugosidade 2D e 3D em amostras com e sem revestimento de fosfato, antes e após conformação.

Através dos resultados parciais encontrados, foi possível definir o lado da curva CLC relacionado ao estiramento da chapa bem como comparar o deslocamento e a força do punção no teste Nakazima conformando-se amostras esferoidizadas sem revestimento e com revestimento de fosfato.

**Palavras chaves:** C80U modificado, Ensaio Nakazima, Fosfato de Zinco, CLC, Curva Limite de Conformação.

### ABSTRACT

Due to the increasing demand for enhanced formability levels of stamped parts in general, there is also an increasing demand for various alloys and processes that comply with the various requirements associated with stamped products that are subsequently heat treated to increase their hardness.

Along this line, a modified C80U alloy has been developed, which is a variant of the alloy C80U specified in the standard DIN EN ISO 4957 but with the addition of Chrome. However, this alloy is still poorly studied and little technical information is available about it.

In order to increase the knowledge of this alloy, characterization studies were conducted on hot rolled, after spheroidization and subsequently coated with zinc phosphate samples. The studies performed included chemical composition, microstructure, crystallografic texture, mechanical properties and analysis of the phosphate structure, as well as Nakazima tests in order to obtain the forming limit diagram (FLD) curve and the 2D and 3D roughness evolution of spheroidized samples coated and uncoated before and after the stamping process.

Through the partial results obtained, it was possible to define the side of FLD curve related to stretching of the sheet as well as comparing the displacement and force of the punch on Nakazima test, stamping spheroidized samples both uncoated and coated with zinc phosphate.

Key words: C80U modified, Nakazima test, Zinc Phosphate, FLD, Forming Limit Diagram.

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	23
2. OBJETIVOS e MOTIVAÇÃO	25
2.1. Os objetivos do trabalho são:	25
2.2. Motivação:	26
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
3.1. Processo de Estampagem	28
3.1.1. Corte de chapas	29
3.1.1.1. Matriz para corte	29
3.1.2. Dobramento de chapas	31
3.1.3. Estampagem profunda	33
3.1.4. Estiramento	35
3.1.5. Embutimento	36
3.2. Estampabilidade dos aços	36
<b>3.2.1.</b> Principais Ensaios de Estampabilidade	38
3.2.1.1. Ensaio Erichsen	43
3.2.1.2. Ensaio Olsen	44
3.2.1.3. Ensaio Nakazima	44
3.2.1.4. Curva Limite de Conformação "CLC"	46
<b>3.2.1.4.1.</b> Fatores que afetam a posição da CLC	49
3.2.1.4.1.1. Parâmetro n	49
<b>3.2.1.4.1.2.</b> Parâmetro m	49
3.2.1.4.1.3. Parâmetro r	50
3.2.1.4.1.4. Espessura e orientação	51
3.2.1.4.1.5. Efeitos geométricos	52
<b>3.2.1.4.1.6.</b> Atrito	53
<b>3.2.1.4.1.7.</b> Temperatura	55
3.2.1.4.1.8. Inclusões	56
<b>3.2.1.4.1.9.</b> Impureza	57
3.2.1.4.1.10. Composição Química	58
3.2.1.4.1.11. Caminho/Trajetória da deformaç	ao 59
<b>3.2.1.4.1.12.</b> Revestimentos	62

	3.3.	Textura Cristalográfica	63
	3.3	3.1. Determinação da textura cristalográfica	66
	3.3	3.2. Representação da textura cristalográfica	67
	3.4.	Recozimento de esferoidização	69
	3.5.	Fosfatização	70
	3.	5.1. Tipos de camadas fosfatizadas	70
	3.	<ol> <li>5.2. Aplicações das camadas fosfatizadas</li> </ol>	72
	3.	5.3. Morfologia da camada de fosfato	73
	3.	5.4. Reações sequenciais	75
	3.	5.5. Ensaios característicos da camada de fosfato	76
	3.	5.6. Influência da camada na estampabilidade	80
	3.6.	Rugosidade - Parâmetros 2D	80
	3.	6.1. Rugosidades Ra e Rz	80
	3.	6.2. Rugosidade Ra	81
	3.	6.3. Rugosidade Rz	82
	3.	<b>6.4.</b> Densidade de pico (Pc)	83
	3.	6.5. Curva Abbott-Firestone	84
	3.7.	Rugosidade - Parâmetros 3D	85
	3.7	7.1. Vv(mr) (Void Volume)	85
	3.7	<b>7.2.</b> $Vv_0$ ou $Vv_c$ (Core void volume)	85
4.	Resumo o	da literatura	86
5.	Metodolog	gia	86
	5.1.	Processo de relaminação	87
	5.2.	Processo de fosfatização	90
6.	Materiais	e Métodos: Descrição	92
	6.1.	Composição Química	92
	6.2.	Propriedades Mecânicas e Anisotropia	93
	6.3.	Microestrutura e Nível de Inclusões	95
	6.4.	Textura cristalográfica	97
	6.5.	Medição de rugosidade 2D e 3D	100
	6.6.	Caracterização das fases do metal e estrutura do fosfato	102
	6.7.	Gramatura da camada do fosfato	103
	6.8.	Ensaio Nakazima	103

	6.9.	Análise de espessura e dureza ao longo do domo	108
7.	Materiais	e Métodos: Resultados	109
	7.1.	Composição química	109
	7.2.	Propriedades Mecânicas e Anisotropia	110
	7.3.	Microestrutura (MO)	111
	7.4.	Nível de inclusões (MO)	112
	7.5.	Textura Cristalográfica	113
	7.6.	Rugosidade 2D e 3D	119
	7.7.	Microconstituinte observados nas micrografias (ME)	120
	7.8.	Fosfato	126
	7.	8.1. Estrutura do fosfato	126
	7.	8.2. Gramatura da camada fosfatizada	126
	7.	8.3. EDS da camada fosfatizada	127
	7.9.	CLC através do ensaio Nakazima	129
	7.10	Deslocamento do Punção	131
	7.11	Forças no Punção	132
	7.12	Espessura e microdureza ao longo do domo	133
8.	Discussõ	es	134
	8.1.	Microestrutura	134
	8.2.	Textura	134
	8.3.	Morfologia do Fosfato	135
	8.4.	Rugosidade Superficial	135
	8.5.	Deslocamento do Punção	135
	8.6.	Força no Punção	136
	8.7.	Levantamento da CLC	136
	8.8.	Espessura e microdureza ao longo do domo	137
9.	CONCLU	SÕES	138
10	). REFE	RÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	139
11	. Anex	OS	151
	11.1	Anexo 1 – Rugosidade 2D e 3D	151
	11.2	Anexo 2 – Fotos e medições das peças conformadas	167
	11.3	Anexo 3 – Força no Punção	171
	11.4	Anexo 4 – Curso do punção	172

11.5. Anexo 5 – Textura Cristalográfica	173
<b>11.6.</b> Anexo 6 – Catálogo do MEV utilizado nas análises	187
11.7. Anexo 7 – CLC do aço C80U modificado esferoidizado	189

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1: Gráfico de Tensão x Deformação típico de aço 100Cr6	23
Figura 2.1: Anel interno de rolamento (fotos da peça e sua seção	26
transversal)	
Figura 2.2: Exemplo de ferramenta de estampagem progressiva	26
Figura 3.1: Esquema de ferramental típico de estampagem	28
(adaptado de Hosford, 1999).	
Figura 3.2: Esquema de uma ferramenta de corte (adaptado de	30
Chiaverini, 1983).	
Figura 3.3: Operação de corte de chapa (adaptado de Chiaverini,	30
1983).	
Figura 3.4: Características de uma chapa dobrada. Palmeira (2005)	31
Figura 3.5: Força de dobramento em função do deslocamento do	33
punção (Palmeira, 2005),	
Figura 3.6: Desenho esquemático de uma matriz simples para	34
estampagem profunda (Manual Schuler, 1968).	
Figura 3.7: Esquema de estampagem por estiramento (Guida,	35
2004).	
Figura 3.8: Esquema de estampagem por embutimento (Guida,	36
2004).	
Figura 3.9: Processamento de aços para estampagem (adaptado de	37
Hutchinson, 1994)	
<b>Figura 3.10:</b> Parâmetros r e $\Delta r$ (Taylor,1989)	38
Figura 3.11: Principais ensaios de caracterização de chapas para	39
estampagem, (adaptado de Taylor ,1989)	
Figura 3.12: Ferramental do ensaio Erichsen (Lobão, 2003).	43
Figura 3.13: Ferramental do ensaio Nakazima (Nakazima, 1968).	45
Figura 3.14: Curva limite de conformação ou forming limit curve	46
(Holmberg, 2004).	
Figura 3.15: Indicação de região segura de processo na CLC	47
(Holmberg, 2004).	
Figura 3.16: Caminho de deformação (Schacher, 1985).	48

Figura 3.17: Diferentes geometrias de corpos de prova (Hosford,	48
1983).	
Figura 3.18: CLC, corpos de prova e lubrificantes (Ghosch, 1975).	49
Figura 3.19: (a) Efeito da espessura da chapa na posição da	51
CLC(adaptado de Schacher,1985) e (b) Efeito da orientação (em	
relação à direção de laminação), na posição da CLC (aço carbono	
para estampagem profunda) adaptado de Lange, 1985).	
Figura 3.20: Influência do raio de curvatura ("fora do plano"),	52
comparado com ensaio "no plano" de deformação para um aço	
acalmado para estampagem profunda (espessura=1,83mm)	
(adaptado de Chapentier, 1975)	
Figura 3.21: (a) Efeito do atrito no caminho de deformação Graf &	53
Hosford (1993) e (b) Deslocamento da região de fratura pelo efeito	
do atrito Hosford & Caddell (1983)	
Figura 3.22: Efeitos da viscosidade e da rugosidade superficial	54
sobre o coeficiente de atrito (adaptado de Lee et. Al., 2002)	
Figura 3.23: (a) Efeito do lubrificante na CLC (aço AISI 1006,	55
espessura=0,92mm) Lange (1985) e (b) Efeito de diferentes tipos de	
material do ferramental na CLC (Cartwright et. al., 1998)	
Figura 3.24: Efeito deletério das inclusões na curva CLC.	56
Mellor (1981)	
Figura 3.25: Curvas CLC típicas para os aços: acalmado,	58
microligado, alta resistência, IF, DP e TRIP (adaptado de	
Bleck,1995, Okita et. al., 1985 e Bleck et. al., 1998).	
Figura 3.26: Evolução do caminho/trajetória de deformação,	59
segundo a linha E-A e J-A (adaptado de Hosford, 1999).	
Figura 3.27: Resultado da análise de peças falhadas (carrocerias	60
automotivas) (adaptado de Flossdorf).	
Figura 3.28: Efeito da pré-deformação e do caminho de deformação	61
na CLC (a) (adaptado de Laukonis & Ghosh, 1978) e (b) (adaptado	
de Hasek & Lange, 1980).	
Figura 3.29: Textura (ou componente) {001}<110> em chapa (Reed-	64
Hill ,1973).	
Figura 3.30: Diagrama esquemático ilustrando a relação entre	65

macrotextura, microtextura e mesotextura. A macrotextura representa a orientação do grão da amostra, a microtextura representa a orientação do grão de uma área menor, neste caso quinze grãos com três diferentes categorias de orientações e a mesotextura onde, por exemplo, três contornos típicos são indicados (Godec & Jenko, 2000).

Figura 3.31: Posicionamento da amostra no MEV para obtenção dos67padrões de Kikuchi. Costa (2006)Figura 3.32: Definição dos ângulos de Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ) conforme68

notação de Bunge (Bunge, 1969), com a indicação das DL = direção de laminação, DN = direção normal e DT = direção transversal. **Figura 3.33:** Representação esquemática da formação de cristais devido à persença de sítios ativos na superfície de um substrato. (Lorin, 1974) **Figura 3.34:** Camada de fosfato de zinco em tira de aço de baixo 74 carbono – MEV. (Ferreira Filho, 2007)

Figura 3.35: Rugosidade média Ra. Tayer (2011)81

Figura 3.36: Rugosidade média Rz. Tayer (2011)82Figura 3.37: O gráfico de contorno (A) mostra a linha através do83centro sobre o perfil (B) é selecionado para determinar Pc (Nunes,83

2013).

Figura 5.1: Fluxo de processo de laminação a frio. 87 Figura 5.2: Linha de Decapagem. 88 Figura 5.3: Laminador quádruo reversível. 89 Figura 5.4: Equipamento de recozimento em caixa. 89 Figura 5.5: Linha de Revestimento Eletrolítico. 90 91 Figura 5.6: Disposição dos equipamento da linha de revestimento eletrolítico 92 Figura 6.1: Espectrofotômetro de absorção óptica. Figura 6.2: Prensa para estampagem de corpo de prova para ensaio 93 de tração.

Figura 6.3: Lixadeira para preparação do corpo de prova para93ensaio de tração.

Figura 6.4: Geometria do corpo de prova para ensaio de tração	94
(NBR 6673: 1981)	
F <b>igura 6.5:</b> Máquina para ensaio de tração.	94
Figura 6.6: Ilustração da amostragem para avaliação do nível de	95
nclusões	
Figura 6.7: Equipamento para embutimento de corpo de prova de	96
metalografia.	
Figura 6.8: Lixadeira para preparação de corpo de prova de	96
metalografia.	
Figura 6.9: Politriz para preparação de corpo de prova de	97
metalografia.	
Figura 6.10: Ilustração da amostragem para avaliação da textura	97
cristalográfica	
Figura 6.11: Desenho ilustrando dimensões do corpo de prova de	98
deformação planar	
Figura 6.12: Ilustração do ponto de amostragem para análise de	98
extura em amostra de deformação planar tracionada	
Figura 6.13: Ilustração do ponto de amostragem para análise de	99
extura em amostra de 120mm de largura conformada pelo método	
Nakazima	
Figura 6.14: Equipamento de difração de raio X para análise de	100
extura.	
Figura 6.15: Ilustração do ponto de amostragem para análise de	101
extura em amostra de deformação planar tracionada	
Figura 6.16: Equipamento utilizado para medição de rugosidade 2D	101
e 3D.	
Figura 6.17: Microscópio eletrônico de varredura (MEV) com EDS	102
ntegrado para análise da microestrutura e estrutura do fosfato	
Figura 6.18: Dimensões das amostras conformadas pelo método	103
Nakazima	
Figura 6.19: Gravador eletroquímico e amostra gravada para análise	104
das deformações principais após conformação pelo método	
Nakazima.	
Figura 6.20: Equipamento Erichsen para conformação pelo método	105

Nakazima	
Figura 6.21: Detalhe do conjunto do ferramental e do porta	105
ferramenta	
Figura 6.22: Ilustração do ponto de estricção nas amostras	106
conformadas	
Figura 6.23: Dispositivo para captura dos diâmetros principais e	107
detalhe da imagem capturada	
Figura 6.24: Tomada dos diâmetros principais	107
Figura 6.25: Exemplo do corte da amostra e das regiões indicadas	108
para medição de espessura após a conformação.	
Figura 6.26: Região transversal ao trecho de estricção das amostras	109
1 e 2.	
Figura 7.1: Gráfico de tração	110
Figura 7.2: Curva tensão-deformação real.	111
Figura 7.3: Microestruturas do material laminado a quente (a) e	112
relaminado e esferoidizado (b). Aumento de 1000x com ataque Nital 3%	
Figura 7.4: Nível de inclusão da amostra teste. Aumento 100x sem	113
ataque	
Figura 7.5: ODF´s da amostra laminada a quente.	114
Figura 7.6: ODF's referente a amostra relaminada a esferoidizada.	115
Figura 7.7: ODF's referente a amostra relaminada a esferoidizada	116
(ponto de estricção do corpo de prova de deformação planar).	
Figura 7.8: ODF's referente a amostra relaminada a esferoidizada	117
do ponto de estricção de corpo de prova Nakazima conformado com	
fosfato.	
Figura 7.9: ODF's referente a amostra relaminada a esferoidizada	118
do ponto de estricção de corpo de prova nakazima conformado sem	
fosfato.	
Figura 7.10: Microscopia eletrônica de Varredura na amostra	120
laminada a quente. Aumento de 10.000x	
Figura 7.11: EDS no ponto de cementita lamelar da amostra	121
laminada a quente	
Figura 7.12: EDS na matriz da amostra laminada a quente.	122
Figura 7.13: Microscopia eletrônica de Varredura na amostra	123

relaminada e esferoidizada. Aumento de 10.000x	
Figura 7.14: EDS na região de cementita esferoidizada da amostra	124
relaminada e esferoidizada.	
Figura 7.15: EDS na matriz ferrítica da amostra relaminada e	125
esferoidizada.	
Figura 7.16: Morfologia da estrutura de fosfato de zinco. Aumento	126
de 3000x.	
Figura 7.17: Pontos de análise de EDS para avaliação dos	127
microconstituintes presentes na camada de fosfato.	
Figura 7.18: Análise de EDS no ponto A para avaliação dos	127
microconstituintes presentes na camada de fosfato.	
Figura 7.19: Análise de EDS no ponto B para avaliação dos	128
microconstituintes presentes na camada de fosfato.	
Figura 7.20: Análise de EDS no ponto C para avaliação dos	128
microconstituintes presentes na camada de fosfato.	
Figura 7.21: Pontos de deformações principais levantados com a	129
conformação dos corpos de prova com fosfato.	
Figura 7.22: Pontos de deformações principais levantados com a	129
conformação dos corpos de prova sem fosfato.	
Figura 7.23: Curso do punção na conformação das amostras com	131
fosfato	
Figura 7.24: Curso do punção na conformação das amostras sem	131
fosfato	
Figura 7.25: Medidas de força no punção para amostras	132
conformadas com fosfato.	
Figura 7.26: Medidas de força no punção para amostras	132
conformadas sem fosfato.	

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1: Propriedades mecânicas típicas de aço 100Cr6	23
Tabela 1.2: Composição química (% em peso) dos aços 100Cr6,	24
C80U e C80U Mod. (extraído de Martins, 2012).	
Tabela 3.1: Ensaios de estampabilidade de chapas (Taylor, 1989).	38
Tabela 3.2: Resumo dos parâmetros de rugosidade 2D e 3D. Nunes	85
(2013)	
Tabela 7.1: Resultados de composição química	110
Tabela 7.2: Propriedades mecânicas no sentido de laminação, a 45	110
graus do sentido de laminação e a 90 graus do sentido de laminação	
Tabela 7.3: Resultados de rugosidade 2D e 3D	119
Tabela 7.4: Resultados da gramatura média da camada de fosfato	126
encontrada no lote de produção.	
Tabela 7.5: Espessuras medidas na seção transversal das amostras	133
Conformadas.	
Tabela 7.6: Microdurezas medidas na seção transversal das	133
amostras conformadas	

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AL (80)	Alongamento na base 80
CLC	Curva Limite de Conformação
DIN	Deutsches Institut für Normung
DL	Direção de laminação
DRX	Difração de raio-x
EBSD	Difração de elétrons retro-espalhados
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva
EN	Euro norma
FLD	Forming limit diagram
HV	Hardness Vickers
ISO	International Organization for Standardization
LDR	Limit drawing ratio
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscópio óptico
NBR	Norma brasileira
RE	Razão elástica (limite de escoamento/limite de resistência)
тв	Tailor Blank

## LISTA DE SÍMBOLOS

μ	Coeficiente de atrito					
γ	Austenita					
r <sub>m</sub>	Coeficiente de anisotropia plástica normal					
n	Coeficiente de encruamento					
К	Coeficiente de resistência					
$\Delta r$	Coeficiente de anisotropia planar					
Е	Grau de deformação					
(hkl)	Plano hkl					
{hkl}	Família de planos hkl					
[uvw]	direção uvw					
<uvw></uvw>	Família de direções uvw					
<b>Φ</b> 1	Ângulo de Euler – Segundo notação de Bunge					
φ <sub>2</sub>	Ângulo de Euler – Segundo notação de Bunge					
Φ	Ângulo de Euler – Segundo notação de Bunge					
$\mathcal{E}_1$	Deformação maior					
$\mathcal{E}_2$	Deformação menor					
m	Expoente da taxa de deformação					
σ	Tensão verdadeira					
$W_{f}$	largura final do corpo de prova					
w <sub>0</sub>	largura inicial do corpo de prova					
$m{h}_{f}$	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					
Ra	Rugosidade medida em escala Ra					
Rt	Rugosidade medida em escala Rt					
v	Viscosidade cinemática					
λ	Rugosidade Ra da chapa					

### 1. INTRODUÇÃO

Existe uma variada gama de processos e materiais para a confecção de anéis internos e externos de rolamentos. Entre eles pode-se destacar o processo de estampagem a partir de aço baixo carbono com posterior tratamento térmico de cementação seguida de têmpera. Entretanto tal processo eleva o custo da peça final devido à obrigatoriedade em se obter uma camada mínima de difusão gerando maior tempo de forno. Devido ao elevado grau de conformação e necessidade de posterior processo de tratamento térmico de endurecimento, seja ele cementação, têmpera seguida de revenimento ou austêmpera, os anéis internos e externos do rolamento, quando estampados a partir de aços de maior temperabilidade, devem apresentar alta porcentagem de esferoidização bem como baixíssimos níveis de inclusões, de modo a viabilizar o processo de estampagem com têmpera direta seguida de revenimento, ou mesmo austêmpera para produção destes componentes a um custo menor (Martins, 2012).

Em contrapartida quanto mais elementos de liga houver no material da peça a ser estampada, maiores são os esforços na estampagem devido ao aumento na resistência mecânica do aço pela introdução destes elementos de liga. Tradicionalmente o aço utilizado na estampagem de rolamentos para têmpera plena é o 100Cr6 ou seu equivalente SAE 52100 cujas características mecânicas encontram-se na figura e tabela 1.1.



Tabela 1.1: Propriedades mecânicas típicas de aço 100Cr6

Figura 1.1: Gráfico de Tensão x Deformação típico de aço 100Cr6

Entretanto devido à elevada concentração de elementos de liga, principalmente o carbono, sua resistência mecânica também se torna elevada o que dificulta o processo de estampagem a frio, sendo necessário o desenvolvimento de um aço com menor concentração de elementos de liga e melhores características de conformação, mantendo a temperabilidade necessária para que após os processos de conformação/têmpera/revenimento, a peça atenda as características necessárias para aplicação em rolamentos como elevada resistência mecânica e ao desgaste além de estabilidade dimensional após têmpera. Neste contexto foi desenvolvido o aço C80U modificado, que corresponde a uma variante do aço C80U conforme DIN EN ISO 4957. Na tabela 1.2 é possível comparar as composições químicas dos aços 100Cr6, C80U e C80U modificado (Martins, 2012).

Tabela 1.2 - Composição química (% em peso) dos aços 100Cr6, C80U e C80U Mod.(extraído de Martins, 2012).

		С	Si	Mn	Р	S	Cr	AI
DIN 100Cr6	min.	0,93	0,15	0,25			1,35	
	max.	1,05	0,35	0,45	0,025	0,015	1,60	0,050
DIN C80U	min.	0,75	0,10	0,10				
	max.	0,85	0,30	0,40	0,030	0,030		
C80U Mod.	min.	0,70		0,10			0,30	
	max.	0.85	0,35	0,80	0,030	0,015	0,70	

Para auxiliar o processo de estampagem uma das frentes de trabalho é a contínua redução no coeficiente de atrito, possível devido à utilização de óleos lubrificantes que podem atuar isoladamente ou em conjunto com revestimentos. Entre os revestimentos que atuam em conjunto com o óleo servindo como redutor de atrito pode-se destacar o fosfato que evita contato metal/metal além de reter lubrificante auxiliando no processo de estampagem (Santos, 2010).

Dieter (1996) afirma que os lubrificantes reduzem o atrito ao introduzirem uma interface que seja facilmente cisalhada.

Outra característica importante nos materiais para fabricação de peças de rolamento é a rugosidade superficial tanto do material antes da conformação (Rugosidade em Ra de 0,2 microns máximo; Rmáx de 2,5 microns máximo; Rz de 1,6 microns máximo) como da peça final, uma vez que após conformação e têmpera, a peça necessita de uma rugosidade superficial máxima que não gere aquecimento tão pouco ruídos excessivos, decorrentes do atrito entre as peças do rolamento quando em trabalho.

Considera-se também de igual importância a textura do aço que deve se apresentar de forma randômica de modo a evitar distorções na peça que possam prejudicar a montagem e/ou a funcionalidade do rolamento.

## 2. OBJETIVOS e MOTIVAÇÃO

### 2.1. Os objetivos do trabalho são:

 1 – Efetuar a caracterização metalográfica, cristalográfica, evolução da dureza e da rugosidade em chapas de aço SAE 1080 modificado, revestido com fosfato de zinco visando aplicação em conformações de estampagem crítica;

Motivação: O aço SAE52100 é geralmente usinado para fabricação de peças críticas tais como pistas externas e internas de rolamento e posteriormente submetido a tratamentos térmicos para endurecimento. Visando a eliminação do notório custo da usinagem, internacionalmente tem se buscado a estampagem progressiva do aço SAE 1080 devidamente condicionado microestruturalmente em substituição ao aço SAE52100 para aplicações de estampagem crítica, como por exemplo rolamentos.

Com o intuito de se elevar a temperabilidade do aço SAE 1080, desenvolveu-se o aço C80U (norma DIN EN ISO 4957), porém este aço não apresenta temperabilidade compatível com o processo de têmpera utilizados para fabricação de anéis externos/internos de rolamento. Neste sentido a composição química do aço C80U foi ajustada para o aço C80U modificado e que apresenta porcentagem de cromo mais elevado, aumentando dessa forma a temperabilidade e consequente dureza após tratamento térmico. Porém tem-se pouca informação deste tipo de aço quanto as suas características, objetivo da presente tese.

2 – Fazer um elenco de ensaios básicos (ensaio Erichsen/Nakazima) visando obter as curvas limite de conformação (CLC) para as condições sem e com camada de fosfato de zinco (mais sabão);

### 2.2. Motivação:

Aplicação de conformação crítica tipo pistas interna (figura 2.1) e externa de rolamento obtida através de estampagem progressiva (figura 2.2) requer conhecimentos básicos relativos ao material e sua conformabilidade, informações estas não disponíveis na literatura dado o fato de se tratar de uma liga sem praticamente nenhuma informação disponível na literatura técnica.



Figura 2.1: Anel interno de rolamento (fotos da peça e sua seção transversal)



Figura 2.2: Exemplo de ferramenta de estampagem progressiva

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

De acordo com Dowson (1981), não há evidências na pré-história que sugerem que o homem antigo usava rolos para movimentar objetos pesados, entretanto isso não prova que varas de madeira, troncos ou pedras nunca foram usadas para este propósito. Nenhum desenho rupestre, esculturas ou artefatos surgiram para ilustrar tal progresso no tempo pré-histórico.

No começo da civilização a posição era bem diferente, e existem abundantes indícios e reconhecimento das vantagens do rolamento sobre o movimento deslizante. A mais antiga civilização surgiu na Mesopotâmia na região da Suméria, adjacente ao Golfo Pérsico, provavelmente em torno de 3.200 anos antes de Cristo, e é interessante que a escrita e a roda surgiram aproximadamente ao mesmo tempo. Os desenvolvimentos posteriores no Egito, no Vale Indu, e na China forneceram mais evidencias do desenvolvimento da roda, mas este progresso não se refletiu na América Central e do Sul.

Da mesma forma que o projeto do rolamento se desenvolveu ao conceito atualmente usado, também houveram desenvolvimentos tanto nos materiais quanto nos processos empregados para a produção do mesmo.

Pode-se produzir estes rolamentos através da usinagem de tubos (de paredes grossas), porém este procedimento está associado aos altos custos de fabricação. Atualmente este processo de fabricação vem sendo substituído pelo processo de estampagem profunda.

#### 3.1. Processo de Estampagem

A estampagem é um processo de conformação mecânica realizado geralmente a frio que compreende um conjunto de operações, no qual uma chapa plana é submetida a transformações de modo a adquirir uma nova forma geométrica, plana ou oca.

Basicamente a estampagem compreende as seguintes operações:

\_Corte;

\_Dobramento ou encurvamento;

\_Estampagem profunda.

Enquanto as duas primeiras são normalmente realizadas a frio, a estampagem profunda pode eventualmente ser realizada a quente, de acordo com as necessidades técnicas.

No caso mais simples, uma única deformação pode ser suficiente, entretanto, dependendo da profundidade de conformação desejada, pode ser necessária a aplicação de duas ou mais operações de estampagem. (Chiaverini, 1986).

O processo de estampagem de chapas consiste em converter uma chapa (metálica) plana em uma peça de formato desejado, sem que ocorra fratura ou afinamento localizado excessivo. Na produção de peças estampadas a chapa encontra-se fixada pela ação do anti-rugas ("blank-holder") nas suas extremidades, sendo deformada pelo punção e pela matriz. O movimento do "blank" (chapa de partida, normalmente recortada) para dentro da matriz, é controlado pela pressão exercida pelo anti-rugas e/ou em conjunto com saliências/mossas ("beads") que se encontram na face do anti-rugas e/ou matriz, como mostra a figura 3.1 (Plaut, 2003).



Figura 3.1: Esquema de ferramental típico de estampagem (adaptado de Hosford, 1999).

A estampagem de chapas de aço é um processo largamente aplicado nas indústrias automobilística, de eletrodomésticos e aeronáutica, dentre outras. Sua utilização se deve em geral às boas propriedades mecânicas, custos relativamente baixos, ser reciclável e principalmente pela capacidade de adquirir formas complexas.

Uma das principais etapas da estampagem é o projeto da peça / processo de conformação mecânica. A seguir são mostrados os principais fatores necessários para um bom projeto (Kobayashi, 1989).

• Determinação das relações cinemáticas (forma, velocidades de processo, taxa de deformação e deformações) entre as partes envolvidas no processo;

 Determinação dos limites de conformabilidade, isto é, o estabelecimento de um critério de falha que possa ser utilizado como parâmetro na determinação da viabilidade do projeto, de forma tal que sejam evitados problemas como estricções, enrugamentos e fraturas nas chapas metálicas;

 Predição das forças e tensões no processo de conformação. Este item é essencial no projeto da ferramenta e seleção do equipamento, de maneira a atender as solicitações requeridas.

#### 3.1.1. Corte de chapas

O processo consiste na obtenção de formas geométricas determinadas, a partir de chapas, que são submetidas à ação de uma ferramenta ou punção de corte, por meio de uma prensa que exerce pressão sobre a chapa apoiada numa matriz. Com a penetração do punção na matriz, a compressão exercida converte-se em cisalhamento na interface punção/matriz, gerando um desprendimento brusco de um pedaço de chapa (Chiaverini, 1983).

#### 3.1.1.1. Matriz para corte

As figuras 3.2 e 3.3 exemplificam os principais componentes de uma matriz de corte relativamente simples.



Figura 3.2: Esquema de uma ferramenta de corte (adaptado de Chiaverini, 1983).



Figura 3.3: Operação de corte de chapa (adaptado de Chiaverini, 1983).

O punção deve apresentar seção conforme o contorno desejado da peça a extrair da chapa, do mesmo modo, a cavidade da matriz. É muito importante o estabelecimento do valor da folga entre o punção e a matriz, pois essa folga depende da espessura da chapa a ser cortada além de outros parâmetros relacionados na equação 3.1.

 $Q = p^*e^* \sigma c$ 3.1Onde:Q = esforço de corte ou de cisalhamento, (kgf)ou (N);p = perímetro da Figura, (mm);e = espessura da chapa, (mm); $\sigma c = resistência ao cisalhamento do material, (kgf/mm2) ou (N/mm2)$ (Tayer, 2011).

#### 3.1.2. Dobramento de chapas

No processo de dobramento, são aplicados, em uma tira, esforços em duas direções opostas de modo a provocar a flexão e consequente deformação plástica da tira, mudando a forma de uma superfície plana para duas superfícies concorrentes em ângulo, formando na junção, um raio de concordância (figura 3.4). Internamente a região de concordância, surgem esforços de compressão e, na parte externa, de tração. Qualquer fratura na peça ocorrerá na superfície externa da dobra, submetida à tração, eventual enrugamento ocorrerá na superfície interna da dobra, submetida à compressão (Palmeira, 2005).



Figura 3.4: Características de uma chapa dobrada. Palmeira (2005)

Uma redução na espessura da chapa surge na região de deformação plástica do dobramento, devido à ação das tensões de tração. As tensões de compressão tendem a aumentar a largura da chapa. Como a largura é muito maior que a espessura, o efeito de deformação plástica é desprezível num sentido, concentrando-se quase que totalmente ao longo da espessura, e causando pequenas distorções na secção transversal da chapa.

A possibilidade de ocorrerem fissuras na superfície externa só existirá se as tensões nessa região foram maior que o limite de resistência à tração do material da chapa. Na parte interna, possíveis enrugamentos ocorrerão devido à ação dos esforços de compressão principalmente para as chapas de espessuras menores. Com maior raio de curvatura no dobramento, menores espessura da tira e ângulo de dobramento, diminuem-se os níveis de deformação plástica da chapa.

O ângulo de dobramento deve ser ligeiramente maior na operação de conformação do que o determinado para a peça conformada, em virtude da recuperação da deformação elástica, efeito conhecido como "spring back", que é tanto maior quanto maior for o limite de escoamento do material da chapa, o ângulo de dobramento e a espessura da chapa, e quanto menor for o raio de dobramento. Usualmente, a chapa é deformada de forma a compensar a recuperação elástica durante as operações de conformação, para isso é aplicada uma intensidade de dobramento maior na chapa, ou seja, adota-se maior ângulo de dobramento.

A força de dobramento, medida na matriz, aumenta de forma abrupta sendo maior quando o punção se retira (figura 3.5). A rápida queda de nível da tensão de compressão na matriz é seguida do surgimento de tensões de tração, que também ocorrem após as operações de corte de chapas, mas não surgem nas operações de estampagem. Na operação de estampagem, o decréscimo da tensão de compressão na matriz, ao contrário do que ocorre nas operações de dobramento e corte, é mais lento, não causando o efeito de retrocesso rápido do nível de tensão, que provoca, por sua vez, redução da vida da ferramenta devido à fadiga (Palmeira, 2005).



Figura 3.5: Força de dobramento em função do deslocamento do punção (Palmeira, 2005),

#### 3.1.3. Estampagem profunda

Segundo Metals Handbook (1988), a estampagem profunda de uma tira metálica é usada para formação de recipientes através de um processo no qual a tira é conformada enquanto que a porção central da chapa é pressionada dentro de uma matriz aberta para deformar o material de modo que se obtenha a forma desejada sem o dobramento dos cantos.

De acordo com Ferrarini (2004), a estampagem profunda é a manufatura de um produto a partir de um blank de chapa (material sem estampar), que venha apresentar um formato desejado, sem defeitos ou falhas. O formato final do produto após o processo de estampagem é definido pelo ferramental e parâmetros do processo.

A figura 3.6, ilustra uma matriz simples para estampagem profunda. O disco a estampar, na posição inicial, foi introduzido sob a peça de retenção G. O punção A é fixado no porta punção B e o conjunto é fixado na parte móvel ou cabeçote da prensa. Durante a deformação, o punção A, ao penetrar na matriz C, molda o objeto. Durante a penetração, sistema D (que contém a bucha D) é comprimido, acompanhando a deformação da chapa e comprime, ao mesmo tempo, a mola E. O sistema D impede uma deformação irregular da chapa e o disco de retenção G garante um embutimento sem rugosidade. Ao terminar a operação, o punção A retrocede e o sistema D livre, sob a ação da mola E, sobe e expulsa o objeto conformado. A matriz C como se vê, vai fixada na base F, que, por sua vez, é presa na mesa da prensa.



**Figura 3.6:** Desenho esquemático de uma matriz simples para estampagem profunda (Manual Schuler, 1968).

De acordo com Serrano (2001), as diferenças básicas entre os processos de estampagem por estiramento e por embutimento estão nos tipos de tensões e deformações envolvidas. No estiramento predominam as tensões e deformações trativas, enquanto que no embutimento predominam as tensões e deformações trativas, compressivas e cisalhantes.

Conforme Santos (2001), os processos de conformação de chapas metálicas e seu estudo são complexos e não podem ser quantificados como uma simples medida. Com extensivas pesquisas teóricas realizadas nos últimos anos, houve o desenvolvimento das "CLC" (Curva Limite de Conformação), que são curvas que indicam o limite de parâmetros de conformação de diferentes materiais. O método de elementos finitos contribui para este progresso atuando

como meio de ligação entre a mecânica dos meios contínuos, a plasticidade e a mecânica computacional através da análise numérica do processo de conformação, cujos resultados são validados através de dados e resultados experimentais.

De acordo com Andersson (2001), a simulação por elementos finitos na conformação de aços planos é uma área onde houve significativo progresso, levando a considerável redução de custos e lead time de produção de peças de novos carros.

#### 3.1.4. Estiramento

De acordo com Guida (2004), a estampagem por estiramento é caracterizada por um estado biaxial de deformação sendo o blank fixado pelo prensa chapas com pressão de tal magnitude que impeça seu arraste, garantindo dessa forma somente esforços de tração. Em muitos casos os prensa chapas são ranhurados para garantir que o material do blank não flua para dentro da matriz.

Um material que tenha bom comportamento em processos de estiramento deve distribuir de forma homogênea as deformações impostas durante este processo de modo a retardar ao máximo o início da estricção que levará a ruptura.

De acordo com Plaut (2003), para estampagem que envolvem operações básicas de estiramento, deve-se efetuar a seleção de materiais que apresentem elevado valor de n de modo a garantir a distribuição de deformações na presença de gradientes de tensão, diminuindo dessa forma a concentração de deformações e consequente afinamento localizado.

A figura 3.7 exemplifica o processo de estiramento (Guida, 2004).



Figura 3.7: Esquema de estampagem por estiramento (Guida, 2004).

#### 3.1.5. Embutimento

No processo de embutimento existe a presença de deformações de tração e compressão. Neste processo, a pressão do prensa-chapas ou anti-rugas é regulada de maneira a permitir o escoamento constante de material para dentro da matriz. Porém, a pressão ajustada deve ser suficiente para impedir o enrugamento do flange (Guida, 2004).

A figura 3.8 exemplifica o processo de embutimento.



Figura 3.8: Esquema de estampagem por embutimento (Guida, 2004).

Na maioria dos processos de estampagem a chapa é submetida a uma combinação de esforços de embutimento e estiramento (Guida, 2004).

### 3.2. Estampabilidade dos aços

De acordo com Plaut (2003), as propriedades mecânicas medidas nas chapas laminadas, variam consideravelmente, de acordo com os aspectos relacionados ao processamento, conforme figura 3.9.


Figura 3.9: Processamento de aços para estampagem (adaptado de Hutchinson, 1994)

No entanto, visando uma estampabilidade otimizada, o material deve atender a uma série de requisitos básicos e complementares, conforme relacionado abaixo:

- distribuir uniformemente as deformações;
- atingir altos níveis de deformação sem formar o "pescoço" ou fraturar;
- suportar tensões planares de compressão sem que haja enrugamento ou fratura;
- conservar a superfície lisa e resistir a danos superficiais (riscamento);
- conservar o formato das peças recém-estampadas (devido ao recuo elástico), de maneira repetitiva e apresentar resistência ao identamento;
- ter boa soldabilidade (convencional e a "laser");
- ter boa resistência à corrosão;
- ter facilidade de aplicação de tintas/camadas protetivas;
- ter baixo custo.

## 3.2.1. Principais Ensaios de Estampabilidade

A tabela 3.1 classifica alguns dos ensaios intrínsecos e simulativos de estampabilidade de tiras (Plaut, 2003).

<b>Ensaios Intrínsecos</b> (não dependem da espessura e das condições superficiais)	Ensaios Simulativos (são sensíveis com relação à espessura, condições superficiais, lubrificantes, tipo e geometria do ferramental)
Ex: Ensaio de tração uniaxial Ensaio de tração em estado plano de deformação Ensaio de expansão hidráulica	Ex: Ensaio de estampagem Olsen, Erichsen, Fukui, Marciniak, recuo elástico.

Tabela 3.1: Ensaios de estampabilidade de chapas (Taylor, 1989).

De acordo com Palmeira (2006), outros ensaios são realizados com objetivo de simular a capacidade de estiramento dos materiais, entre eles destacam-se o ensaio da Altura Limite do Domo e o ensaio de conformabilidade em deformação plana "Ensaio de Conformabilidade da Universidade de Ohio" (OSU Formability Test), este último com maior reprodutibilidade e menor tempo de execução se comparado ao ensaio de Altura Limite do Domo.

De acordo com Taylor (1989), o ensaio de tração uniaxial é um dos principais ensaios intrínsecos do qual obtemos as informações relativas ao limite de escoamento (L.E.), limite de resistência (L.R.), alongamento uniforme e total, a coeficiente de encruamento n, bem como o levantamento dos índices de anisotropia r e  $\Delta$ r, resumidos na figura 3.10.



 $\mathbf{r}_{\rm m} = (\mathbf{r}_{\rm o} + 2 \mathbf{r}_{45} + \mathbf{r}_{90}) / 4$  e  $\Delta \mathbf{r} = (\mathbf{r}_{\rm o} + \mathbf{r}_{90} - 2 \mathbf{r}_{45}) / 2$ 

**Figura 3.10:** Parâmetros r e  $\Delta r$  (Taylor, 1989)

De acordo com Sereno (2006), o coeficiente de encruamento "*n*" é um importante parâmetro que relaciona a habilidade de uma chapa metálica distribuir a deformação mais uniformemente na presença de um gradiente de tensão. Altos valores de n são desejados para aumentar a resistência local dos pontos de maior deformação da chapa de modo facilitar a transferência dessa deformação para áreas ainda não deformadas, distribuindo melhor a deformação e retardando o afinamento de parede localizado.

O coeficiente n também demonstra a capacidade do material de diminuir a espessura sem que ocorra instabilidade plástica, que vai resultar em maior altura da peça deformada sem o aparecimento de fratura.

O coeficiente de encruamento é normalmente calculado a partir da equação 3.2:

$$\sigma = k \cdot \varepsilon^n \tag{3.2}$$

Onde: k – coeficiente de resistência;

 $\sigma$  – tensão verdadeira e;

ε – deformação verdadeira correspondente.

n - coeficiente de encruamento.

A figura 3.11 resume e comenta os principais ensaios intrínsecos e simulativos, empregados na caracterização de chapas laminadas.



**Figura 3.11:** Principais ensaios de caracterização de chapas para estampagem (adaptado de Taylor ,1989)



**Figura 3.11:** Principais ensaios de caracterização de chapas para estampagem (adaptado de Taylor ,1989)



**Figura 3.11:** Principais ensaios de caracterização de chapas para estampagem (adaptado de Taylor ,1989)



**Figura 3.11:** Principais ensaios de caracterização de chapas para estampagem (adaptado de Taylor ,1989)

## 3.2.1.1. Ensaio Erichsen

De acordo com Madeira (2010), o ensaio Erichsen é um ensaio de estiramento no qual um punção de ponta esférica força a chapa, que é presa por um prensa-chapas, até que a mesma sofra estricção ou ruptura. Os valores medidos neste ensaio são o deslocamento do punção (valor Erichsen, também conhecido como índice de embutimento Erichsen) e carga no momento em que o material tem uma queda acentuada na espessura em decorrência da deformação imposta (estricção ou ruptura).

De acordo com Lobão (2003), o ensaio Erichsen submete a peça a um estiramento biaxial e consiste na deformação de um disco com diâmetro de 90mm e espessura variando de 0,3 a 5mm, por um punção esférico e uma matriz cilíndrica até que ocorra a ruptura. O ferramental para o ensaio de embutimento Erichsen está exemplificado na figura 3.12. A fixação do disco é feita utilizando-se um prensa-chapas sobre o qual é aplicada uma força de 1000kgf, o fim do ensaio é caracterizado pelo início de estricção.



Figura 3.12: Ferramental do ensaio Erichsen (Lobão, 2003).

#### 3.2.1.2. Ensaio Olsen

De acordo com Costa (1987), o ensaio Olsen difere do ensaio Erichsen quanto à forma do estampo que, no ensaio Olsen, é de 22mm de diâmetro, tamanho do disco de 95mm de diâmetro, diâmetro interno da matriz de 25mm e do prensa-chapas de 25mm. A carga e a profundidade de estampagem são medidas continuamente e o índice de ductilidade Olsen é obtido pela profundidade da calota, em milésimos de polegada, no momento em que a carga começa a diminuir. A espessura da chapa a ser testada é limitada a 1,57mm devido à folga entre punção e matriz.

### 3.2.1.3. Ensaio Nakazima

Conforme Green (2002), o teste de domo hemisférico também conhecido como teste Nakazima foi desenvolvido para facilmente gerar variadas relações de deformação (razão  $\varepsilon_1/\varepsilon_2$  detalhada no item 3.2.1.4) com uma única configuração de punção/matriz. Neste teste um blank é fixado em um conjunto punção matriz sendo deformado até a ocorrência de falha, geralmente as amostras apresentam fratura em um lado do domo e um afinamento de parede localizado no lado oposto. Simplesmente variando a largura da amostra, variam-se as condições de tensão, dessa forma qualquer modo de deformação pode ser atingido entre tensão uniaxial e biaxial. Por sua simplicidade e versatilidade, o Nakazima test tem sido amplamente usado na determinação de curvas CLC de metais planos.

Segundo Lobão (2003), pelo fato do teste Nakazima permitir a medição da distribuição de deformações ao longo dos corpos de prova, existe a possibilidade de comparação dos valores coletados com modelos correspondentes obtidos por simulação numérica permitindo estudar diferentes modelos matemáticos/numéricos em sua capacidade de simular o processo, além de permitir a verificação da sensibilidade de diferentes parâmetros tais como propriedades do material, condições de contorno, atrito, entre outros.

De acordo com Nakazima (1968) este ensaio reproduz, com um único ferramental, os estados de deformação uniaxial e biaxial, através da deformação imposta por um punção semi-esférico em chapas metálicas retangulares que variam de largura e são fixas por uma matriz e um prensa-chapas. O ferramental encontra-se exemplificado na figura 3.13:



Figura 3.13: Ferramental do ensaio Nakazima (Nakazima, 1968).

# 3.2.1.4. Curva Limite de Conformação "CLC"

Conforme Schmitt (1982), o limite de conformação de uma chapa e definido como sendo o estado em que se inicia o afinamento localizado (o qual culmina na fratura).

Segundo Reyman (1990), a CLC ou FLD "Forming Limit Diagram" é uma curva empírica construída com o intuito de descrever os estados de deformação ou combinações entre a maior ( $\mathcal{E}_1$ ) e menor ( $\mathcal{E}_2$ ) deformações principais, onde uma localizada zona de afinamento ou formação de pescoço se torna visível na superfície da tira metálica. A curva deriva de dados laboratoriais levantados a partir de experimentos realizados em uma prensa de 1963 a 1965 (Keeler & Backofen 1964).

Os resultados deste trabalho foram resumidos em um artigo em 1965 que lançou bases para a presente análise técnica. O trabalho mostrou que os limites máximos de deformação obtidos a partir do processo de estampagem eram idênticos aos previamente obtidos em laboratório.

De acordo com Keeler (1965), Goodwin (1968), Holmberg (2004) e Marciniak (1967), a Curva Limite de Conformação "CLC" ou Forming Limit Curve "FLC" é o critério mais usado para avaliação de conformabilidade das tiras metálicas. A CLC mostra a quantidade de deformação que uma tira pode resistir em função do modo de deformação sendo uma relação entre a maior e menor deformação aplicada à tira conforme figura 3.14:



Minor strain E2

Figura 3.14: Curva Limite de Conformação ou Forming Limit Curve (Holmberg, 2004).

Na figura 3.14 são indicados os principais modos de deformação, o ponto mínimo da curva é normalmente o ponto associado com a deformação planar.

De modo a evitar fraturas, é importante que os níveis de deformação, em qualquer ponto da peça estampada, sejam sempre inferiores ao delimitado pela curva onde é usual se definir uma margem de segurança resultando em um deslocamento da CLC. O risco de fratura é determinado medindo-se as deformações da peça e verificando-se quão próximas estão da CLC.

Além da fratura, outros problemas podem ocorrer, entre eles estão o afinamento excessivo da espessura, enrugamento ou deformação insuficiente, essas condições também são avaliadas através do estudo dos níveis de deformação. A figura 3.15 mostra as regiões da curva relacionada a cada possível problema na peça final.



Minor strain E2

A figura 3.16 ilustra o "caminho (ou trajetória) da deformação" ou "strain path", percorrido pelos corpos de prova para as condições de estampagem profunda, plano de deformação, estiramento e estiramento biaxial balanceado. Nota-se que este caminho/trajetória não é necessariamente retilíneo. Em operações de estampagem progressiva a trajetória das deformações sucessivas torna-se ainda mais complexa e nao-retilinea. (com será visto no item 3.2.1.4.1.11).

Figura 3.15: Indicação de região segura de processo na CLC (Holmberg, 2004).



Figura 3.16: Caminho de deformação (Schacher, 1985).

Para o levantamento dos dados da curva CLC, empregam-se diferentes geometrias de corpos de prova, como ilustram as figuras 3.17 e 3.18, onde também é mostrado o efeito da utilização de lubrificante na CLC:



Figura 3.17: Diferentes geometrias de corpos de prova (Hosford, 1983).



Figura 3.18: CLC, corpos de prova e lubrificantes (Ghosch, 1975).

# 3.2.1.4.1. Fatores que afetam a posição da CLC

## 3.2.1.4.1.1. Parâmetro n

No estado plano de deformação da CLC onde ( $\varepsilon_2 = 0$ ) ou CLC0, o valor de  $\varepsilon_1$  é igual ao valor de n. Se houver redução no valor de n, por exemplo devido à redução a frio, diminuição do tamanho de grão, aumento dos teores de C, N e Mn (Schacher, 1985), observa-se uma redução acentuada na posição da CLC para deformações biaxiais (Melander et. al.,1985).

### 3.2.1.4.1.2. Parâmetro m

A equação constitutiva, de maneira mais ampla, engloba, além da deformação, a taxa de deformação, na forma:  $\sigma = k \cdot \varepsilon^n \left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)^m$ . Diferentes estudos

relacionando a velocidade de deformação (em ensaios de tração uniaxial, a frio) evidenciam que o valor de m (expoente da taxa de deformação) para diferentes aços para estampagem é da ordem de 0,005 a 0,015 na temperatura ambiente (Hosford, 1999). Este valor, normalmente, tem sido considerado desprezível (portanto, voltando para a relação  $\sigma = k \cdot \varepsilon^n$ ), embora, reconhecidamente contribua para o retardamento do processo de formação da estricção localizada (pescoço). Na região de deformação localizada (cujo comprimento é da ordem da espessura da chapa), a taxa de deformação é da ordem de cem vezes aquela dada ao restante do material. A tensão de deformação local atinge valores consequentemente maiores, conduzindo a um desenvolvimento mais lento do pescoço, permitindo que haja maiores deformações na região adjacente a ele, aumentando a deformação limite na CLC. O efeito de m na CLC é semelhante ao de n, ou seja, o aumento do valor destes índices está associado a uma maior uniformidade na distribuição das deformações, postergando dessa forma o escoamento/afinamento localizado (Fromentin et. al., 2001).

## 3.2.1.4.1.3. Parâmetro r

Estudos mostram que o valor de r não influência no nível da CLC. Para deformações menores negativas, a posição da CLC não é afetada pelo valor de r. Entretanto o valor de r altera o caminho (ou trajetória) de deformação onde valores mais altos de r levam a caminhos não lineares deslocando-se para pontos mais altos da CLC. Nandedkar & Narasimhan (1999). Para deformações menores positivas (deformação biaxial) existe divergência de opiniões onde alguns estudiosos afirmam que a CLC é diminuída com o aumento de r (Melander et. al., 1985), (Embury, 1987), (Chan, 1985) e outros afirmam que o valor de r exerce pouca influência na posição da CLC. Hosford & Duncan (1999).

## 3.2.1.4.1.4. Espessura e orientação

O efeito da espessura na CLC é exemplificado na figura 3.19 (a) O aumento da espessura retarda a deformação localizada, elevando dessa forma a posição da CLC. Já o efeito da orientação em relação à direção de laminação tem pequena influência como observado na figura 3.19 (b).



**Figura 3.19:** (a) Efeito da espessura da chapa na posição da CLC (adaptado de Schacher, 1985) e (b) Efeito da orientação (em relação à direção de laminação), na posição da CLC (aço carbono para estampagem profunda) adaptado de Lange, 1985).

No entanto, deve-se observar que o aumento na espessura é, parcialmente devido 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, quando efetuadas em chapas grossas, tendem a se concentrar na região central do pescoço, dando valores maiores de  $\mathcal{E}_1$ . Para minimizar este efeito, deve-se aumentar de forma proporcional o diâmetro do círculo da grade de referência para maiores espessuras de chapa. (Keeler, 1977).

#### 3.2.1.4.1.5. Efeitos geométricos

De acordo com estudos realizados por Ghosh & Hecker (1974) e Chapentier (1975) constata-se que a posição das CLC depende também de fatores geométricos relacionados com o método de levantamento das curvas. Os autores evidenciaram que, no estiramento, as CLC obtidas com ensaios de deformação biaxial "fora do plano" (ensaios com punção rígido ou de borracha), apresentam valores de deformações limites mais elevados do que os obtidos por ensaios "no plano" de deformação, nas mesmas condições de biaxialidade. Este aspecto e ilustrado na figura 3.20.



**Figura 3.20:** Influência do raio de curvatura ("fora do plano"), comparado com ensaio "no plano" de deformação para um aço acalmado para estampagem profunda (espessura=1,83mm) (adaptado de Chapentier, 1975)

Estas observações são explicadas pelo fato de que a combinação da pressão normal, da espessura, dos gradientes de deformação e do atrito afetam a CLC de maneira independente. A característica associada ao ensaio empregando o punção arredondado (mais comum) é a presença dos gradientes de deformação que surgem devido à curvatura do material durante a conformação, que acompanha a curvatura do punção, e a presença de atrito, os quais não estão

presentes no ensaio "no plano" (ou planar). O punção faz com que a região de deformação se desloque mais para a parte externa. Como consequência, a região que mais se afina é a que se desloca do polo (tensão biaxial) em direção a de deformação planar situada junto à base do domo (região engastada). Como no caso de ensaio "no plano", os efeitos de curvatura e do atrito estão ausentes, a posição da CLC é mais baixa (Chapentier, 1975).

# 3.2.1.4.1.6. Atrito

O efeito do atrito sobre o caminho de deformação foi estudado por Graf & Hosford (1993) (para dois tipos de aço carbono), como ilustra a figura 3.21 (a). A presença do lubrificante atrasa a tendência no surgimento da deformação planar (na ausência de lubrificante, as curvas se deslocam na direção do eixo  $\varepsilon_1$ ).

Na figura 3.21 (b) é possível observar o efeito prático do atrito no deslocamento da região fraturada na região (de transição) da curvatura.



**Figura 3.21:** (a) Efeito do atrito no caminho de deformação Graf & Hosford (1993) e (b) Deslocamento da região de fratura pelo efeito do atrito Hosford & Caddell (1983)

A figura 3.22 ilustra os recentes resultados na análise do atrito, obtidos por Lee et. al. (2002).



Figura 3.22: Efeitos da viscosidade e da rugosidade superficial sobre o coeficiente de atrito (adaptado de Lee et. Al., 2002)

É possível observar o efeito da viscosidade e da rugosidade da chapa sobre o coeficiente de atrito, empregando diferentes tipos de aço (e revestimentos), em conjunto com óleos de variadas viscosidades. Os dados experimentais levaram a uma relação conforme equação 3.3:

 $\mu = 23,2 / (104,5 + v^{0.98}) - 5,3 * 10^{-6} * (v - 56,6)^2 + 0,24(\lambda - 0,76)^2 - 0,112$  3.3

Onde:

µ=coeficiente de atrito v=viscosidade cinemática (cSt) λ= rugosidade da chapa (µm).

Os mecanismos básicos para explicação da equação acima estão relacionados com a formação de lubrificação de contorno ou hidrodinâmica, função da rugosidade e da velocidade de deformação (Lee et. al., 2002).

De modo geral, o efeito do tipo de lubrificante eleva ligeiramente a posição da CLC, como pode ser observado na figura 3.23 (a) (Lange, 1985).

A análise da equação 3.3 levanta alguns questionamentos quanto a sua aplicabilidade, pois vários são os parâmetros que interferem no coeficiente de atrito e que não são considerados, entre eles a força/pressão de estampagem, taxa de deformação, propriedades mecânicas do material a ser conformado,



**Figura 3.23:** (a) Efeito do lubrificante na CLC (aço AISI 1006, espessura=0,92mm) Lange (1985) e (b) Efeito de diferentes tipos de material do ferramental na CLC (Cartwright et. al., 1998)

De maneira indireta pode-se medir o efeito do atrito pela análise do efeito de diferentes tipos de material empregados no ferramental, fixando as demais variáveis, como ilustrado na figura 3.23 (b). É possível observar que para uma mesma peça foram comparados: aço ferramenta tipo D2, liga de Zn - Kirksite, e poliuretano/epoxy, sendo que este último apresentou na peça, regiões com deformações principais mais próximas a CLC, o que é indesejável.

# 3.2.1.4.1.7. Temperatura

O efeito da temperatura do ferramental sobre a estampabilidade dos aços tem sido estudado por vários pesquisadores, Leighton & Lee (1994) e Sing et.al. (1994), dada a constatação industrial de que as ferramentas apresentam um bom desempenho no inicio do processo, porém apresentam problemas conduzindo a quebra, após serem produzidas algumas centenas de peças. Leighton & Lee (1994). Durante a estampagem de peças, o ferramental pode chegar a 100 ou até 200 °C, de maneira localizada. Leighton & Lee (1994) Observaram que para aços

acalmados ao AI, na operação de estampagem profunda, havia considerável melhoria no processo, constatado através da medição da altura do copo estampado, sem incidência de defeito, com a diminuição da temperatura do punção. Temperaturas de punção, da ordem de 15 °C, com a matriz permanecendo a 20 °C, aumentavam a altura estampada em 10% e, com 5 °C, aumentava para 40% (com o decréscimo da temperatura, verifica-se o aumento do LE do aço de 290 para 340 MPa e o alongamento permanece elevado ~43%, aumentando dessa forma o valor de LDR). Por outro lado, o aumento da temperatura da matriz para 125 °C conduzia a diminuição no valor de LDR, da ordem de 10%.

#### 3.2.1.4.1.8. Inclusões

Melander et. al. (1985) e Schmitt & Jalinier (1982) verificaram que com o emprego de análise de microscopia eletrônica de varredura, foi evidenciado, para operação de estampagem profunda, que o crescimento de vazios (voids) ocorreu junto às inclusões. A figura 3.24 ilustra o efeito deletério das inclusões na curva CLC.



Figura 3.24: Efeito deletério das inclusões na curva CLC. Mellor (1981)

Nobrega et. al. (1980) constatou que, na formação de danos durante deformação uni ou biaxial de aços baixo carbono, existe maior participação dos óxidos e sulfetos se comparada a cementita dispersa. Estes danos foram relacionados com a presença de trincas que, por sua vez, ocorrem devido

decoesão entre as partículas e a matriz, sendo que algumas trincas ocorrem até por fratura da inclusão.

Aciarias mais modernas se preocupam com a redução nos níveis de inclusão e morfologia das mesmas com o objetivo de elevar o nível de conformação a frio dos aços produzidos.

# 3.2.1.4.1.9. Impureza

De acordo Plaut (2003), pelo fato de conduzirem a esfoliações e trincas, a presença de enxofre e fósforo nos aços é extremamente indesejável, salvo algumas aplicações de aços de maior resistência a baixo custo (aços refosforados) e aços para usinagem normalmente utilizados nas indústrias automotiva, moveleira e civil para confecção de chaves (exemplo: ligas 12L14, 11SMnPb30, 11SMn30). Com exceção destes aços, os valores máximos usuais estão entre 0,035% e 0,040% para o fósforo e enxofre respectivamente.

O silício, oriundo da prática de desoxidação do aço, pode originar inclusões indeformáveis sujeitas a trincas durante a deformação, o que diminui e estampabilidade.

Os elementos cromo, molibdênio e níquel aumentam a resistência mecânica diminuindo a estampabilidade.

A estampabilidade é pouco afetada no caso do cobre, para valores abaixo de 0,1%.

# 3.2.1.4.1.10. Composição Química

A composição química do aço afeta a curva CLC, a figura 3.25 ilustra a posição da CLC para diferentes tipos de aço.



**Figura 3.25:** Curvas CLC típicas para os aços: acalmado, microligado, alta resistência, IF, DP e TRIP (adaptado de Bleck,1995, Okita et. al., 1985 e Bleck et. al., 1998).

De modo geral, ocorre uma redução da CLC conforme o aço se torna mais complexo, em termos de elementos microligantes.

Conforme (Martins, 2012), a CLC do aço C80U modificado de espessura 1,5mm foi obtida, onde através dessa CLC verificam-se valores de  $\varepsilon_1$  entre 0,20 e 0,30 para deformações planares. No item 7.9 iremos abordar este aspecto em maiores detalhes.

### 3.2.1.4.1.11. Caminho/Trajetória da deformação

De acordo com Reyman (1990), nas últimas décadas, pesquisas experimentais na CLC tem sido concentradas no efeito das mudanças no caminho de deformação, especialmente mudanças radicais. Dois casos extremos de contorno para o aço parecem ser a curva superior, formada por tensão uniaxial seguida de tensão biaxial balanceada e a curva inferior formada por tensão biaxial balanceada seguida por tensão uniaxial. Estes múltiplos caminhos de deformação tem sido examinados por inúmeros estudiosos.

Usualmente se verifica uma relação constante entre a deformação maior e menor para deformações em um único estágio. Essa relação é do tipo quase-proporcional e pode ser verificado na figura 3.26:



Figura 3.26: Evolução do caminho/trajetória de deformação, segundo a linha E-A e J-A (adaptado de Hosford, 1999).

Durante processo de estampagem, podem haver variações no tipo de deformação em determinados pontos do material. Caminhos/trajetórias de deformação complexos e com mudanças repentinas são encontrados em etapas de deformações complexas, estudos realizados comprovam que esse fato gera mudança considerável na estampabilidade, com reflexo na CLC, de acordo com o caminho tomado conforme ilustra a figura 3.26 (Hosford, 1999).

Em peças estampadas, a relação entre as deformações pode ser descrita por  $\beta = \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2}$  de modo que  $\beta = 1$  para tração biaxial,  $\beta = 0$  para deformação plana,  $\beta$ varia de -0,5 a -1 para estampagem profunda e  $\beta = -2$  para compressão biaxial.

Estudos realizados por Flossdorf, conforme ilustrado na figura 3.27 evidenciam que mais de 80% das peças estampadas, falham em condições próximas da deformação planar ( $\beta = 0$ )



**Figura 3.27:** Resultado da análise de peças falhadas (carrocerias automotivas) (adaptado de Flossdorf).

A figura 3.28 mostra o efeito da pré-deformação e do caminho de deformação na CLC.



**Figura 3.28:** Efeito da pré-deformação e do caminho de deformação na CLC (a) (adaptado de Laukonis & Ghosh, 1978) e (b) (adaptado de Hasek & Lange, 1980).

Dessa forma, se uma operação de tração biaxial ( $\beta$ = 1) antecede uma de tração uniaxial, é possível verificar efeito deletério na posição da CLC, reduzindo seu nível (figura 3.28 (a) e figura 3.28 (b) trajetória A-E-F). Já quando uma deformação uniaxial é seguida de uma biaxial (Figura 3.28 (b) - trajetória A-C-D), verifica-se o aumento considerável no nível da CLC, todos comparados a trajetória "simples" A-B.

Em condições industriais, o caminho de deformação é fortemente influenciado por parâmetros como: força do prensa-chapas, raios do punção e matriz, lubrificação, tamanho do blank e das propriedades mecânicas do material.

Conforme Laukonis & Ghosh (1978) o valor de n biaxial é maior que n uniaxial, isso ocorre devido ao amolecimento do material "strain softening", quando o caminho de deformação é alterado de biaxial para uniaxial. Kleemola et. al. (1980). Quando da deformação biaxial, as discordâncias formam células mais estáveis se comparadas as células formadas em deformação uniaxial.

Para deformações em vários estágios, se a deformação biaxial é seguida da uniaxial em tração, a estrutura de células formadas no primeiro estágio diminui a capacidade de encruamento, gerando instabilidade plástica (trajetória A-E-F) Lu & Lee (1987)

# 3.2.1.4.1.12. Revestimentos

Chapas revestidas com produtos orgânicos ou inorgânicos tem sido cada vez mais solicitadas na indústria automobilística. Os revestimentos orgânicos de destaque são os revestimentos a base de chumbo e a base de zinco. Revestimentos do tipo Terneplate (Pb+8 a 12 % Sn+1 a 3% Sb - na faixa de 75 a 150 g/m2) aplicados de ambos os lados da chapa, apresentam melhoria na estampabilidade. Nhat & Arrieux (1995).

Os principais revestimentos a base a zinco são feitos por imersão (Galvannealing – tipo Extragal, Gavallia) Lu & Lee (1987), Galvalume (55% Al, Zn) Arrieux (1995), Galfan (5% Al, 0,1% terras raras, Zn), ou eletrolíticos, tais como o Zincrox (eletrolítico com adição de camadas Cr ~0,5g/m2 e de CrO4 ~0,04 g/m2).

Em análise efetuada por Rees & Power (1994) em chapas de 0,81mm zincadas a fogo, constatou-se que o zinco não afeta substancialmente a estampabilidade, embora possa haver propensão à solda a frio entre a camada de Zn e o ferramental.

Genericamente falando, o efeito deletério na estampabilidade está associado à tendência de trincas no revestimento sob tensão biaxial de tração/compressão, aumentando a probabilidade de separação entre o revestimento e o substrato o que ocasiona a descamação "flaking". Estudo realizado por Cooman et. al. (2002) salientou que nos revestimentos a base de zinco de elevada pureza, as trincas no revestimento de zinco durante a operação de estampagem estão relacionadas com a composição, encruamento, microestrutura, textura cristalográfica, adesão e o modo de deformação do revestimento. Tais trincas se iniciam para deformações que ainda estão dentro da zona segura da CLC da chapa base. Dessa forma a posição da CLC é alterada pelo "flaking limit" característico para cada tipo de revestimento. Sudoo et. al. (1980).

Revestimentos poliméricos como o polimetil meta acrilato ou PMMA também apresentam caráter lubrificante e tem melhorado a estampabilidade. Wiedemann (1980)

A redução no coeficiente de atrito demanda algumas modificações de processo, entre elas: necessidade de maior força do anti-rugas e mossas adicionais, diminuição do raio de curvatura e melhor polimento do ferramental.

Os revestimentos poliméricos são sensíveis a temperatura, dessa forma convém utilizar prensas hidráulicas com velocidade inferior a 30mm/seg. além de refrigeração do ferramental. A utilização de lubrificantes adicionais deve ser avaliada quanto a sua compatibilidade com o revestimento polimérico.

## 3.3. Textura Cristalográfica

De acordo com Rezende (2003), agregados policristalinos isentos de orientação preferencial são raramente encontrados tanto entre os materiais naturais como entre os materiais processados industrialmente. Rochas e minerais cristalinos freqüentemente desenvolvem textura durante sua solidificação ou durante suas metamorfoses. Fibras naturais e artificiais apresentam orientação de suas cadeias moleculares durante o crescimento ou manufatura.

Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou textura cristalográfica. Assim, a textura pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória.

Conforme Antenor (2011) a textura de uma chapa é representada da seguinte maneira:

{família de planos paralelos à superfície da chapa}<direção contida nestes planos paralela a direção de laminação>

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 onde os cristais que constituem os grãos de um material policristalino estejam orientados em uma orientação particular. Chin (1985), Cullity & Stock (2001) e Cahn (1991).

A textura cristalográfica é de suma importância pois se inter-relaciona com várias outras propriedades do material como: módulo de Young, resistividade, tenacidade, ductilidade, permeabilidade magnética, condutividade elétrica, expansão térmica e principalmente estampabilidade Randle & Engler (2000). A textura cristalográfica do material pode ser alterada de modo a se formar

orientações preferenciais em grande parte dos cristais, para isso utilizam-se diferenciados processos como deformação plástica, recozimento, solidificação e deposição de filmes.

O plano {*hkl*} e a direção <*uvw>* definem a textura de uma chapa. O plano {*hkl*} é paralelo ao plano da superfície da chapa e a direção <*uvw>* contida neste plano é paralela a 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 3.29 ilustra uma textura de cubo girado, {*001*}<*110>*, que podem ser encontrada em tiras de metais e ligas com estrutura CCC.



Figura 3.29: Textura (ou componente) {001}<110> em chapa (Reed-Hill ,1973).

A textura pode ser analisada como macrotextura, microtextura e mesotextura. A macrotextura considera, como população estatística simples, os grãos no policristal, sem levar em conta a localização espacial de qualquer grão ou a relação com seus vizinhos. De acordo com Serna (2002), a análise da macrotextura qualitativamente é realizada através da identificação dos pólos na figura de pólos, que pode ser levantada pelo mapeamento das intensidades de raios-X ou nêutrons difratados pela amostras.

A microtextura considera a orientação de cada grão da população, que está relacionada a uma ou mais características da microestrutura. A mesotextura considera as relações de orientação entre grãos, ou seja, a desorientação entre eles, ou geometria de contorno de grão. A figura 3.30 apresenta uma relação esquemática entre macrotextura, microtextura e mesotextura.



**Figura 3.30:** Diagrama esquemático ilustrando a relação entre macrotextura, microtextura e mesotextura. A macrotextura representa a orientação do grão da amostra, a microtextura representa a orientação do grão de uma área menor, neste caso quinze grãos com três diferentes categorias de orientações e a mesotextura onde, por exemplo, três contornos típicos são indicados (Godec & Jenko, 2000).

Conforme Herrera (2009), para que se tenha uma boa estampabilidade, é necessário que a textura de um material com estrutura CCC tenha seu plano {111} paralelo ao plano da chapa e aleatório, este tipo de textura é conhecido como fibra  $\gamma <111$ >//DN. A fibra  $\gamma$  ocorre ao longo de  $\varphi_1$  para valores constantes de  $\varphi_2 = 45^\circ$  e  $\phi = 55^\circ$ .

### 3.3.1. Determinação da textura cristalográfica

De acordo com Sereno (2006), a macrotextura pode ser determinada por difração de raio X, que permite uma análise global da textura. 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 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. Dessa forma é possível conhecer a rede cristalina e determinar a orientação de domínios cristalinos, com resolução espacial de até 50nm (Randle & Engler, 2000).

A macrotextura também pode ser avaliada com esta técnica, mas para ter equivalência com os dados de textura obtidos por raios-X, é necessária a realização de análise em várias áreas da amostra, a fim de obter informações de aproximadamente 2000 grãos. (Randle & Engler, 2000)

A técnica EBSD se baseia 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°, conforme ilustra a figura 3.31.



**Figura 3.31:** Posicionamento da amostra no MEV para obtenção dos padrões de Kikuchi. Costa (2006)

# 3.3.2. Representação da textura cristalográfica

Existem várias representações da textura cristalográfica, entre elas podemos destacar: difratogramas, figuras de polo 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 de 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 Date (ICDD). O difratograma não fornece informações sobre componentes de textura (apenas a intensidade relativa de alguns planos); Chin (1985)
- Figuras de polo diretas: A figura de polo é a forma mais tradicional e direta para de determinar a textura do material. De acordo com Antenor (2011), as figuras de polo são projeções estereográficas que mostram a distribuição de um determinado plano cristalográfico, em um sistema de coordenadas ajustado a amostra. A figura de pólo direta é uma projeção estereográfica que mostra a distribuição de densidade de polos cristalográfico 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 polo é então caracterizada pela interpretação das mesmas em termos da orientação cristalográfica {hkl}<uvw> (Cullity & Stock, 2001);

- Figuras de polo inversas: A figura de polo inversa utiliza a projeção estereográfica referida ao triedro cristalográfico. A figura de polo 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 Bunje (1969): 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}<uvw> e a fração volumétrica de cada orientação presente (Viana & Paula, 2003). As FDO's especificam a frequência e ocorrência de determinadas orientações {hkl}<uvw> em uma amostra do material. Esta probabilidade, numa amostra sem textura, é igual a 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, utilizando os ângulos φ<sub>1</sub>, φ e φ<sub>2</sub>, mostrados na figura 3.32:



**Figura 3.32:** Definição dos ângulos de Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ) conforme notação de Bunge (Bunge, 1969), com a indicação das DL = direção de laminação, DN = direção normal e DT = direção transversal.

De acordo com Souza Junior et. al. (2006), a função distribuição de orientação cristalográfica "FDOC" não é medida diretamente. É calculada a partir de figuras de pólos. A equação integral 3.4 representa a equação fundamental para o cálculo da FDOC:

$$P_{h}(y) = \frac{1}{2\pi} - \int_{0}^{2\pi} f(g) dy$$
 3.4

Onde:

 $P_h(y)$  é a intensidade da textura em diferentes ângulos

f(g) é a função da textura

Ainda conforme Souza Junior et. al. (2006), alguns desenvolvimentos matemáticos foram propostos para a solução da equação 3.4.

O método de séries tem como premissa básica que tanto figuras de polos, lado esquerdo da equação, quanto a função f(g), que representa a FDOC, podem ser aproximadas por uma expansão em séries.

# 3.4. Recozimento de esferoidização

A esferoidização é um processo de ajuste morfológico que se dá sob a ação da energia superficial, onde ocorre uma evolução microestrutural da perlita pelo mecanismo de coalecimento, com conseqüente formação de carbonetos globulares em uma matriz ferrítica. Partículas de cementita lamelar, presentes na perlita, têm uma área de superfície por unidade de volume de partícula muito grande, e portanto uma elevada energia interfacial. A fim de reduzir esta energia, as lamelas de cementita ou placas se quebram em pequenas partículas que eventualmente assumem forma esférica. Uma vez quebrada as lamelas, as menores partículas esféricas se dissolvem à custa do crescimento das maiores, novamente em função da redução da energia interfacial.

Pode-se demonstrar que a taxa de esferoidização está diretamente relacionada com a difusão do carbono na ferrita e que a mesma decresce com o crescimento do tamanho médio da partícula. Elementos de liga diminuem a taxa de difusão de carbono na ferrita (coeficiente de difusão) e portanto a taxa do processo de esferoidização. Se o aço conter elementos formadores de carbonetos, ocorre o mesmo efeito, reduzindo fortemente a taxa de esferoidização.

O processo de esferoidização de partículas de cementita presentes na perlita tem um efeito determinante no aumento da estampabilidade do material produzido, ou seja, quanto maior é o grau de esferoidização, menores serão as propriedades mecânicas (limites de resistência e escoamento) e maiores serão os valores de alongamento. Isso se explica devido a menor área de interface entre a cementita e a ferrita no material esferoidizado em comparação a estrutura composta de cementita lamelar onde a área de interface cementita/ferrita é maior o que leva a acúmulo de tensão na mesma durante os processos de conformação (Fagundes, 2006).

De acordo com Storojeva et. al. (2004), a morfologia globular da cementita traz alguns benefícios como alta tenacidade, boa conformação a frio e usinabilidade. Em alguns casos a tira laminada a frio deve passar por longos processos de recozimento garantindo elevado grau de esferoidização para se obter altas taxas de deformação a frio.

### 3.5. Fosfatização

## 3.5.1. Tipos de camadas fosfatizadas

De acordo com Wick & Veilleux (1985), Kuehner (1985), Rodzewich (1974), Rausch (1990), ISO 9717 (1990), BS 3189 (1991), existem três tipos de camadas fosfatizadas: fosfato de ferro II, fosfato de zinco e o fosfato de manganês. Entretanto esta é uma nomenclatura errônea, pois as camadas não são formadas exclusivamente por fosfato de ferro, zinco ou manganês conforme descrição abaixo:

- Camadas de fosfato de ferro podem ser constituídas de fosfato de ferro e óxido de ferro;
- Camadas de fosfato de zinco obtidas a partir de banhos só a base de fosfato diácido de zinco contêm fosfato de zinco (a hopeíta,

Zn3(PO4)2.4H2O) e fosfato duplo de ferro e zinco (a fosfofilita, Zn2Fe(PO4)2.4H2O);

- Camadas de fosfato de zinco podem ser obtidas a partir de banhos contendo sais de cálcio. Nestes casos, as camadas são constituídas de fosfato de zinco (a hopeíta, Zn3(PO4)2.4H2O), fosfato duplo de zinco e cálcio (scholzita, Zn2Ca(PO4)2.2H2O) e fosfato duplo de zinco e ferro (a fosfofilita, Zn2Fe(PO4)2.4H2O). Adicionando-se íons de cálcio o grão é refinado;
- Camadas de fosfato de zinco podem ser modificadas adicionando-se ao banho sais de níquel e manganês. Nestes casos, têm-se na camada fosfatos duplos do tipo Zn2Me(PO4)2.4H2O, onde Me representa níquel ou manganês sendo o zinco o principal constituinte da camada. A adição dos íons de níquel e manganês promove um refinamento de grão e um aumento da resistência à corrosão da camada fosfatizada. Este tipo de camada também é conhecida como fosfato de zinco tricátion. No caso de fosfatização de aço zincado, a presença de íons de níquel e manganês promove a modificação do fosfato de zinco formado (hopeíta modificada) tornando-a equivalente ao fosfato duplo de zinco e de ferro (fosfofilita) (Narayanan, 1996);
- Camadas de fosfato de manganês são constituídas de fosfato duplo de ferro e manganês (a hureaulita, (Mn,Fe)5H2(PO4)4.4H2O).

São encontradas outras nomenclaturas na literatura em língua inglesa, cada uma com razão específica, a saber: Murphy (1971), Freeman (1988):

- heavy phosphate: refere-se a camadas fosfatizadas grossas destinadas principalmente à proteção contra corrosão e à resistência ao atrito ou à abrasão, usadas em geral com óleos ou graxas. A tradução deste termo é fosfato pesado;
- iron phosphate, alkali metal phosphate ou lightweight iron ou non coating: referem-se a camadas fosfatizadas obtidas a partir de banhos de metais alcalinos ou de amônio e que são constituídas basicamente de óxido de ferro e fosfato de ferro. O termo lightweight iron tem sua origem no fato de que a partir dos banhos de metais alcalinos ou de amônio só são obtidas camadas finas e o termo non coating tem sua origem no fato de que os

íons de metais alcalinos ou os íons de amônio não participam na formação da camada. De modo a evitar qualquer equívoco a tradução é "fosfato de ferro obtido a partir de banhos de metais alcalinos ou de amônio", porém, em geral, a tradução é fosfato de ferro;

 true iron phosphate: refere-se a camadas fosfatizadas obtidas a partir de banhos contendo fosfato diácido ferroso e ácido fosfórico, banhos estes semelhantes aos banhos iniciais desenvolvidos em 1906 por Coslett (Vinotti, 2004). A tradução também, neste caso, seria fosfato de ferro. Porém, em caso de dúvida, pode-se mencionar o tipo de banho e traduzir da seguinte forma "fosfato de ferro obtido a partir de banhos contendo fosfato ferroso".

## 3.5.2. Aplicações das camadas fosfatizadas

Camadas de fosfato são usadas para uma variedade de aplicações, entre elas destacam-se: proteção contra corrosão, como base de pintura, aumento da resistência ao desgaste e como auxílio para deformação a frio dos aços (Ilaiyavel & Venkatesan ,2010).

A camada fosfatizada por si só não tem poder lubrificante, a lubrificação das camadas fosfatizadas advém da propriedade de retenção de óleos lubrificantes e sabão. Altas camadas de fosfato de manganês acrescidos de lubrificantes apropriados são mais comumente usados para aplicações onde existe o movimento relativo e consequente atrito entre superfícies metálicas servindo como redutor de atrito elevando dessa forma a vida útil da peça. A diminuição do desgaste de peças fosfatizadas também se dá devido à formação de barreiras não metálicas que separam a duas superfícies metálicas em contato e reduzem o risco de ataque e corrosão associados.

Uma combinação entre fosfato de zinco e um filme lubrificante previne arranhões na superfície do metal em operações de estampagem e diminui substancialmente a quantidade de produtos defeituosos (Ilaiyavel & Venkatesan, 2010).

De acordo com Narayanan (1992), as camadas fosfatizadas utilizadas com o intuito de auxiliar na conformação apresentam as seguintes características:

Atuam como redutores de atrito
- Aumentam a velocidade em operações de conformação
- Reduzem consumo de energia
- Aumentam a vida da ferramenta e dos punções

# 3.5.3. Morfologia da camada de fosfato

De acordo com Ferreira Filho (2007) no processo de fosfatização em linha contínua, após o devido tratamento superficial e lavagem para evitar contaminação dos tanques subsequentes, a formação dos cristais de fosfato ocorre em dois estágios: a nucleação do fosfato seguida de seu crescimento. Dessa forma o tamanho dos cristais dependerá da velocidade de nucleação e de crescimento dos cristais. A velocidade de nucleação está diretamente ligada ao número de sítios ativos presentes na superfície do substrato, pois nesses sítios serão formados os núcleos a partir dos quais o cristais se tocarem, dessa forma quando se tem poucos sítios para nucleação dos cristais há a formação de uma maior massa de revestimento, no caso da formação de muitos sítios de nucleação dos cristais, a massa de revestimento é menor conforme verifica-se na figura 3.33.



**Figura 3.33:** Representação esquemática da formação de cristais devido à persença de sítios ativos na superfície de um substrato. (Lorin, 1974)

A morfologia da camada de fosfato formada apresenta o aspecto ilustrado na figura 3.34:





# Aumento: 500X

Aumento: 2.000X

Figura 3.34: Camada de fosfato de zinco em tira de aço de baixo carbono - MEV. (Ferreira Filho, 2007)

De acordo com (Ilaiyavel & Venkatesan, 2010) a camada de fosfato apresenta a habilidade em reter óleo e sabão. Tal propriedade pode ser explicada devido à porosidade da camada que atua como uma esponja e auxilia a retenção de lubrificantes.

#### 3.5.4. Reações sequenciais

Quando um metal é imerso em um banho fosfatizante, tem-se um ataque ácido ao metal base, devido a presença de íons H<sup>+</sup> que compõem o banho. As equações que descrevem as reações químicas que iniciam o processo de fosfatização são apresentadas abaixo:

$$2H^{+}_{(aq)} + 2e \rightarrow H_{2(g)}$$

$$3.5$$

$$M_{(s)} \rightarrow M^{2+}_{(aq)} + 2e \qquad \qquad 3.6$$

Onde M representa o metal ativo do substrato metálico a ser fosfatizado e a concentração de H+ é obtida através da acidez livre presente no banho de fosfato.

Considerando uma solução fosfatizante constituída de ácido fosfórico diluído, há a seguinte reação:

$$M_{(s)} + 2H_3PO_{4(aq)} \rightarrow M(H_2PO_4)_{2(aq)} + H_{2(g)}$$
 3.7

Através das equações, é possível observar que o ácido fosfórico atua apenas como agente corrosivo, de modo a se formar um fosfato primário (solúvel) do metal ativo, também tem-se a formação de fosfatos secundários e terciários (insolúveis), que podem depositar-se na superfície do metal base (Gentil, 1987).

A reação de oxidação do metal ocorre nas regiões anódicas, o que causa o enriquecimento dessas regiões com íons de Fe<sup>2+</sup>. A reação de redução de íons de hidrogênio ocorre nas regiões catódicas, o que determina o aumento de pH da solução nestas regiões. Este conceito é amplamente aceito pelos pesquisadores que estudam os mecanismos de fosfatização (Panossian, 2007).

Para o caso de subtrato metálico de aço carbono, pode-se admitir as seguintes reações químicas:

$$Fe_{(s)} + 2H_3PO_{4(aq)} \rightarrow Fe^{2+}_{(aq)} + 2H_2PO_{4}^{-}_{(aq)} + H_{2(g)}$$
3.8

 $Fe^{2+}_{(aq)} + H_2PO_4^{-}_{(aq)} \leftrightarrow Fe(H_2PO_4)_{2(aq)}$  3.9

 $Fe(H_2PO_4)_{2(aq)} \leftrightarrow FeHPO_{4(aq)} + H_3PO_{4(aq)}$  3.10

 $3Fe(H_2PO_4)_{2(aq)} \leftrightarrow Fe_3(PO4)_{2(s)} + 4H_3PO_{4(aq)}$  3.11

$$3FeHPO_{4(aq)} \leftrightarrow Fe_{3}(PO4)_{2(aq)} + H_{3}PO_{4(aq)}$$

$$3.12$$

Os primeiros os primeiros núcleos de fosfato são formados nas regiões catódicas, devido ao aumento de pH. A solução fosfatizante é ácida com pH entre 1,5 e 3,0 e o pH deve ser elevado para valores entre 4 e 6 para que ocorra a precipitação da camada de fosfato (Lorin 1974), (Panossian & Santos 2007).

Com a reação do metal base com íons de  $H^+$  presentes em solução, há um consumo destes íons com consequente aumento de pH na interface. A princípio, haverá a formação de Fe<sub>3</sub>PO4, que é solúvel, para posteriormente (pH em torno de 4 a 5) formar-se o FeHPO4 que é insolúvel depositando-se na forma de cristais (Gentil ,1987).

No caso de fosfatização a base de zinco, tem-se:

$$Fe_{(s)} + 2H^{+}_{(aq)} \rightarrow Fe^{2+}_{(aq)} + H_2O_{(l)} + H_{2(g)}$$
 3.13

$$\operatorname{Fe}^{2+}_{(aq)} + \operatorname{HPO}_{4}^{2-}_{(aq)} \leftrightarrow \operatorname{FeH}(\operatorname{PO}_{4})_{(s)}$$
 3.14

$$3Zn^{2+}_{(aq)} + 2PO_4^{3-}_{(aq)} \leftrightarrow ZN_3(PO_4)_{2(s)}$$

$$3.15$$

Somando-se as equações 8, 9 e 10 tem-se:

## 3.5.5. Ensaios característicos da camada de fosfato

De acordo com Guerreiro (2009), as principais razões que justificam a necessidade de caracterização das camadas fosfatizadas são: controle de processo ou do produto e desenvolvimento do processo. O controle de processo é o mais comum, sendo neste caso, a camada de fosfato por unidade de área o parâmetro mais importante.

De acordo com Narayanan (2005), métodos para a avaliação da qualidade da camada fostatizada envolvem a determinação das características físicas bem como a performance em ambientes corrosivos. Kwiatkowski & Kozlowski (1987) revisaram os métodos para teste de camadas de fosfato conforme descrito a seguir. Abaixo estão relacionados os tipos de avaliação das características físicas da camada de fosfato.

- Verificação da aparência física: visualmente a camada de fosfato pode variar entre cinza claro a cinza escuro, dependendo do tipo de banho e do tipo de aço do substrato. Um arranhão na superfície fosfatizada deve clarear a região arranhada sem causar dano a camada.
- Determinação da espessura da camada e peso da camada: A espessura local das camadas fosfatizadas em aço são normalmente determinadas através de métodos magnéticos, eletromagnéticos e microscópicos. A média é expressa em g/m<sup>2</sup> ou mg/ft<sup>2</sup>. Métodos destrutivos para medição do peso de camada são largamente utilizados. Estes métodos envolvem a determinação das mudanças de peso da camada de uma amostra após dissolução da camada em um meio adequado, para tal, normalmente é utilizado ácido clorídrico concentrado contendo 20 g/l de trióxido de antimônio a temperatura ambiente. Outras soluções comumente usadas são 5% de ácido crômico a temperatura ambiente e 20% de hidróxido de sódio a 90 °C. A diferença de peso após remoção da camada é dividida pela área da superfície, em m<sup>2</sup>, onde a camada foi removida, de modo a obter o peso de camada em g/m<sup>2</sup>.
- Determinação da resistência a ácidos: É calculada como a diferença em peso por unidade de área do painel antes da fosfatização e depois removendo-se o revestimento, é expresso em g/m<sup>2</sup>.
- Teste das propriedades físicas: O valor de absorção e higroscopicidade são parâmetros importantes relacionados com as propriedades físicas das camadas de fosfato. A medição do valor de absorção das camadas fosfatizadas envolvem a medição do ganho em peso por unidade de área quando submetida a imersão em álcool diacetona por dois minutos deixando-se escorrer o excesso por três minutos. O ganho em peso dos painéis fosfatados, quando submetidos a atmosfera úmida em recipiente

fechado a temperatura ambiente por seis horas dá a higroscopicidade do revestimento.

- Estimativa da porosidade: A estimativa da porosidade das camadas de fosfato envolvem métodos químicos e eletroquímicos. O método químico (indicador Ferroxil) foi baseado na formação de manchas azuis (Azul de Prussia) em um filtro de papel embebido em ferricianeto de potássio cloreto de sódio – mistura gelatinosa quando aplicada sobre a superfície fosfatada por um minuto. O número de pontos azuis por centímetro quadrado dá uma medida da porosidade do revestimento. A determinação pelo método eletroquímico foi baseada na medição da redução da densidade de corrente do oxigênio quando imerso em ar saturado com solução de hidróxido de sódio (pH 12). O valor de densidade de corrente medido a -550mV, onde a redução do oxigênio é a reação dominante nas regiões sem revestimento, revelando a porosidade do revestimento. O teste Ferroxyl e o teste eletroquímico são usados em escala industrial para avaliar a porosidade do aço fosfatizado, entretanto o método Ferroxyl é qualitativo e não tão efetivo na distinção de porosidade em painéis fosfatados usando diferentes banhos, já o método eletroquímico é bem mais confiável apesar de sua simplicidade de operação e rapidez nas medições de porosidade.
- Determinação de estabilidade térmica e química: A estabilidade térmica da camada é frequentemente determinada através do cálculo da porcentagem de perda em peso quanto painéis fosfatados são secos a temperaturas de 120 e 180 °C. A estabilidade alcalina da camada é muito importante ao passo que determina a efetividade da camada de fosfato como uma base para acabamento eletroforético catódico. Isso é determinado através do cálculo da porcentagem de camada residual quando imerso em meio alcalino. A imersão em solução de hidróxido de sódio é recomendada para testar a estabilidade alcalina.
- Avaliação da morfologia da superfície: A morfologia da superfície de camadas fosfatizadas é normalmente avaliada pelo microscópio eletrônico

de varredura (MEV), esta técnica revela características distintas da estrutura do cristal, tamanho dos grãos, cobertura da camada e uniformidade, além de parâmetros que determinam a performance da camada.

 Determinação da relação P: A relação P é normalmente determinada pela medição da intensidade de planos característicos do constituinte cristalito da camada de fosfato. No caso de camadas de fosfato de zinco, o qual consiste essencialmente de hopeíta (Zn<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>.4H<sub>2</sub>O) e fosfolita (Zn<sub>2</sub>Fe(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>.4H<sub>2</sub>O), a relação P é definida como:

$$'relaçãoP' = \frac{P}{P+H}$$
 3.17

Onde P é a intensidade dos planos característicos da fosfolita e H é a intensidade dos planos característicos da hopeíta.

 Medições de adesividade: O método laboratorial padronizado para estimativa da adesão é o teste de descamação, que envolve a determinação da extensão da adesão em determinadas áreas usando uma fita adesiva sensível a pressão. Normalmente a adesão é realizada em estado seco e será considerada boa desde que dependa principalmente da falha coesiva do filme de tinta.

A adesão úmida é de suma importância e é normalmente determinada após sujeição de painéis pintados ao tratamento de imersão em água deionizada a 45 °C por 240 horas. Dependendo da extensão do descamamento, uma classificação será feita entre 0 e 5B conforme ASTM D 3359-87.

#### 3.5.6. Influência da camada na estampabilidade

De acordo com Santos (2010), durante o processo de estampagem devese dimensionar a camada de fosfato de tal forma que ao final da conformação ainda exista camada de fosfato sobre a superfície submetida à deformação, tal cuidado visa evitar o contato metal/metal. Neste trabalho foram conduzidos estudos tribológicos utilizando-se equipamento laboratorial convencional do tipo esfera sobre disco que resultou em um coeficiente de atrito ( $\mu$ ) de 0,5 para aços de baixo e alto carbono sem camada fosfatizada. Já para os mesmos materiais com revestimento de fosfato de zinco, os ensaios de esfera sobre disco resultaram em um coeficiente de atrito de 0,20 comprovando o poder lubrificante do revestimento de fosfato de zinco.

Segundo Ferreira Filho (2007), testes de embutimento Erichsen foram conduzidos em amostras de aço de baixo carbono para estampagem profunda. A altura do punção no teste Erichsen para tira não revestida foi de 8mm ao passo que para a mesma tira com revestimento de fosfato de zinco o valor foi de 8,7mm.

Testes em escala industrial foram realizados onde verificou-se a necessidade de polimento das ferramentas a cada 30.000 peças estampadas com tiras de aço sem revestimento, já com tiras revestidas com fosfato de zinco houve a necessidade de polimento das ferramentas a cada 130.000 peças apresentando um rendimento 4,3 vezes superior.

#### 3.6. Rugosidade - Parâmetros 2D

#### 3.6.1. Rugosidades Ra e Rz

De acordo com Tayer (2011), sob o ponto de vista funcional, a rugosidade tem uma importância estritamente relacionada com a aplicação do produto, influenciando nas propriedades ópticas, mecânicas, elétricas e magnéticas, porém não existe ainda uma teoria generalizada que explica a influência da rugosidade superficial sobre os fenômenos físicos.

Uma análise detalhada de uma superfície, por mais perfeita que pareça ser a olho nu, mostra que existe uma série de imperfeições que podem ser observadas e mensuráveis com instrumentos comuns de medição como micrômetros e relógios comparadores (erros macrogeométricos) ou ainda medidos com instrumentos especiais (erros microgeométricos), sendo este último conhecido como rugosidade superficial.

Um perfil de rugosidade consiste de um componente de alta frequência (a rugosidade propriamente dita) e dois componentes de baixa frequência (ondulações e erros de forma), sendo essa diferenciação essencialmente uma questão de escala de medição. O primeiro grupo de parâmetros são aqueles relacionados à amplitude, por exemplo, rugosidade Ra, Rz, Rt, Ry, Rp e Rv, dentre outros. Os parâmetros de espaçamento mais comuns são curvatura de pico e curvatura de vale, e inclinação.

#### 3.6.2. Rugosidade Ra

Conforme Tayer (2011), a rugosidade Ra é a média aritmética dos valores absolutos dos desvios do perfil (Yi) a partir da linha média como mostra a figura 3.35. As medidas de rugosidade Ra são tomadas porque é o parâmetro de medição mais utilizado e aplicável a maioria dos processos de fabricação e quase todos os equipamentos de medição apresentam este parâmetro.



Figura 3.35: Rugosidade média Ra. Tayer (2011)

#### 3.6.3. Rugosidade Rz

Tayer (2011) explica que a Rugosidade Rz, é a média aritmética dos 5 valores de rugosidade parcial, sendo a definição de rugosidade parcial (Zi), a forma dos valores absolutos das ordenadas dos pontos de maior afastamento, acima e abaixo da linha média, existentes dentro de um percurso de amostragem como mostra a Figura 3.36. Dá-se o nome de máxima média pico vale (Ry), o máximo valor de Zi em todos os percursos de amostragem e denomina-se rugosidade média (Rz), a média aritmética dos valores Zi's.



Figura 3.36: Rugosidade média Rz. Tayer (2011)

#### 3.6.4. Densidade de pico (Pc)

De acordo com norma ANSI/ASME B46.1-2002, Pc é a densidade de picos ao longo do perfil. Esse parâmetro determina o número de picos por unidade de comprimento. Um pico para o cálculo de Pc é definido quando o perfil intercepta consecutivamente um nível limite inferior e superior fixado em uma altura acima e profundidade abaixo da linha média, igual a Ra para o perfil que está sendo analisado.



**Figura 3.37:** O gráfico de contorno (A) mostra a linha através do centro sobre o perfil (B) é selecionado para determinar Pc (Nunes, 2013).

A aplicação mais usual para o parâmetro Pc é a informação da densidade de picos em picos/mm ao longo de uma dada direção. Aplicações que envolvem superfícies revestidas ou quando há uma questão de vazamento ou retenção de líquido, pode-se fazer uso do parâmetro Pc para se otimizar o design da textura superficial.

#### 3.6.5. Curva de Abbott-Firestone

De acordo com Ripa et. al. (2003), uma função chamada de curva da relação de apoio, ou a curva Abbott-Firestone ou ainda curva da área de apoio, é definida por um perfil normalizado internacionalmente. A normalização internacional inclui essa curva entre os parâmetros relativos da rugosidade e os parâmetros referentes a irregularidades do perfil. Dispositivos digitais para medição de rugosidade automaticamente plotam essa curva. Uma das vantagens do estudo de superfícies com a ajuda da curva de Abbott-Firestone é que a curva poderia simular efeitos de desgaste sendo usada como parâmetro para liberação da ferramenta para produção em massa (running-in process). Essa curva dá informação sobre o material e os volumes fechados caracterizando a topografia da superfície e auxilia na definição e uso funcional de parâmetros em análises 3D. Dong (1998) e Stamboliska (1999).

A análise funcional de superfícies com relação ao perfil do comprimento de apoio foi iniciada em 1933 por Abbott e Firestone. Três parâmetros foram extraídos da curva Abbott-Firestone. A rugosidade de picos foi definida como o intervalo de alturas compreendido entre 2 e 25% do comprimento de apoio enquanto que a média e vale da rugosidade foi definida de modo a cobrir 25 a 75% e 75 a 98% do comprimento de apoio respectivamente.

Conforme Ripa et. al. (2003), existem três zonas similares as dadas na norma DIN 4776: A primeira zona de pico "peak zone", a segunda zona de núcleo "core zone" e a terceira zona de vale "void zone", a segunda zona está relacionada com a capacidade de retenção de líquidos na superfície e esta relação que auxilia na lubrificação durante estampagem do material.

De acordo com Nunes (2013) a tabela 3.2 resume os parâmetros de rugosidade 2D e 3D.

					Standard
	Symbol	Parameter Name	unity	Standard (Torm and definitions)	(Measurement
	Symbol		unity	Standard (Term and demnitons)	procedure)
2D			Peaks / cm	ANSI/ASME B46.1-2002 "Surface Texture (Surface Roughness,	SEP 1940
	Pc	Peak Density		Waviness and Lay)," American Society of Mechanical Engineers, 2002.	
	Ra	Average Roughness	μm	ISO 4287:1997 "Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface	
	Rq	Root Mean Square Roughness	μm	texture: Profile method - Terms, definitions and surface texture	
	Rz	Average Maximum Height of the Surface	μm	parameters"	
3D	Sa	Average Roughness	μm	ISO 25178-2:2009 "Geometrical product specifications (GPS) – Surface texture: Areal Part 2 Terms, definitions and surface texture parameters.	ISO 25178- 3:2009 "Geometrical product specifications (GPS) – Surface texture: Areal Part 3 Specification operators.
	Sq	Root Mean Square Roughness	μm		
	Sp	Maximum Peak Height	μm		
	Spc	Arithmetic mean peak curvature	1/µm		
	Spd	Density of peaks	1000 / mm <sup>2</sup>		
	Sz	Maximum Height of Surface	μm		
	Sk	Core Roughness Depth	μm		
	Smr2	Peak Valley Portion	%		
	Sha	Mean hill area	mm <sup>2</sup>		
	Vv	Void Volume	mm <sup>3</sup> / mm <sup>2</sup>		
	Vw	Dale Void Volume	ml / m <sup>2</sup>		
	Vvc	Core Void Volume	ml / m <sup>2</sup>		
	Vmp	Peak Material Volume	ml / m <sup>2</sup>		
	Vmc	Core Material Volume	ml/m <sup>2</sup>		
	aclm	Maximum closed void area ratio	%	M. Geiger, U. Engel, M. Pfestorf - New developments for the qualification of technical surfaces in forming processes-Annals of the CIRP vol.46/1/1997, pp.171-174, 1997.	ftechnical 74 1997
	Vcl	Closed void volume	$mm^3/m^2$		
	Cclm	Distance from highest peak to αclm	μm		н, тоот.

#### Tabela 3.2: Resumo dos parâmetros de rugosidade 2D e 3D. Nunes (2013)

# 3.7. Rugosidade - Parâmetros 3D

# 3.7.1. Vv(mr) (Void Volume)

O Vv (void volume) ou volume vazio é o volume de espaço delimitado pela textura da superfície de um plano a uma altura correspondente a um valor de "mr" escolhido para o vale mais baixo. "mr" pode ser definido como qualquer valor entre 0 e 100%.

# 3.7.2. $Vv_0$ ou $Vv_c$ (Core Void Volume)

O volume vazio do núcleo, é o volume do espaço limitado pela textura em alturas que correspondem aos valores da relação de material de "p" e "q". O valor padrão para "p" é de 10% e o valor padrão para "q" é de 80%.

#### 4. Resumo da literatura

Para a produção e caracterização do aço estudado verifica-se relevância dos itens que abordam o assunto "Textura cristalográfica", "Principais ensaios de estampabilidade" e "Recozimento de esferoidização" detalhados nos itens 3.3, 3.2.1 e 3.4 respectivamente.

Para os ensaios de conformação, importância especial deve ser dada aos itens que detalham o processo de levantamento de curva CLC através do método Nakazima, itens 3.2.1.4 e 3.2.1.3 respectivamente.

Não menos importante, os itens 3.5, 3.6 e 3.7 que tratam do processo de fosfatização, parâmetros de rugosidade 2D e 3D respectivamente, devido sua importância no atrito durante conformação.

Também foram caracterizadas as microdurezas dos materiais após conformação, apesar deste assunto não ter sido detalhado na revisão bibliográfica.

Com a revisão realizada, delinearam-se os testes para caracterização da liga C80U modificada e comparação da conformação da mesma com e sem a presença de fosfato de zinco.

# 5. Metodologia

Partindo-se de uma material C80U modificado relaminado, esferoidizado com e sem revestimento de fosfato de zinco e sem tratamento térmico de endurecimeto coletaram-se amostras para análise de conformação (ensaio Nakazima) sem lubrificante adicional, bem como caracterização geral (microestrutura, textura cristalográfica, rugosidade 2D/3D, estrutura/espessura de camada e propriedades mecânicas)

#### 5.1. Processo de relaminação

A figura 5.1 se faz necessária para melhor entendimento da sequência de processo de relaminação realizado na Brasmetal Waelzholz onde está destacado pelas setas em vermelho a sequência de processos do material estudado, partindo-se bobina laminada a quente, e pelas setas em verde os pontos de coleta das amostras analisadas.



Figura 5.1: Fluxo de processo de laminação a frio.

Para este estudo, foram utilizadas amostras retiradas de lote de produção de aço C80U modificado laminado a quente e fornecido na espessura de 2,65mm e largura de 450mm com posterior processo de decapagem em solução aquosa de 18% de ácido clorídrico (HCI) a 75°C, a linha de decapagem está ilustrada conforme figura 5.2.



Figura 5.2: Linha de Decapagem.

Após decapagem foi aplicado processo de laminação a frio (laminação de desbaste) em laminador "quádruo" reversível conforme figura 5.3, com uma redução de aproximadamente 30% partindo de uma espessura 2,65mm de acordo com a seguinte sequência de passes de laminação: 2,30; 2,05; 1,85mm. Após laminação de desbaste, o material foi submetido a tratamento térmico de recozimento em caixa em forno industrial com atmosfera protetora de 100% de H<sub>2</sub> de alta convecção, tecnologia também conhecida como HICON, conforme figura 5.4 a 740°C por 8h e posteriormente resfriado para 700°C permanecendo a essa temperatura por mais 7h sendo novamente laminado a frio no mesmo equipamento com espessura de partida de 1,85mm para a espessura final de 1,52mm (redução de aproximadamente 18%) e novamente recozido no mesmo equipamento a 710°C por 13h sendo utilizado novo passe de laminação denominado de "skin pass" com uma porcentagem de redução de 1,3% para espessura final de aproximadamente 1,50mm.



Figura 5.3: Laminador quádruo reversível.



Figura 5.4: Equipamento de recozimento em caixa.

#### 5.2. Processo de fosfatização

Após processo de laminação de desbaste, recozimento e laminação de acabamento, o material foi fosfatizado em linha de revestimento contínuo conforme figura 5.5.



Figura 5.5: Linha de Revestimento Eletrolítico.

Na linha de revestimento, o material passou por um pré-tratamento em tanque de desengraxe por imersão com produto a base de soda cáustica com concentração entre 50 e 70 g/L e temperatura ambiente, após desengraxe o material passou por lavagem com água corrente e posteriormente sofreu leve decapagem e ativação com solução de 2 a 3% de ácido sulfúrico (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) para posteriormente ser refinado com produto a base de sal de titânio e fosfatizado com fosfato de zinco Zn<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> aplicado por imersão a uma temperatura entre 60 e 80°C e concentração aproximada (acidez total 35 a 55 pontos; acidez livre 3,5 a 5,5 pontos; acelerador 0,20 a 0,40 g/L) para obtenção de uma camada de 1,5 a 3 g/m<sup>2</sup>, sendo posteriormente lavado com água corrente e aplicado o estearato de sódio de modo a formar uma relação aproximada de 0,20g/m2 de estearato de sódio - NaC<sub>18</sub>H<sub>35</sub>CO<sub>2</sub> e 0,30g/m2 de estearato de zinco - Zn(C<sub>18</sub>H<sub>35</sub>O<sub>2</sub>)<sub>2</sub>, de

acordo com as equações químicas sequenciais conforme mencionado no item 3.5.4. Após revestimento o material passa por resistências (infravermelho) a uma temperatura aproximada de 60°C ficando a superfície da tira a uma temperatura de aproximadamente de 50°C para secar a umidade proveniente do processo de revestimento.

A figura 5.6 ilustra a disposição dos equipamentos da linha de revestimento utilizada no material analisado.



Figura 5.6: Disposição dos equipamentos da linha de revestimento eletrolítico

# 6. Materiais e Métodos: Descrição

# 6.1. Composição Química

A análise de composição química foi realizada na Brasmetal em amostra no estado laminado a quente em espectrofotômetro de emissão óptica do fabricante Spectrolab conforme figura 6.1.



Figura 6.1: Espectrofotômetro de absorção óptica.

# 6.2. Propriedades Mecânicas e Anisotropia

As propriedades mecânicas e anisotropia plástica foram obtidas conforme normas NBR 6673:1981 e ASTM E517:2010 respectivamente, ensaios foram realizados na Brasmetal com três corpos de prova retirados do material no estado relaminado e recozido. O primeiro paralelamente ao sentido de laminação, o segundo inclinado a 45º do sentido de laminação e o terceiro transversal ao sentido de laminação. Tanto a estampagem quanto preparação dos corpos de prova foram feitos em máquinas dedicadas conforme figuras 6.2 e 6.3.



Figura 6.2: Prensa para estampagem de corpo de prova para ensaio de tração.



Figura 6.3: Lixadeira para preparação do corpo de prova para ensaio de tração.

As dimensões do corpo de prova de tração estão exemplificadas na figura 6.4 e foram definidas conforme norma ABNT NBR 6673-1981 Produtos planos de aço: determinação das propriedades mecânicas a tração (método de ensaio). Os ensaios de tração e anisotropia foram realizados em amostra do material laminado a quente com espessura aproximada de 2,65mm e após processo de laminação a frio com posterior esferoidização e laminação final "skin pass" com espessura de aproximadamente 1,50mm.



Conforme NBR 6673/ Dimensões em mm

Figura 6.4: Geometria do corpo de prova para ensaio de tração (NBR 6673: 1981)

Os ensaios foram realizados em máquina de tração Zwick modelo Z250 equipada com garras hidráulicas e extensômetros conforme figura 6.5.



Figura 6.5: Máquina para ensaio de tração.

A partir do ensaio de tração determinou-se os valores de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento total, coeficiente de encruamento (n) e coeficiente de anisotropia plástica normal (r).

Os valores do coeficiente de encruamento foram determinados para deformações entre 8% e 12% também conhecida como alongamento de deformação uniforme. Os valores obtidos através da regressão da equação 3.2 de Hollomon.

#### 6.3. Microestrutura e Nível de Inclusões

Para análise da microestrutura e nível de inclusões, realizadas na Brasmetal, uma amostra laminada a quente e outra após processo de laminação a frio foram retiradas para visualização da estrutura no sentido de laminação conforme ilustra a figura 6.6.



Figura 6.6: Ilustração da amostragem para avaliação do nível de inclusões

O embutimento do corpo de prova para análise metalográfica foi feito com o auxílio de equipamento modelo Techpress 2 da marca Allied High Tech Products Inc. conforme ilustrado abaixo na figura 6.7.



Figura 6.7: Equipamento para embutimento de corpo de prova de metalografia.

Após o embutimento, os corpos de prova de metalografia foram lixados com uma cinta de lixa grana 60 microns conforme figura 6.8.



Figura 6.8: Lixadeira para preparação de corpo de prova de metalografia.

O polimento foi realizado em politriz modelo DP-10 (Panambra; Struers) conforme figura 6.9 utilizando-se disco abrasivo de grana 220 microns e posteriormente, foi realizado acabamento com disco abrasivo de grana 800 microns.



Figura 6.9: Politriz para preparação de corpo de prova de metalografia.

Foi realizada análise de inclusões em microscópio da marca Leica com aumento de 100x sem nenhum ataque no corpo de prova embutido. Para análise de microestrutura o mesmo corpo de prova foi atacado com reagente nital com concentração de 3% durante aproximadamente 5 segundos sendo o ataque posteriormente interrompido com utilização de álcool etílico. A microestrutura da amostra foi avaliada no mesmo microscópio com aumento de 1000 vezes.

## 6.4. Textura cristalográfica

Para a análise de textura, realizada no Ipen, foram retirados cinco corpos de prova sem preparação adicional ou lixamento superficial com as dimensões conforme figura 6.10.



Figura 6.10: Ilustração da amostragem para avaliação da textura cristalográfica

A condição das amostras retiradas são detalhadas abaixo:

1 – Amostra do material no estado laminado a quente

2 – Amostra do material no estado relaminado e esferoirizado (conforme descrito no item 5.1)

3 – Amostra do ponto de estricção de corpo de prova de deformação planar (conforme figura 6.11) ensaiado conforme área em vermelho indicada na figura 6.12.



Figura 6.11: Desenho ilustrando dimensões do corpo de prova de deformação planar



Figura 6.12: Ilustração do ponto de amostragem para análise de textura em amostra de deformação planar tracionada

4 – Amostra da região de estricção para teste Nakazima em amostra com
120mm de largura com fosfato conforme área em vermelho indicada na figura
6.13:



Figura 6.13: Ilustração do ponto de amostragem para análise de textura em amostra de 120mm de largura conformada pelo método Nakazima

5 – Amostra da região de estricção para teste Nakazima em amostra com
120mm de largura sem fosfato conforme área em vermelho indicada na figura
6.13.

A medição de textura foi feita em difratômetro de raio X (DRX) da marca Rigaku conforme figura 6.14 e foi realizada na superfície das amostras.

Apesar da textura ser mais representativa a meia espessura, as análises foram feitas na superfície devido dificuldade na preparação das amostras conformadas.



Figura 6.14: Equipamento de difração de raio X para análise de textura.

# 6.5. Medição de rugosidade 2D e 3D

Foram medidas as rugosidades 2D e 3D em 4 amostras conforme detalhado abaixo:

- 1. Amostra relaminada a esferoidizada plana revestida com fosfato;
- 2. Amostra relaminada a esferoidizada plana sem revestimento de fosfato;
- Amostra relaminada a esferoidizada de 120mm de largura conformada pelo método Nakazima com revestimento de fosfato;
- 4. Amostra relaminada a esferoidizada de 120mm de largura conformada pelo método Nakazima sem o revestimento de fosfato.

Para as amostras conformadas foi escolhida a largura de 120mm devido maior interação com o punção. O ponto aproximado de medição da rugosidade nas amostras conformadas está destacado pela seta em vermelho na figura 6.15.



Figura 6.15: Ilustração do ponto de amostragem para análise de textura em amostra de deformação planar tracionada

A medição de rugosidade foi feita em equipamento modelo CCI MP do fabricante Taylor Robson no laboratório de fenômenos de superfície (LFS) do departamento de Engenharia Mecânica da USP conforme figura 6.16.



Figura 6.16: Equipamento utilizado para medição de rugosidade 2D e 3D.

Foi utilizada luz verde entre 45 e 55% com lente de aumento de 20 vezes e altura de foco de 4,7mm máximo. A área de amostragem foi de 0,7396mm<sup>2</sup> e

resolução de 1024x1024 pixels. O ensaio foi feito seguindo-se as seguintes etapas:

- 1 Posicionamento da amostra com a superfície de medição voltada para a lente;
- 2 Escolha do tipo de luz, no caso luz verde;
- 3 Posicionamento da lente para ajuste de foco;
- 4 Coleta de dados da superfície de teste;
- 5 Utilização de filtros para descarte dos campos não medidos.

#### 6.6. Caracterização das fases do metal e estrutura do fosfato

Foi realizada análise na empresa INA (Grupo Schaeffler) para avaliação da microestrutura do metal base e avaliação da estrutura do revestimento de fosfato com o auxílio de microscópio eletrônico de varredura Inspect S do fabricante FEI Company com software EDS integrado conforme figura 6.17 (maiores informações ver anexo 6).



Figura 6.17: Microscópio eletrônico de varredura (MEV) com EDS integrado para análise da microestrutura e estrutura do fosfato

A análise foi feita em amostras do material laminado a quente para avaliação da microestrutura e composição das fases, após processo de relaminação e esferoidização para avaliação do grau de esferoidização e composição das fases e amostra do material após processo de revestimento para avaliação da estrutura e fases da camada fosfatizada.

As amostras foram imersas em recipiente contendo água dentro de um equipamento que dispõe de ultrassom para limpeza.

A seção transversal das amostras foi polida para avaliação da estrutura e fases do material e avaliação das fases ao longo da espessura do fosfato. Também foi analisada a estrutura do fosfato com vista normal a superfície da chapa revestida.

#### 6.7. Gramatura da camada do fosfato

A camada de fosfato foi avaliada pelo método gravimétrico, que é a determinação da massa média depositada por unidade de área através da remoção da camada fosfatizada utilizando-se solução desplacante de hidróxido de sódio a uma concentração de 400 g/L e temperatura ambiente. Uma amostra, geralmente de 10cm x 10cm, é pesada antes da remoção da camada e após a remoção da camada e a diferença de peso é dividida pela soma da área das duas superfícies da amostra sendo posteriormente dividida por dois para determinação da espessura de camada em uma superfície em massa/área, ou no caso g/m2.

### 6.8. Ensaio Nakazima

Para os testes de conformação pelo método Nakazima foram retiradas 6 amostras do mesmo aço (C80U modificado e esferoidizado) de cada uma das larguras conforme figura 6.18.



Figura 6.18: Dimensões das amostras conformadas pelo método Nakazima

Com o auxílio de gravador eletroquímico da marca Tecnigrav modelo RB-200, tela com malha para gravação e líquido de gravação da marca RSM (eletrólito em solução com elementos inorgânicos – cloretos + agente sequestrante, tensoativo e água destilada), foram gravados círculos de diâmetro de 2mm na superfície externa do domo, ou seja, superfície sem o contato com o punção, em todas as amostras antes da conformação. A figura 6.19 mostra o gravador eletrolítico bem como a amostra com a malha já gravada.



**Figura 6.19:** Gravador eletroquímico e amostra gravada para análise das deformações principais após conformação pelo método Nakazima.

Três amostras de cada largura foram conformadas com a presença do fosfato de zinco + sabão em contato com o punção. Outras três amostras das mesmas larguras tiveram seu revestimento de fosfato de zinco + sabão removidos na região de contato com o punção através da utilização de uma solução de hidróxido de sódio com concentração de 400g/L. Todas as amostras foram conformadas sem utilização de óleo lubrificante.

A conformação das amostras para o levantamento da curva CLC foi feita em equipamento cedido pela Faculdade de Tecnologia da Termomecânica, da marca Erichsen, modelo 142-20 conforme figura 6.20, com controle de força do prensa chapa e velocidade do punção. Este equipamento também tem sensores que indicam o curso e força no punção. As conformações foram feitas com os seguintes parâmetros de ensaio: velocidade do punção de 10 mm/minuto e força do prensa chapas de 40 kN.



Figura 6.20: Equipamento Erichsen para conformação pelo método Nakazima

O ferramental para o ensaio Nakazima é composto por um conjunto de placas e punção, sua escolha deve levar em conta a espessura da chapa e o tipo de ensaio a ser realizado. O ferramental é montado no porta ferramentas e o sistema é fechado para início da conformação. O punção é esférico e tem diâmetro de 50mm, a figura 6.21 exemplifica o projeto da ferramenta da máquina Erichsen.





Figura 6.21: Detalhe do conjunto do ferramental e do porta ferramenta

Foram medidos altura e força máxima do punção, que foi parado através de acionamento manual após início de afinamento de parede localizado, avaliado

visualmente nas amostras teste conforme indicado pela seta em vermelho da figura 6.22.



Figura 6.22: Ilustração do ponto de estricção nas amostras conformadas

Em alguns casos o avanço do punção é interrompido automaticamente através de controles que detectam a queda abrupta da força no punção, que é um indicativo de afinamento de parede localizado, entretanto não foi possível utilizar este método por problemas na comunicação entre os sensores de queda de pressão e o software de gerenciamento da conformação.

Foram capturadas imagens da superfície da amostra deformada e processadas no software AutoCAD® para melhor visualização das deformações ocorridas na malha gravada para, dessa forma possibilitar as medições destas deformações com maior precisão. Os círculos adjacentes a região de deformação localizada foram avaliados conforme indicado na figura 6.23 (Plaut, 2003).

Para a medição dos diâmetros principais da malha gravada nos corpos de prova sem a perda de referência e escala, foi realizada a captura da imagem com um dispositivo, composto por uma câmera fotográfica digital, haste magnética, desempeno em aço e escala de medição, conforme pode ser visto na figura 6.23.



Figura 6.23: Dispositivo para captura dos diâmetros principais e detalhe da imagem capturada

Círculos analisados acima e abaixo da

O comprimento (W) e largura (H) medidos nos círculos deformados após a conformação dos corpos de prova foram tomados de acordo com a figura 6.24.



Figura 6.24: Tomada dos diâmetros principais

Para cada corpo de prova conformado foram medidos os valores dos diâmetros principais (H e W) nas elipses acima e abaixo do ponto de trinca e/ou estricção.

Foram utilizados os valores dos diâmetros principais encontrados para o cálculo das deformações principais  $\varepsilon_1$  e  $\varepsilon_2$ , para tal usou-se as equações 6.1 e 6.2 (Metals Handbook, 1988)

$$\varepsilon_1 = Ln * \left(\frac{W}{2}\right); \tag{6.1}$$

$$\varepsilon_2 = Ln^* \left(\frac{H}{2}\right). \tag{6.2}$$

O denominador 2 das equações 6.1 e 6.2 refere-se ao diâmetro inicial do círculo impresso, ou seja, antes do processo de conformação.

Após calculados os valores das deformações principais, os mesmos foram plotados em um gráfico com eixo das abcissas  $\varepsilon_2$  e eixo da ordenadas  $\varepsilon_1$ , obtendo-se dessa forma a curva CLC do material C80U modificado esferoidizado.

# 6.9. Análise de espessura e dureza ao longo do domo

Realizadas as conformações das amostras pelo método Nakazima, foram escolhidas duas delas com largura de 101mm indicadas com a letra B com e sem fosfato conforme identificado nos itens anexos 11.3 e 11.4.

As amostras foram cortadas ao meio e identificou-se cinco pontos relativos a região em contato com o punção e um ponto externo a região de deformação (espessura do blank) conforme identificado na figura 6.25.



Figura 6.25: Exemplo do corte da amostra e das regiões indicadas para medição de espessura após a conformação.
Foram tomadas as espessuras dos pontos ilustrados com a utilização de um micrometro de ponta esférica, onde a ponta esférica foi posicionada no lado interno do domo e a ponta plana do lado externo do domo de modo a minimizar o erro de medição devido forma da amostra.

Nas mesmas amostras foram retirados trechos próximos aos pontos de estricção, embutidos em baquelite, lixados e polidos para medição de microdureza na seção transversal, utilizou-se uma carga de 0,5 kgf e as durezas foram tomadas a meia espessura no extremo das amostras voltado para o domo (setas vermelhas) e no ponto de estricção identificado pelo círculo conforme mostra a figura 6.26. As amostras foram identificadas como 1 – amostra sem fosfato e 2 – amostra com fosfato. Foram medidos três pontos de dureza de cada região e calculada a dureza média.



Figura 6.26: Região transversal ao trecho de estricção das amostras 1 e 2.

Adicionalmente foram medidos 3 pontos de dureza superficial com carga de 10kgf (HV10) e calculada a média de dureza Vickers na amostra plana antes da conformação.

## 7. Materiais e Métodos: Resultados

#### 7.1. Composição química

Os resultados de composição química encontram-se na tabela 7.1:

Tabela 7.1: Resultados de composição química

	С	Si	Mn	Р	S	Cr
C80U modificado	0,77	0,134	0,34	0,011	0,0014	0,42

Possível verificar valores de composição química coerentes com as especificações do aço C80U modificado.

#### 7.2. Propriedades Mecânicas e Anisotropia

Ensaio de tração realizado em amostra do material relaminado e esferoidizado apresentaram os resultados conforme destacado na figura 7.1 e tabela 7.2:



Figura 7.1: Gráfico de tração

Tabela 7.2:	Propriedades	mecânicas	no	sentido	de	laminação,	а	45	graus	do	sentido	de
laminação e	a 90 graus do s	sentido de la	mina	ação								

N	r mm	Nr.rolo	Int./Ext./Meio	Posição	L.R. N/mm²	L.E N/mm²	RE	Al(80) %	A5,65 %	A <sub>11,3</sub> %	r-value	rm	r	dr	n	nm	E-Mod. N/mm²	K N/mm²
1	1,486	1	Ext.	0°	527,13	402,45	0,76	25,90	38,06	28,84	0,85	0,99	0,85	0,11	0,129	0,13	186392,4	781,48
											0,85 0,86							
2	1,482	1	Ext.	45°	530,91	413,32	0,78	25,11	36,93	27,99	0,92 0,93		0,93		0,128		190349,3	784,55
											0,94							
	1,486	1	Ext.	90°	533,65	412,28	0,77	24,49	35,99	27,27	1,24 1,23 1,23		1,23		0,130		204134,1	792,60

A partir dos resultados encontrados foi possível construir o gráfico de tensão-deformação real conforme figura 7.2, e a partir daí calcular os valores de K e n referentes ao material ensaiado:



Figura 7.2: Curva tensão-deformação real.

Os valores da constante K e de n encontrados na curva tensãodeformação real foram de 781,06 MPa e 0,1367 respectivamente, corroborando os resultados calculados por software na direção de laminação "Posição 0°" (n = 0,129 e K = 781,48 MPa) conforme tabela 7.2.

#### 7.3. Microestrutura (MO)

Na figura 7.3 é possível verificar a microestrutura do material laminado a quente (a) e após processo de esferoidização (b). Conforme DIN SEP 1520 constatou-se nível de esferoidização de 100% através de análise comparativa. Para esta análise foi utilizado o reagente nital em uma concentração de 3%:



**Figura 7.3:** Microestruturas do material laminado a quente (a) e relaminado e esferoidizado (b). Aumento de 1000x com ataque Nital 3%

Na amostra laminada a quente é possível observar perlita fina.

Na amostra coalecida e relaminada é possível constatar a presença de estrutura 100% esferoidizada aproximando-se da figura número 2.5 conforme norma SEP 1520 através de análise comparativa para aumento de 1000x. Verifica-se também distribuição uniforme dos carbonetos na amostra esferoidizada.

#### 7.4. Nível de inclusões (MO)

Análise adicional foi realizada para classificação do nível de inclusão conforme norma NM88:2000 onde constatou-se inclusão do tipo D (óxido globular), nível 1 e série fina (D1F) por análise comparativa conforme figura 7.4.



Figura 7.4: Nível de inclusão da amostra teste. Aumento 100x sem ataque

Para o processo de conformação é importante que as inclusões estejam em menor quantidade possível e que as mesmas apresentem preferencialmente morfologia globular conforme observado na análise realizada na amostra teste, isso se explica pois, fraturas dúcteis nucleiam, crescem e se associam a partir de vazios microscópicos que geralmente iniciam-se em partículas de segunda fase ou inclusões, além da trinca seguir as inclusões não metálicas onde, no caso de inclusões globulares, o avanço da trinca é dificultado (Anderson, 1995).

#### 7.5. Textura Cristalográfica

Os resultados da análise de textura na superfície podem ser observados nas figuras 7.5, 7.6, 7.7, 7.8 e 7.9 para as amostras do aço plano laminado a quente, relaminado e esferoidizado, relaminado e esferoidizado (ponto de estricção do corpo de prova de deformação planar), relaminado e esferoidizado do ponto de estricção de corpo de prova Nakazima conformado com fosfato, relaminado e esferoidizado do ponto de estricção do corpo de ponto de estricção de corpo de prova Nakazima conformado com fosfato, relaminado e esferoidizado do ponto de estricção de corpo de prova Nakazima conformado sem fosfato, respectivamente. O restante das análises encontram-se no anexo 5 conforme sequência numérica adotada no item 6.4:



Figura 7.5: ODF's da amostra laminada a quente.



Figura 7.6: ODF's referente a amostra relaminada a esferoidizada.





**Figura 7.8**: ODF´s referente a amostra relaminada a esferoidizada do ponto de estricção de corpo de prova Nakazima conformado com fosfato.



**Figura 7.9:** ODF's referente a amostra relaminada a esferoidizada do ponto de estricção de corpo de prova nakazima conformado sem fosfato.

Possível verificar, através da análise das ODF's que, com exceção da amostra laminada a quente, todas as amostras apresentaram maior intensidade de fibra  $\alpha$  e baixa/média intensidade de fibra  $\gamma'$ , conforme verificado nas figuras 7.6, 7.7, 7.8 e 7.9 na posição  $\phi_2 = 45^{\circ}$ , nenhuma das amostras apresentou intensidade elevada na fibra  $\gamma$ . Foi constatado na amostra laminada a quente maior intensidade de fibra  $\gamma$  denotando maior facilidade na estampagem se considerada somente a textura cristalográfica da amostra e desconsiderando-se qualquer outro fator que auxilie na estapagem como estrutura e propriedades mecânicas.

Dessa forma verifica-se que o material relaminado e esferoirizado não apresenta textura ideal para conformação (elevada fibra  $\gamma$ ), entretanto pequena intensidade de fibra  $\gamma$  auxilia ligeiramente o processo de conformação.

Os resultados de rugosidade 2D e 3D bem como a curva de Abbott Firestone encontram-se no anexo 1 e foram realizados em 4 amostras conforme listado abaixo:

- 1. Amostra plana sem revestimento de fosfato
- 2. Amostra plana revestida com fosfato;
- Amostra de 120mm de largura conformada pelo método Nakazima sem o revestimento de fosfato.
- Amostra de 120mm de largura conformada pelo método Nakazima com revestimento de fosfato;

De modo a facilitar a análise foram tabelados os valores de rugosidade 2D para os parâmetros Rz e Rt e os valores de rugosidade 3D para os parâmetros Vv e VV0, onde os resultados encontram-se na tabela 7.3:

		2D		3D				
	Ra (microns)	Rz (microns)	Rt (microns)	Vv (microns <sup>3</sup> /microns <sup>2</sup> )	VV <sub>0</sub> (microns <sup>3</sup> /microns <sup>2</sup> )			
Amostra plana sem fosfato	0,193	1,84	2,34	0,2212	0,1335			
Amostra conformada sem fosfato	0,0960	0,9759	1,324	0,1358	0,09408			
Amostra plana com fosfato	0,171	1,754	2,263	0,2976	0,2506			
Amostra conformada com fosfato	0,167	1,324	1,653	0,2176	0,05278			

Tabela 7.3	: Resultados	de rugosidade	2D e 3D
------------	--------------	---------------	---------

### 7.7. Microconstituinte observados nas micrografias (ME)



Foi realizado MEV na amostra laminada a quente conforme figura 7.10:

**Figura 7.10:** Microscopia eletrônica de Varredura na amostra laminada a quente. Aumento de 10.000x

Como previsto, na figura 7.10 é possível constatar estrutura lamelar onde foi realizada análise de EDS para verificação dos microconstituintes conforme figuras 7.11 e 7.12:



Figura 7.11: EDS no ponto de cementita lamelar da amostra laminada a quente



Figura 7.12: EDS na matriz da amostra laminada a quente.

Na figura 7.11 pode-se verificar na região de lamela a presença dos elementos carbono e ferro devido se tratar de pontos de carboneto de ferro lamelares presentes na perlita.

Na figura 7.12 pode-se verificar a presença dos elementos ferro, cromo e carbono devido se tratar de pontos de ferrita presentes na matriz.

Também foi realizada análise do material após processo de esferoidização conforme figura 7.13:



**Figura 7.13:** Microscopia eletrônica de Varredura na amostra relaminada e esferoidizada. Aumento de 10.000x

Como previsto, é possível constatar estrutura esferoidizada onde foi realizada análise de EDS para verificação dos microconstituintes conforme figuras 7.14 e 7.15:



Figura 7.14: EDS na região de cementita esferoidizada da amostra relaminada e esferoidizada.



Figura 7.15: EDS na matriz ferrítica da amostra relaminada e esferoidizada.

Na figura 7.14 pode-se verificar, na região de carboneto, a presença dos elementos carbono, ferro, cromo e manganês.

Na figura 7.15 pode-se verificar a presença dos elementos ferro e cromo na região da matriz.

Regiões de carboneto de ferro e de cromo, são regiões de elevada dureza impondo dificuldade extra ao processo de conformação, pois normalmente estão relacionados com pontos de nucleação de microtrincas que se propagam quando aplicadas elevadas deformações.

Regiões de matriz ferrítica são mais maleáveis e com melhor capacidade de deformação se comparadas com os carbonetos.

Na análise de EDS dos carbonetos foi verificado pico do elemento Manganês onde acredita-se ser oriundo de alguma inclusão próxima, uma vez que o Manganês não se combina com o Carbono para formação de carbonetos.

O restante dos elementos encontrados na matriz ferritica e nos carbonetos estão de acordo com o esperado.

#### 7.8. Fosfato

#### 7.8.1. Estrutura do fosfato

Na figura 7.16 é possível verificar a morfologia da camada de fostato aplicada no material testado:



Figura 7.16: Morfologia da estrutura de fosfato de zinco. Aumento de 3000x.

#### 7.8.2. Gramatura da camada fosfatizada

Foi realizada analise para avaliação da gramatura da camada de fosfato em 3 amostras do mesmo lote de produção sendo encontrado valor médio conforme tabela 7.4:

 Tabela 7.4: Resultados da gramatura média da camada de fosfato encontrada no lote de produção.

	Fosfato (g/m <sup>2</sup> )
Amostra	1,81 +/- 0,02

#### 7.8.3. EDS da camada fosfatizada

Através de análise de EDS foram avaliados os constituintes da camada de fosfato para as regiões A, B e C identificadas na figura 7.17:



**Figura 7.17:** Pontos de análise de EDS para avaliação dos microconstituintes presentes na camada de fosfato.



Figura 7.18: Análise de EDS no ponto A para avaliação dos microconstituintes presentes na camada de fosfato.



**Figura 7.19:** Análise de EDS no ponto B para avaliação dos microconstituintes presentes na camada de fosfato.



Figura 7.20: Análise de EDS no ponto C para avaliação dos microconstituintes presentes na camada de fosfato.

Verifica-se no EDS do ponto A (figura 7.18) baixa detecção dos elementos químicos, ressaltando-se somente os elementos Ferro e Manganês onde acreditase que trata-se de uma falha na camada onde somente os elementos da matriz metálica foram detectados em maior intensidade. Já no EDS do ponto B (figura 7.19) houve uma maior detecção dos elementos Oxigênio, Fósforo e Zinco, elementos estes presentes no revestimento. O EDS do ponto C (figura 7.20) foi o que apresentou maior detecção dos elementos Zinco, Fósforo e Oxigênio confirmando dessa forma a presença de revestimento de fosfato de zinco na superfície do metal base.

Em geral a camada de fosfato apresentou bom recobrimento da superfície. A estrutura da camada apresentou uma malha considerada fina com espessura de camada de 1,81 g/m<sup>2</sup>.

#### 7.9. CLC através do ensaio Nakazima

Com a metodologia descrita no item 6.8, dados de deformações principais foram coletados conforme tabelas anexas (item 11.2) sendo possível realizar esboço da CLC para o material C80U modificado esferoidizado com e sem revestimento de fosfato conforme segue nas figuras 7.21 e 7.22:



Figura 7.21: Pontos de deformações principais levantados com a conformação dos corpos de prova com fosfato.



Figura 7.22: Pontos de deformações principais levantados com a conformação dos corpos de prova sem fosfato.

É possível notar que as amostras conformadas sem a presença de fosfato apresentaram maior dispersão nos pontos plotados no gráfico e menores deformações principais se comparados com os pontos plotados no gráfico do material conformado com o revestimento de fosfato. Podemos associar que isso se deve ao fato de haver maior atrito superficial entre as amostras sem o revestimento e o punção, provocando maior diferença na deformação das peças e, por consequência, maior dispersão nos pontos bem como menores deformações principais.

Todos os dados de deformações principais coletados bem como as fotos das deformações principais medidas nas amostras conformadas encontram-se no anexo 2.

Importante comentar que para as amostras conformadas com larguras de 56 e 64mm, associadas ao lado de  $\varepsilon_2$  negativo (tração-compressão) apresentaram ruptura na base e, por esse motivo, tiveram de ser descartadas do teste.

Destaca-se principalmente a maior homogeneidade nos pontos plotados na curva levantada com a amostra revestida com fosfato de zinco em comparação com a amostra sem o revestimento, além da sensível elevação da curva CLC levantada com a conformação das amostras revestidas.

Verifica-se boa aproximação das CLC's levantadas com a CLC do aço C80U modificado encontrada na literatura e apresentado no anexo 7.

#### 7.10. Deslocamento do Punção

Com os valores de deslocamento do punção coletados para a conformação do material com e sem o revestimento de fosfato, foi possível elaborar os gráficos 7.23 e 7.24:



Figura 7.23: Curso do punção na conformação das amostras com fosfato



Figura 7.24: Curso do punção na conformação das amostras sem fosfato

É possível verificar que, em geral, os deslocamentos do punção quando da conformação do material com fosfato foram maiores considerando-se todos os ensaios válidos, enquanto que os deslocamentos do punção durante conformação do material sem fosfato foram menores comprovando a melhora na conformabilidade das amostras com fosfato se comparada com as amostras sem fosfato. Isso se dá devido ao menor atrito durante a conformação das amostras com o revestimento de fosfato, elevando dessa forma o deslocamento do punção para o material com revestimento de fosfato.

#### 7.11. Forças no Punção

De acordo com a metodologia explicada no item 6.8, com os valores de força no punção coletados para a conformação das amostras com e sem o revestimento de fosfato, foi possível elaborar os gráficos 7.25 e 7.26:



Figura 7.25: Medidas de força no punção para amostras conformadas com fosfato.



Figura 7.26: Medidas de força no punção para amostras conformadas sem fosfato.

É possível verificar que, em geral, as forças no punção quando da conformação do material com fosfato foram maiores considerando-se todos os ensaios válidos, enquanto que as forças no punção durante conformação do material sem fosfato foram menores. Isso se dá ao fato de os deslocamentos do punção serem maiores conforme verificado no item anterior, o que elevou o grau de encruamento do material com fosfato, elevando dessa forma a força no punção.

Todos os valores válidos coletados encontram-se no anexo 3.

Destacam-se principalmente a maior força e curso do punção para as amostras conformadas com fosfato em comparação as amostras sem o revestimento, esse fato justifica a utilização do fosfato como redutor de atrito na estampagem, principalmente em processos de conformação severa.

#### 7.12. Espessura e microdureza ao longo do domo

Conforme procedimento descrito no item 6.9, foram feitos os testes de espessura e microdureza onde os resultados encontram-se nas tabelas 7.5 e 7.6 respectivamente:

	Pontos de tomada de espessura em mm								
	1	2	3	5	4	6			
Amostra 101B sem fosfato	1,51	1,01	1,02	1,24	0,95	1,1			
Amostra 101B com fosfato	1,5	0,95	0,98	1,17	0,9	1,02			

Tabela 7.5: Espessuras medidas na seção transversal das amostras conformadas.

 Tabela 7.6: Microdurezas medidas na seção transversal das amostras conformadas e dureza inicial das amostras

	Média das durezas							
	amostra plana (HV10)	extremo do domo (HV0,5)	ponto de estricção (HV0,5)					
1 - amostra sem fosfato	165	202	242					
2 - amostra com fosfato		227	256					

Possível verificar que, comparativamente, a espessura ficou mais baixa e a microdureza encontrada foi maior no material conformado com fosfato. Aprofundamento da discussão será feito no item 8.8.

#### 8. Discussões

#### 8.1. Microestrutura

Através das análises de microestrutura das amostras antes e após processo de esferoidização foi possível constatar a evolução microestrutural com o processo empregado onde, partindo-se de um material laminado a quente com estrutura lamelar, atingiu-se esferoidização 100% conforme análise comparativa da norma SEP 1520, tal estrutura promove a redução das propriedades mecânicas facilitando dessa forma a estampagem do material, minimizando a incidência de trincas durante a conformação da peça. O resultado encontrado está de acordo com o informado por Fagundes (2006).

#### 8.2. Textura

Com exceção da amostra laminada a quente, que apresentou média intensidade de fibra  $\gamma$ , todas as outras amostras não apresentaram fibra  $\gamma$ , sendo prejudicial para a estampabilidade da peça conforme relatado por Herrera (2009). Entretanto tais amostras apresentaram intensidades médias de fibra  $\gamma'$ , <223>//DN, com a {223}<110>, {223}<472> e {223}<142>, característica de materiais baixo carbono laminados a frio e, por ser uma variante da fibra  $\gamma$ , a fibra

 $\gamma'$  auxilia na estampagem, entretanto maiores informações devem ser coletadas sobre o material a ser conformado, pois tanto as propriedades mecânicas quando a estrutura metalográfica tem um papel importante na avaliação da estampabilidade de um material não podendo ser analisada somente a textura.

#### 8.3. Morfologia do Fosfato

Através dos resultados encontrados observa-se melhor conformação nas amostras revestidas com fosfato de zinco e sabão, neste caso a camada de fosfato tem relevante papel, pois impede o contato metal/metal além de reter o sabão devido sua morfologia porosa como observado por Ilaiyavel & Venkatesan, 2010.

# 8.4. Rugosidade Superficial

Através dos resultados de rugosidade encontrados foi possível verificar menor alteração na rugosidade Ra na superfície do material revestido com fosfato, isso se dá ao fato do fosfato atuar como redutor de atrito conforme observado por Narayanan (1992) e llayiavel (2010), reduzindo dessa forma as marcas na superfície do material conformado com revestimento de fosfato se for comparado com a conformação de uma amostra com as mesmas características, porém sem o revestimento de fosfato.

#### 8.5. Deslocamento do Punção

Comparando-se os resultados de deslocamento do punção até o início da estricção, foi possível constatar um deslocamento sistematicamente maior no material conformado com revestimento de fosfato se for comparado com o deslocamento verificado no material conformado sem o revestimento de fosfato, este fato deve-se a redução no atrito promovido pela camada de fosfato, uma vez que o material conformado pertencia ao mesmo lote de produção e os parâmetros utilizados na conformação também foram os mesmos, este fato corrobora as observações feitas por Narayanan (1992) e llayiavel (2010) consagrando o fosfato como excelente lubrificante e redutor de atrito durante processos de conformação.

#### 8.6. Força no Punção

Comparando-se os resultados encontrados de força máxima no punção até início da estricção, pode-se verificar uma força sistematicamente maior no material conformado com revestimento de fosfato se for comparado com a força verificada no material conformado sem o revestimento de fosfato. Acredita-se que estes resultados sejam devido a maior deformação na amostra conformada com revestimento de fosfato promovendo maior encruamento da mesma e, por consequência, maior elevação de sua dureza, uma vez que o deslocamento no punção até a ruptura da amostra foi maior. Este fato foi confirmado através dos resultados dos ensaios de espessura e microdureza ao longo da calota conformada, tais ensaios serão discutidos adiante.

## 8.7. Levantamento da CLC

Foi possível verificar pontos da CLC para as amostras de material C80U modificado com e sem o revestimento de fosfato, entretanto devido a dificuldades na conformação de amostras mais estreitas (larguras abaixo de 72mm), verificouse a maioria dos pontos válidos do lado de estiramento da curva (lado traçãotração), pois do lado de estampagem profunda (lado tração-compressão) as amostras apresentaram estricção em sua base e não no topo do domo, invalidando os resultados de deformações principais. Entretanto, com os resultados encontrados do lado de estiramento da curva, foi possível constatar uma elevação na curva CLC quando da conformação da amostra com revestimento de fosfato em comparação a curva CLC da amostra conformada sem o revestimento de fosfato. Os resultados encontrados estão de acordo com a literatura verificada, uma vez que Graf & Hosford (1993) constataram que, com a ausência de lubrificante, o caminho de deformação tende a se deslocar em direção do eixo  $\mathcal{E}_1$ , região de deformação planar, reduzindo dessa forma a posição da CLC.

#### 8.8. Espessura e microdureza ao longo do domo

Através dos resultados encontrados pode-se notar que a amostra conformada sem revestimento de fosfato, apresentou perfil de espessura no domo maior se comparada a amostra conformada com revestimento de fosfato.

O resultado de microdureza da amostra conformada sem o fosfato indicou dureza média de 202 HV e 242 HV no extremo do domo e no ponto de estricção respectivamente, ao passo que as durezas médias da amostra conformada com fosfato foram de 227 HV e 256 HV nas respectivas regiões.

Ambos os fatores explicam tanto a maior força quanto maior altura no punção quando da conformação do material com revestimento de fosfato, houve maior aumento da dureza devido ao maior encruamento comprovado pela maior redução de espessura em comparação ao material sem revestimento de fosfato. Esse fato pode ser explicado devido a significativa redução no atrito promovida pelo revestimento de fosfato conforme comprovado por Santos (2010) em testes pin on disk e Ferreira Filho (2007) em testes de embutimento.

Com os resultados auferidos conclui-se que o revestimento de fosfato auxilia na distribuição de deformações e isso se deve aos resultados de dureza mais altos e de espessuras mais baixas no domo da amostra conformada com fosfato em comparação a amostra sem o fosfato.

# 9. CONCLUSÕES

Através dos ensaios e testes conduzidos no material foi possível concluir:

- A presença de revestimento de fosfato com adição de sabão promove elevação da curva CLC através da redução do atrito e por evitar o contato metal/metal;
- A presença de fosfato minimiza alterações da rugosidade Ra se comparada a rugosidade antes e após conformação com e sem a presença de fosfato;
- Houve aumento sistemático no deslocamento do punção ao final do processo de conformação da amostra fosfatizada se comparada com a conformação da amostra sem o revestimento de fosfato;
- Houve aumento sistemático na força do punção ao final do processo de conformação da amostra fosfatizada se comparada com a conformação da amostra sem o revestimento de fosfato;
- A textura cristalográfica do material após relaminação e esferoidização não apresentou fibra γ, não sendo ideal para estampagem se considerada somente a textura cristalográfica, entretanto apresentou fibra γ em intensidade média, auxiliando ligeiramente no processo de estampagem.
- A textura cristalográfica da amostra no estado laminado a quente apresentou média intensidade de fibra γ, que seria benéfico ao processo de conformação. Entretanto a microestrutura do material laminado a quente (perlita lamelar) não é indicada para conformações severas;
- Com o processo empregado de relaminação e esferoidização foi possível obter esferoidização de 100% conforme figura 2.5 da norma SEP 1520;
- O revestimento de fosfato auxilia na distribuição de deformações, pois verificou-se maior microdureza e menor perfil de espessura na amostra conformada com fosfato em comparação com a amostra conformada sem fosfato.

# 10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Anderson, T.L., Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, 2nd ed., CRC Press, 1995.

Andersson, A., **Use of FE-analysis in predicting and verifying the design of an automotive component forming process**, Report TMMV-1044, Ph.D. Thesis, Division of Production and Materials Engineering, Lund University, Sweden, 2001.

Antenor, J. P. M. – Estudo da Evolução da Textura Cristalográfica em Alumínio Comercialmente Puro Processado por Extrusão Angular em Canal (EAC), Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2011, p.13.

Arrieux, R. – **Determination and use of the forming limit stress diagrams in sheet metal forming** J. Mat. Proc. Tech., v.53, 1995, p. 47-56.

Bleck, W.; Deng, Z.; Papamantellos, K.; Gusek, C. O. – **A comparative study** of the forming-limit diagram models for sheet steels, J. Mat. Proc.Tech., v.83, 1998, p. 223-230.

Bleck, W. – Anforderungen an Karrosseriewerkstoffe, Stahl & Eisen, v.115, n.4, 1995, p. 55-63.

Bunge, H.J. - Mathematical methods of texture analysis. Akademie Verlag, Berlin, 1969.

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 Cartwright, D.; Drake, P.R. & Godwin, M.J. - **Ironmaking and Steelmaking**, v.25, n. 2, 1998, p. 131-135

Chan, K. S. – Effects of plastic anisotropy and yield surface shape on sheet metal stretchability. Met. Trans., v. 16A, apr. 1985, p. 629-639

Chan, S. M.; Chan, L. C.; Lee, T. C. – **Tailor-welded blanks of different thickness ratios effects on forming limit diagrams**, J. Mat. Proc. Tech. v.132, 2003, p. 95-101

Chapentier, P. L. - Influence of punch curvature on the stretching limits of sheet steel, Met. Trans., v.6A, ago., 1975, p. 1665-1669.

Chiaverini, V., **Tecnologia Mecânica vol. II 2<sup>a</sup> Edição,** Editora McGraw Hill. 1986, p. 104-119

Chiaverini, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 4ed. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1983.

Chin, G.Y. **Textured Structures.** In: Metal Handbook. 9 ed, Metals Park, Ohio, ASM, 1985, V.9, p.700-705

Cullity, B.D.; Stock, S.R. Elements of X-Ray diffraction. 3ed. Upper Saddle River, NJ, Prentice Hall, 2001. p.402-433

Cooman, B. V.; DeWitt, K.; Wichern, C. M. – Influence of AI, Si and P on the kinetics of intercritical annealing of TRIP- aided steels: thermodynamical prediction and experimental verification, Steel Research, v.73, n.11, 2002, p. 498-507

Costa, A. L. N. - FORMAÇÃO DA TEXTURA DE RECRISTALIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS AISI 430A E 430E – Dissertação de Mestrado – Instituto Militar de Engenharia, 2006, p. 46 Costa, H. B.; Mira F. M. - Apostila da disciplina de Conformação Mecânica de Metais – Conformação de Chapas; Florianópolis; 1987.

Dieter, G. E. Mechanical metallurgy. 4ed. McGraw-Hill 1996.

Dong, W. P. et al. - Comprehensive study of parameters for characterising three-dimensional surface topography. III: Parameters for characterising amplitude and some functional properties, Wear, 178 (1-2), 1994, p. 29-43.

Dowson, D. & Hamrock, B. J. – **History of Ball Bearings** – NASA Technical Memorandum 81689, 1981, p 3-4.

Dry, D.; Hughes, D.; Owen, R. - **Methods of assessing influence of weld properties on formability of laser welded tailored blanks.** Ironmaking and Steelmaking, v.28, n.2, 2001, p.89-95.

Embury, J. D.& Sachdev, A. K. - Formability and Metallurgical Structure, Met. Soc., USA, 1987, p. 101-116.

Fagundes, E. J. - Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de
Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050 –
Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de Minas Gerais, 2006, p. 910.

Ferrarini, J. L. – Caracterização de Materiais para o Processo de
Estampagem - Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2004.

Flossdorf, F. J.; Freier, K.; Drewes, E. J., Stahl & Eisen , v.115, n.4, p. 85-93.

Freeman, D. B. - **Phospating and metal pre-treatment**. 1st ed. New York : Industrial Press, 1988, p. 229.

Fromentin, S.; Martiny, M.; et al. – **Finite element simulations of sheet-metal forming processes for planar-anisotropic materials,** Int. J. Mech. Sci., v. 43, 2001, p. 1833-1852.

Gentil, V. Corrosão. 3a e. Rio de Janeiro, R.J.: LTC, 1987, p. 319-384.

Ghosch, A. K. & Hecker, S.S. – Failure in thin sheets stretched over rigid punches, Met.Trans., v. 6A, 1975, p. 1065-1074.

Ghosh, A K. & Hecker, S. S. – Stretching Limits in Sheet Metals: In Plane Versus Out-of-Plane Deformation, Met. Trans., v. 5, 1974, p. 2161-2164.

Godec, M. & Jenko, M. - **PRESENTATION METHODS OF TEXTURES MEASUREMENTS** – Institute Metals and Technology, 2000, p.360.

Goodwin, G.M., **Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop**, SAE Paper no. 680093, 1968.

Graf, A. F.; Hosford W. F. - Calculations of forming limit, Met.Trans., v. 24A, 1993, p. 2497-2501.

Green, D. E. & Black, K. C., A Visual Technique to Determine the Forming Limit for Sheet Materials, SAE, 2002.

Guerreiro, M. A. V. – **Avaliação do Processo de Fosfatização** – Trabalho de Diplomação, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009, p. 29.

Guida, R. B. – **Conformação dos Aços Inoxidáveis –** Cadernos da Assistência Técnica (Acesita) 2004, p. 1-3.

Hasek, V.; Lange, K. - Wirtsch. Z. Ind. Fertig., v.70, 1980, p. 575-580.

Herrera, C.; Lima, N. B.; Filho, A. F.; Plaut, R. L. & Padilha, A. F. - **Texture** and mechanical properties evolution of a deep drawing medium carbon steel during cold rolling and subsequent recrystallization - Journal of Materials Processing Technology, 2009.

Holmberg S., Enquist B., Thilderkvist P., **Evaluation of Sheet Metal Formability by Tensile Tests.** Journal of Materials Processing Technology, 2004, p. 72–83.

Hosford, W. F.; Caddell, R. M. - Metal Forming:Mechanics and Metallurgy, cap.14, Prentice Hall, USA, 1983, p.276.

Hosford, W. F.; Duncan, J. L. – **Sheet Metal Forming: A Review**, JOM, nov., 1999, p. 39-44

Hutchinson, W. B. – Mat. Sci. Forum, v.157-162, 1994, p. 1917-1928.

Ilaiyavel, S; Venkatesan, A. - **STUDY ON PHOSPHATE CONVERSION COATING ON WEAR RESISTANCE APPLICATIONS – A REVIEW** - Journal of Engineering Research and Studies JERS/Vol. I, 2010, p.1-4.

Keeler, S.P. & Brazier, W. G. - **Microalloying-75 Proceedings**, Union Carbide Corp., 1977, p. 517-530.

Keeler, S. P. – **Determination of forming limits automotive stamping**, SAE Int. 650535, Sheet Met. Ind., vol. 42, 1965, p.683-691.

Keeler, S. P. and Backofen, W. A., "Plastic Instability and Fracture in Sheets Stretched Over Rigid Punches", ASM Trans. Quarterly, 56, (March 1964), p.25-48 Kleemola, H. J., Kumpulainen, J. O., and Ranta-EskoJa, A. J., **"Factors Influencing the Forming Limits of Sheet Metais"**, Proceedings of the 11lh Biennial Congress of the IDDRG, Memoires Scientifiques Revue Metallurgie, No. 3 (March 1980), p. 403-413.

Kobayashi, S.; Oh, S.I. & Altan, T.; **Metal Forming and the Finite-Element Method.** 1 ed., New York, Oxford University Press, 1989.

Kuehner, M. A. - **Phosphate conversion coatings.** Metal Finishing. v.83, n.8, 1985, p. 15-18.

Kwiatkowski, L. & Kozlowski, A. - **Testing of Metallic and Inorganic Coatings** - American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1987, p. 272.

Lange, K. - Handbook of Metal Forming, v.2, cap. 18, McGraw-Hill, 1985

Laukonis, J. V.; Ghosh, A. – Effects of strain path changes on the formability of sheet metals, Met. Trans., v. 9 A, 1978, p. 1849-1856.

Lee, B. H.; Keum, Y.T. & Wagoner, R. H. – **Modeling of the friction caused by lubrication and surface roughness in sheet metal forming,** J. Mat. Proc. Tech. V. 130-131, 2002, p. 60-63.

Leighton, D.E.; D. Lee – **The effect of tooling temperature on the formability of sheet steel,** J. Mat. Proc. Tech. v. 45, 1994, p. 577-582.

Lobão, M. C. - DETERMINAÇÃO DE CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO POR PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS E SIMULAÇÃO NUMÉRICA DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM – Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, 2003, p.18-19
Lorin, G. - **Phosphating of Metals**. - Middlesex, Finishing Publications, Ltd., Great Britain, 1974, p. 4-7.

Lu, Z. H.; Lee, D. – Prediction of history-dependent forming limits by applying different hardening models, Int. J. Mech. Sci., v.29, n.2, 1987, p. 123-137.

Madeira, R. P. & Modenesi. P. J. – **Utilização do ensaio Erichsen para Avaliação do Desempenho de Juntas Soldadas** – Universidade Federal de Minas Gerais, 2010

Marciniak, Z. & Kuczynski, K., Limit strain in the processes of stretchforming sheet metals. Int. J. Mech. Sci. 9, 1967, p.609–620.

Martins, I. A., **Refino de Grão na Transformação Austenítica em Aço Rolamento Previamente Conformado a Frio,** Dissertação de Mestrado – UFScar – São Paulo, 2012, p. 1-2.

Melander, A.; Schedin, E.; Karlsson, S. & Steninger J. – A theoretical and experimental study of the forming limit diagrams of deep drawing steels, dual phase steels, austenitic and ferritic stainless steels and titanium, Scand.J. Met., v.14, 1985, p.127-148.

Mellor, P. B. - Sheet Metal Forming, Int. Met. Rev., 1981, v.26, n.1, p. 1-20.

Metals Handbook, 9 ed., Forming and Forging: ASM, vol. 14, 1988

Murphy, J. A. - **Surface preparation and finishes for metals** - New York: McGraw-Hill. 1971, p.396-401

Nakazima, K.; Kikuma, T. & Hasuka, K. - **Study on the formability of steel sheets** - Yawata Technical Report; 1968; p. 111-141.

Nandedkar, V. M. & Narasimhan, K. - **Measurement of strain history during the stretching of forming-grade steel sheets,** J. Mat.Proc.Tech., v.89-90, 1999, p. 24-29

Narayanan, T.S. & Subbaiyan, M. - Acceleration of the Phosphating Process: An Overview - Prod. Finish., Sept 1992, p. 6-7

Narayanan, T.S. - SURFACE PRETREATMENT BY PHOSPHATE CONVERSION COATINGS - A REVIEW - National Metallurgical Laboratory, 2005, p.161.

Narayanan, T. S. - . 1996. Influence of various factors on phosphatability an overview. Metal finishing. v.94, n.6, 1996, p.86-90, June

Nhat, T. N.; Arrieux, R. - Off-axes forming-limit stress diagrams of an anisotropic steel sheet, J. Mat. Proc. Tech., v.54, 1995, p. 193-198.

Nobrega, M. C. S.; Baudelet, B. et .al., Mem. Sci. Rev. Met., mar., 1980, pp. 293-301. (op.cit.: R.L.Plaut), *Estampabilidade de chapas: ensaios e aplicações*, in Textura e relações de Orientação \_ EPUSP- IPEN-IPT, cap. 15, ref. 12, 2003.

Nunes, E. - INTER-RELATIONSHIP OF SKIN PASS, 2D AND 3D ROUGHNESS PARAMETERS, STAMPABILITY AND PAINTABILITY ON COLD ROLLED STEEL SHEETS FOR THE AUTOMOTIVE INDUSTRY – Tese de Doutorado, Escola Politécnica de São Paulo, 2013.

Okita, T.; Mitsuji, H.; Inoue, I.; Nakano, F.; Hashimoto, Y. - Production and quality of hot rolled dual phase steel, Nippon Kokan Tech. Rep. Overseas, v. 43, 1985, p. 25-33.

Palmeira, A. A. **Processos de Estampagem**, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, 2005, p. 13-14

Palmeira, A. A.; Habibe, A. F.; P.A.D.. **Técnicas de Modelagem de Conformação de Chapas por Elementos Finitos.** Cadernos UniFOA, Volta Redonda, ano 1, nº. 1, jul. 2006. Disponível em: <http://unifoa.edu.br/cadernos/edicao/01/41.pdf> último acesso em 03/03/2014

Panossian, Z.; Santos, C.A.L - Fosfatização de metais ferrosos Parte 6 – Mecanismos de Fosfatização. - Corrosão e Proteção, v.14, 2007, p.22-25.

Plaut, R.L., **Estampabilidade de Chapas: Ensaios e Aplicações.** Il Workshop sobre Textura e Relações de Orientação – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – São Paulo. 2003. p. 273-299

Randle, V. & Engler, O.: Introduction to textures Analysis Macrotexture, microtexture and orientation mapping. Gordon and Breach Science Publisher, Amsterdam, p.388, 2000

Rausch, W., - **The phosphating of metals** - 1st.ed. Great Britain : Redwood Press, 1990, p. 416.

Reed-Hill, RE. **Physical Metallurgy Principles**, D. Van Nostrand Company, 2nd Edition, USA, 1973

Rees, D.W.; Power, R.K. – **Forming limits in a clad steel**, J. Mat. Proc. Tech., v. 45, 1994, p. 571-575.

Reyman, W. P. Automotive Sheet Metal Stamping and Formability, 1990, p.64-67

## Rezende, J. E. – "EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA E TEXTURA COM A TEMPERATURA DE ACABAMENTO DE UM AÇO GNO COM

**1,3%Si**", Dissertação de Mestrado, UEMG, pp.4: Disponível em: <a href="http://www.cprm.gov.br/publique/media/diss\_eduardorezende.pdf">http://www.cprm.gov.br/publique/media/diss\_eduardorezende.pdf</a>>

Ripa, M.; Tomescu, L.; Hapenciuc, M. & Crudu, I. - **Tribological characterisation of surface** - University "Dunărea de Jos" of Galati, România, 2003. Disponível em: http://www.omg.ugal.ro/AnnalsFasc8Tribology/pdf/2003/I-ANALE-RIPA.pdf. Último acesso em 30/05/2014.

Rodzewich, E. A. 1974. - Theory and practice of phosphating American Electroplater's Society, 1974, p.28.

Santos, C. A. L.; Farias, M. C. M.; Leite, E.; Filho, A. F.; Panossian, Z. & Sinátora, A. **Comportamento de camadas fosfatizadas frente a corrosão e ao atrito**, Intercorr, 2010 p.2

Santos, H. A., **Avaliação da curva limite de conformação do aço inox ferrítico AISI 430.** 59<sup>th</sup> Congresso Anual ABM, 2004, p.235

Saunders, F. I. & Wagoner, R. H. – **The use of tailor-welded blanks in automotive applications,** Simulation of Materials Processing: Theory Methods and Applications, 1995, p. 157

Schacher, H.D. - Handbuch der Fertigungstechnik vol. 2/3, cap 4.34, Ed. G.Spur, Th. Stoeferle, Carl Hanser, Munique, 1985, p. 1129-1193

Schmitt, J. H., Jalinier, J. M. - Damage in sheet metal forming I: Physical behavior, Acta Met., v.38, 1982, p. 1789-1809.

Schuler. **Prensas y sus aplicaciones**. 4ed. Göppingen (württ.) Germany: Dossat, 1968, p.398.

Sereno, A. – Aspectos de melhoria da estampabilidade de chapas de aço baixo teor de carbono – Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo, 2006, p. 34-51. Serna, M. M. - Estudo comparativo da análise de macrotextura pelas técnicas de difração de raios-X e difração de eletrons retro-espalhados, Seminário de Área – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – Universidade de São Paulo, 2002, p.1-32.

Serrano, A. T. L., Aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos para aplicações em estampagem. Metalurgia e Materiais, 2001, p.588

Sing, W. M.; Rao, K. P.; Hua, M.– Role of process variables in the modification of forming limit stress curve, J. Mat. Proc. Tech., v. 45, 1994, p. 545-550.

Souza Junior,C.M; Abreu, H.F.G & Teodósio, J.R - **Comparação entre Diferentes Métodos de Cálculo da Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica quando Aplicados em Aços Inoxidáveis Duplex** – III Workshop sobre Textura e Relações de Orientação, São Paulo 2006, p. 176-184.

Stamboliska, Z.; Kuzinovski, M. - Analysis and Mathematical Interpretation
of Parameters That Describe the Microstereometry of Machined Surfaces
- 3th Inter. Conf. of Tribology, Balkantrib'99, vol. I, 1999, p. 21-28.

Storojeva, L.; Ponge, D.; Kaspar, R.; Raabe, D. – **Development of microstructure and texture of medium carbon steel during heavy warm deformation –** Acta Materialia 52, Max-Planck-Institut fur Eisenforschung, 2004, p. 2209-2220.

Sudoo, C.; Hayashi, Y.; Nishihara, M. – **Behavior of Coated File in Press Forming of Surface Treated Steel Sheet**, Mem. Sci. Rev. Met., mar., 1980, p. 353-362. Tayer, S. S., Estudo da Influência do Lubrificante na Estampagem de Aço Eletrogalvanizado, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de São João Del Rei, 2011, p. 5-54

Taylor, B. – **Metals Handbook**, ASM, Metals Park, Ohio, v.14, 9th. Ed., 1989, p.877-899

Viana, C.S. & Paula, A.S. - **Texturas de deformação**, II Workshop sobre Textura e Relações de Orientação. 2a Edição, EPUSP, IPEN, IPT. São Paulo, p. 35-54, 2003.

Vinotti, I – **Controle dos banhos de fosfato via espectrofotometria de absorção atômica**, Trabalho de Conclusão de Estágio apresentado a Univille, p. 17, 2004

Wick, C.; Veilleux, R. - **Tool and manufacturing engineers handbook**. 4.ed. Michigan : SME. v.III, Chapter 19., 1985, p.19.6-19.9

Wiedemann, C. – **Deep Drawing of Coil Coated Steel Sheet**, Mem. Sci. Rev. Met., mar 1980, p. 343-381.

#### 11. Anexos

#### 11.1. Anexo 1 – Rugosidade 2D e 3D



Amostra plana sem revestimento de fosfato

<b>ISO 42</b>	87					
		Context	Mean	Std dev	Min	Max
Amplitud	le paran	neters - Roughness profile				
Rp	μm	Gaussian filter, 0.26 mm	0.3342	0.07861	0.1724	0.6793
Rv	μm	Gaussian Mer, 0.25 mm	1.505	0.4723	0.4003	3.050
Rz	μm	Gaussian filler, 0.26 mm	1.840	0.5274	0.6641	3.501
Rc	μm	Gaussian filter, 0.25 mm	0.6975	0.2228	0.2943	1.703
Rt	μm	Gaussian filter, 0.26 mm	2.341	0.6186	0.8638	4.528
Ra	μm	Gaussian Mer, 0.25 mm	0.1930	0.05543	0.0768	0.3610
Rq	μm	Gaussian Mer, 0.25 mm	0.3021	0.09012	0.1061	0.5977
Rsk	1.000	Gaussian filler, 0.26 mm	-2.541	0.6145	-4.631	-0.6747
Rku		Gaussian filter, 0.26 mm	11.46	4.063	4.347	30.10
Material	Ratio pa	rameters - Roughness profile				
Rmr	96	c = 1 µm under the highest peak, Gausslan filter, 0.25 mm	94.79	2.772	85.31	100.0
Rdc	μm	p = 20%, q = 60%, Gaussian filter, 0.26 mm	0.2493	0.05918	0.1277	0.4365



ISO 251	78		
Height Par	rameters		
Sa	0.2032	μm	Arithmetic mean height
Sq	0.3458	μm	Root mean square height
Ssk	-3.703		Skewness
Sku	21.55		Kurtosis
Sp	0.5703	μm	Maximum peak height
Sv	4.263	μm	Maximum pit height
Sz	4.833	μm	Maximum height
Spatial Pa	rameters		
Sal	7.704	μm	Auto-correlation length
Str	0.7688		Texture-aspect ratio
Std	94.75	۰	Texture direction
Feature Pa	arameters		
Spd	0.0001299	1/µm²	Density of peaks
Spc	0.1815	1/µm	Arithmetic mean peak curvature
Spd	0.0001299	1/µm²	Density of peaks
Spc	0.1815	1/µm	Arithmetic mean peak curvature
S10z	3.894	μm	Ten point height
S5p	0.4397	μm	Five point peak height
S5v	3.454	μm	Five point pit height
Sda	311.3	μm²	Mean dale area
Sha	4951	µm²	Mean hill area
Sdv	17.23	µm³	Mean dale volume
Shv	68.65	µm³	Mean hill volume
Functional	Parameters (S	tratified surface	ces)
Sk	0.2658	μm	Core roughness depth
Spk	0.07144	μm	Reduced summit height
Svk	0.8409	μm	Reduced valley depth
Smr1	6.413	%	Upper bearing area
Smr2	77.31	%	Lower bearing area
Spq	0.06971		Plateau root mean square roughness
Svq	1.307		Valley root mean square roughness
Smq	87.53		Material ratio at plateau-to-valley transition
Functional	Parameters (V	olume)	
Vm	0.003531	µm³/µm²	Material volume
Vv	0.2212	µm³/µm²	Void volume
Vmp	0.003531	µm³/µm²	Peak material volume
Vmc	0.1445	µm³/µm²	Core material volume
Vvc	0.1335	µm³/µm²	Core void volume
Vvv	0.08771	µm³/µm²	Pit void volume

. 



Amostra G - Abbott Firestone Curve

100 %



#### Amostra plana com revestimento de fosfato

<b>ISO 42</b>	87					
		Context	Mean	Std dev	Min	Max
Amplitud	le param	neters - Roughness profile				
Rp	μm	Gaussian filter, 0.26 mm	0.6001	0.1061	0.3537	1.179
Rv	μm	Gaussian filler, 0.25 mm	1.154	0.5188	0.3153	2.819
Rz	μm	Gaussian filler, 0.25 mm	1.754	0.5735	0.7422	3.944
Rc	μm	Gaussian filler, 0.25 mm	0.5206	0.1070	0.3306	1.072
Rt	μm	Gaussian filter, 0.25 mm	2.263	0.7874	D.8375	5.625
Ra	μm	Gaussian filter, 0.26 mm	0.1712	0.03521	0.1076	0.3015
Rq	μm	Gaussian filler, 0.25 mm	0.2532	0.07213	0.1394	0.5051
Rsk		Gaussian filler, 0.25 mm	-1.061	0.9973	-4.085	0.8393
Rku		Gaussian filler, 0.25 mm	8.233	4.232	2.605	27.63
Material	Ratio pa	rameters - Roughness profile				
Rmr	%	c = 1 µm under the highest peak, Gaussian filter, 0.26 mm	91.79	11.94	1.528	100.0
Rdc	μm	p = 20%, q = 80%, Gaussian filter, 0.26 mm	0.3014	0.03996	0.2196	0.4323



ISO 251	78		
Height Pa	rameters		
Sa	0.1865	μm	Arithmetic mean height
Sq	0.2896	μm	Root mean square height
Ssk	-2.749		Skewness
Sku	22.22		Kurtosis
Sp	1.630	μm	Maximum peak height
Sv	4.423	μm	Maximum pit height
Sz	6.053	μm	Maximum height
Spatial Pa	arameters		
Sal	8.508	μm	Auto-correlation length
Str	0.8154		Texture-aspect ratio
Std	0.7584	۰	Texture direction
Feature P	arameters		
Spd	0.004052	1/µm²	Density of peaks
Spc	0.2624	1/µm	Arithmetic mean peak curvature
Spd	0.004052	1/µm²	Density of peaks
Spc	0.2624	1/µm	Arithmetic mean peak curvature
\$10z	4.204	μm	Ten point height
S5p	1.100	μm	Five point peak height
S5v	3.103	μm	Five point pit height
Sda	379.1	μm²	Mean dale area
Sha	243.0	μm²	Mean hill area
Sdv	15.97	µm³	Mean dale volume
Shv	8.904	µm³	Mean hill volume
Functiona	l Parameters (	Stratified surfa	aces)
Sk	0.5024	μm	Core roughness depth
Spk	0.2427	μm	Reduced summit height
Svk	0.5942	μm	Reduced valley depth
Smr1	10.59	%	Upper bearing area
Smr2	87.84	%	Lower bearing area
Spq	****		Plateau root mean square roughness
Svq	****		Valley root mean square roughness
Smq	****		Material ratio at plateau-to-valley transition
Functiona	I Parameters (\	Volume)	
Vm	0.01199	µm³/µm²	Material volume
Vv	0.2976	µm³/µm²	Void volume
Vmp	0.01199	µm³/µm²	Peak material volume
Vmc	0.1800	µm³/µm²	Core material volume
Vvc	0.2506	µm³/µm²	Core void volume
Vvv	0.04707	µm³/µm²	Pit void volume



Amostra F - Abbott Firestone Curve





Amostra de 120mm de largura conformada pelo método Nakazima sem o revestimento de fosfato.

<b>ISO 42</b>	87	2007				
	2002	Context	Mean	Std dev	Min	Max
Amplitud	ie paran	neters - Roughness profile				
Rp	μm	Gaussian filter, 0.25 mm	0.2120	0.05056	0.1143	0.4439
Rv	μm	Gaussian filter, 0.25 mm	0.7639	0.3852	0.2384	2.318
Rz	μm	Gaussian filter, 0.25 mm	0.9759	0.4195	0.3706	2.629
Rc	μm	Gaussian filter, 0.25 mm	0.3511	0.1565	0.1135	1.537
Rt	μm	Gaussian filter, 0.25 mm	1.324	0.6848	0.4482	4.443
Ra	μm	Gaussian filter, 0.25 mm	0.09567	0.02964	0.04076	0.1976
Rq	μm	Gaussian filter, 0.25 mm	0.1511	0.05829	0.05945	0.3827
Rsk		Gaussian filter, 0.26 mm	-2.286	0.8804	-7.498	-0.3422
Rku		Gaussian filter, 0.25 mm	11.14	7.255	3.130	72.88
Material	Ratio pa	arameters - Roughness profile				
Rmr	96	c = 1 µm under the highest peak, Gaussian filter, 0.25 mm	99.17	1.183	93.06	100.0
Rdc	μm	p = 20%, q = 80%, Gaussian filter, 0.26 min	0.1400	0.03509	0.06511	0.2609



ISO 251	78		
Height Par	rameters		
Sa	0.1081	μm	Arithmetic mean height
Sq	0.1884	μm	Root mean square height
Ssk	-4.881		Skewness
Sku	46.23		Kurtosis
Sp	0.4264	μm	Maximum peak height
Sv	4.238	μm	Maximum pit height
Sz	4.664	μm	Maximum height
Spatial Pa	rameters		
Sal	11.96	μm	Auto-correlation length
Str	0.7932		Texture-aspect ratio
Std	65.00	٥	Texture direction
Feature Pa	arameters		
Spd	0.0001016	1/µm²	Density of peaks
Spc	0.1753	1/µm	Arithmetic mean peak curvature
Spd	0.0001016	1/µm²	Density of peaks
Spc	0.1753	1/µm	Arithmetic mean peak curvature
S10z	3.290	μm	Ten point height
S5p	0.3249	μm	Five point peak height
S5v	2.965	μm	Five point pit height
Sda	864.7	μm²	Mean dale area
Sha	5397	μm²	Mean hill area
Sdv	23.69	µm³	Mean dale volume
Shv	67.99	µm³	Mean hill volume
Functional	Parameters (St	tratified surface	ces)
Sk	0.1866	μm	Core roughness depth
Spk	0.06857	μm	Reduced summit height
Svk	0.4322	μm	Reduced valley depth
Smr1	7.964	%	Upper bearing area
Smr2	79.46	%	Lower bearing area
Spq	0.05812		Plateau root mean square roughness
Svq	1.559		Valley root mean square roughness
Smq	97.54		Material ratio at plateau-to-valley transition
Functional	Parameters (V	olume)	
Vm	0.003239	µm³/µm²	Material volume
Vv	0.1358	µm³/µm²	Void volume
Vmp	0.003239	µm³/µm²	Peak material volume
Vmc	0.08776	µm³/µm²	Core material volume
Vvc	0.09408	µm³/µm²	Core void volume
Vvv	0.04172	µm³/µm²	Pit void volume

Amostra I - Abbott Firestone Curve





# Amostra de 120mm de largura conformada pelo método Nakazima com revestimento de fosfato



ISO 42	87					
er a Discussion of the		Context	Mean	Std dev	Min	Max
Amplitud	le paran	neters - Roughness profile				
Rp	μm	Gaussian fiber, 0.26 mm	0.4303	0.06068	0.2981	0.7816
Rv	μm	Gaussian filter, 0.26 mm	0.8938	0.2990	0.3548	2.328
Rz	μm	Gaussian filter, 0.26 mm	1.324	0.3291	0.6529	2.908
Rc	μm	Gaussian filter, 0.26 mm	0.4671	0.08498	0.2871	1.035
Rt	μm	Gaussian fiber, 0.26 mm	1.653	0.5143	0.8590	4.585
Ra	μm	Gaussian fiber, 0.26 mm	0.1669	0.0286	0.1031	0.2880
Rq	μm	Gaussian filter, 0.26 mm	0.2275	0.04654	0.1285	0.4495
Rsk		Gaussian filter, 0.26 mm	-1.104	0.5505	-3.333	-0.04516
Rku		Gaussian filter, 0.26 mm	5.594	2.625	2.650	19.64
Material	Ratio pa	rameters - Roughness profile				
Rmr	96	c = 1 µm under the highest peak, Gaussian filter, 0.25 mm	96.20	2.614	85.09	100.0
Rdc	μm	p = 20%, q = 80%, Gaussian filter, 0.25 mm	0.3103	0.04152	0.2138	0.4484



ISO 251	78		
Height Pa	rameters		
Sa	0.1868	μm	Arithmetic mean height
Sq	0.2706	μm	Root mean square height
Ssk	-2.31		Skewness
Sku	15.20		Kurtosis
Sp	0.8850	μm	Maximum peak height
Sv	4.371	μm	Maximum pit height
Sz	5.256	μm	Maximum height
Spatial Pa	rameters		
Sal	12.30	μm	Auto-correlation length
Str	0.7402		Texture-aspect ratio
Std	174.0	۰	Texture direction
Feature Pa	arameters		
Spd	0.001673	1/µm²	Density of peaks
Spc	0.1827	1/µm	Arithmetic mean peak curvature
Spd	0.001673	1/µm²	Density of peaks
Spc	0.1827	1/µm	Arithmetic mean peak curvature
S10z	3.325	μm	Ten point height
S5p	0.6084	μm	Five point peak height
S5v	2.717	μm	Five point pit height
Sda	394.9	μm²	Mean dale area
Sha	586.6	μm²	Mean hill area
Sdv	14.12	µm³	Mean dale volume
Shv	15.61	µm³	Mean hill volume
Functional	Parameters (	Stratified surfa	aces)
Sk	0.4730	μm	Core roughness depth
Spk	0.1346	μm	Reduced summit height
Svk	0.5775	μm	Reduced valley depth
Smr1	7.708	%	Upper bearing area
Smr2	84.11	%	Lower bearing area
Spq	0.1349		Plateau root mean square roughness
Svq	2.075		Valley root mean square roughness
Smq	99.16		Material ratio at plateau-to-valley transition
Functional	Parameters ()	/olume)	
Vm	0.006875	µm³/µm²	Material volume
Vv	0.2704	µm³/µm²	Void volume
Vmp	0.006875	µm³/µm²	Peak material volume
Vmc	0.1852	µm³/µm²	Core material volume
Vvc	0.2176	µm³/µm²	Core void volume
Vvv	0.05278	µm³/µm²	Pit void volume



Amostra H - Abbott Firestone Curve

#### 11.2. Anexo 2 – Fotos e medições das peças conformadas

Fotos das peças conformadas pelo método Nakazima e medições/tabelas das deformações principais (diâmetro inicial da malha de 2mm):



Amostras sem revestimento de fosfato

	posição	Comprimento	Média topo	Média base	Largura	Média topo	Média base
	Торо	2,610	topo	5400	2,060		buoo
N3 A	Base	2,650			1,920		
	Торо	ND			ND		
N3 B	Base	ND	2,580	2,605	ND	1,985	1,920
	Торо	2,550			1,910		
N3 C	Base	2,560			1,920		
	Торо	2,580			2,010		
N4 A	Base	2,720			1,990		
	Торо	2,490	0 5 4 7	0 707	2,090	0.050	0.040
N4 B	Base	2,540	2,547	2,727	2,030	2,050	2,013
	Торо	2,570			2,050		
N4 C	Base	2,920			2,020		
	Торо	2,860			2,020		
A CM	Base	2,560		2 630	1,970	2,010	2,013
	Торо	2,880	2 0 2 7		2,040		
D CN	Base	2,660	2,021	2,030	2,000		
	Торо	2,740			1,970		
NO C	Base	2,670			2,070		
	Торо	2,370			2,020		
	Base	2,720			2,130		
N6 B	Торо	2,600	2 5 1 3	2 670	2,040	2 063	2 090
	Base	2,620	2,010	2,070	2,050	2,000	2,000
N6 C	Торо	2,570			2,130		
	Base	2,910			2,200		
N7 A	Торо	2,710			2,050		
	Base	2,620			2,080		
N7 B	Торо	2,640	2,577	2,640	2,150	2,093	2,093
	Base	2,770		, -	2,150		
N7 C	Торо	2,380			2,080		
	Base	2,530			2,050		

#### Amostras com revestimento de fosfato



120 C Base

120 C Topo

	posição	Comprimento	Média	Média	Largura	Média topo	Média
	Τορο	2,720	ισρο	0036	2.020	ισρο	Dase
N3 A	Base	2.390			1.770		
	Торо	2.600			2.010		
N3 B	Base	2.780	2,667	2,620	1.980	1,990	1,897
	Торо	2,680			1,940		
N3 C	Base	2,690			1,940		
	Торо	2,600			2,010		
N4 A	Base	2,840			2,010		
	Торо	2,730	0.007	0 700	2,040	0.007	4 0 0 0
IN4 B	Base	2,740	2,697	2,783	2,000	2,007	1,983
	Торо	2,760			1,970		
IN4 C	Base	2,770			1,940		
	Торо	2,830		2 830	2,130	2,100	2,083
IND A	Base	2,900			2,090		
N5 B	Торо	2,570	2 730		2,070		
	Base	2,740	2,700	2,000	2,090		
N5 C	Торо	2,790			2,100		
	Base	2,850			2,070		
N6 A	Торо	2,710			2,290		
	Base	2,680			2,200		
N6 B	Торо	2,620	2,713	2,753	2,280	2,257	2,197
	Base	2,770			2,220		
N6 C	Topo Basa	2,810			2,200		
	Topo	2,010			1 990		
N7 A	Base	2,500			1,950		
	Τορο	2,750			2,130		
N7 B	Base	2.940	2,747	2,740	2.060	2,110	2,060
	Торо	2,990			2,210		
N/C	Base	2,740			2,160		

## 11.3. Anexo 3 – Força no Punção

## Valores coletados de força no punção:

Amostra	Revestimento	Largura do CP (mm)	Força do punção (kN)
В		120	85,2
С		120	84,3
В		101	92,1
С		101	91,6
Α		81	86,1
В		81	70,2
С	Com fosfato	81	75
Α		75	63,9
В		75	64,1
С		75	63,7
Α		72	64,8
В		72	61,8
С		72	61,6
Α		120	71,9
В		120	74,4
С		120	81,6
Α		101	69,2
В		101	73,6
С		101	64,5
Α	Sem fosfato	81	63,5
В	Semilosiato	81	65
С		81	64,4
Α		75	62,1
В		75	63
С		75	62,6
Α		72	57,6
С		72	58,5

## 11.4. Anexo 4 – Curso do punção

## Valores coletados do curso do punção

Amostra	Revestimento	Largura do CP (mm)	Curso do punção (mm)
В		120	26,1
С		120	25,9
В		101	27,2
С		101	28,4
Α		81	29
В		81	27
С	Com fosfato	81	27,2
Α		75	25,6
В		75	25,3
С		75	25,9
Α		72	29,1
В		72	24,4
С		72	24,8
Α		120	22,6
В		120	23
С		120	24,6
Α		101	22,4
В		101	23
С		101	21,3
Α	Som fosfato	81	24,5
В	Semiosiato	81	25,3
С		81	25,8
Α		75	24,9
В		75	25,7
С		75	25,5
Α		72	23,1
С		72	23,2

### 11.5. Anexo 5 – Textura Cristalográfica



### Textura Cristalográfica na superfície da amostra laminada a quente

ODF's da amostra laminada a quente



Fibra  $\gamma$  da amostra laminada a quente

Textura Cristalográfica na superfície da amostra plana relaminada e esferoidizada.



Figuras de polo da amostra plana relaminada e esferoidizada



ODF's da amostra plana relaminada e esferoidizada



Fibra  $\alpha$  da amostra plana relaminada e esferoidizada

Textura Cristalográfica na superfície próxima ao ponto de estricção do corpo de prova de deformação planar para a amostra relaminada e esferoidizada.



Figuras de polo do ponto de estricção no corpo de prova de deformação planar para o aço relaminado e esferoidizado



ODF's do ponto de estricção no corpo de prova de deformação planar para o aço relaminado e esferoidizado



Fibra  $\alpha$  do ponto de estricção no corpo de prova de deformação planar para o aço relaminado e esferoidizado
Textura Cristalográfica na superfície próxima ao ponto de estricção do corpo de prova conformado método Nakazima com revestimento de fosfato.



Figuras de polo no ponto de estricção do corpo de prova conformado com revestimento de fosfato

pelo método Nakazima



ODF's no ponto de estricção do corpo de prova conformado com revestimento de fosfato pelo método Nakazima



Fibra  $\alpha$  no ponto de estricção do corpo de prova conformado com revestimento de fosfato pelo método Nakazima

Textura Cristalográfica na superfície próxima ao ponto de estricção do corpo de prova conformado método Nakazima sem revestimento de fosfato.



Figuras de polo no ponto de estricção do corpo de prova conformado sem revestimento de fosfato pelo método Nakazima



ODF's no ponto de estricção do corpo de prova conformado sem revestimento de fosfato pelo método Nakazima



Fibra  $\alpha$  no ponto de estricção do corpo de prova conformado sem revestimento de fosfato pelo método Nakazima

# 11.6. Anexo 6 – Catálogo do MEV utilizado nas análises



- Increase your imaging solutions with high-resolution, high- and low-vacuum secondary electron imaging
- Minimize the time required to train operators thanks to an intuitive graphical user interface
- Minimize the complexity of sample preparation. Lowvacuum capability enables charge free imaging and analysis of non-conductive specimens
- Increase the amount of information you get from your sample by using the low-vacuum, low kV surface imaging capability
- Minimize the time required to navigate to the feature of interest by using the accurate 4-axis motorized computer controlled eucentric specimen stage
- Minimal requirements on floor space, power supply and environment

# FEI COMPANY

Inspect S Low-vacuum SEM for highresolution material inspection and characterization

FEI's Inspect range of products and solutions are tailored towards routine high resolution inspection and characterization applications in research, process development, and failure analysis and process control. Each Inspect tool is built on proven FEI technologies specializing in chamber vacuum technology, electron optics and sample throughput. Experience and know-how make Inspect based solutions robust, easy-to-use and affordable.

Inspect 5 enables high-resolution inspection and characterization capabilities using thermal emission electron optics on the industry's leading low vacuum SEM platform. Low vacuum capabilities are particularly useful for the inspection and characterization of non-conductive and/or heavily contaminated materials. The Inspect 5 delivers low- and high-vacuum high-resolution imaging and analysis performance combined in a single solution. The combination of both capabilities – high-vacuum and lowvacuum – significantly enhances the instrument's flexibility in dealing with diverse sample types and throughput.

Inspect invites you into FEI's world of – Tools for Nanotech. Familiarize yourself with FEI's technology and product portfolio that extends to sub-Angström characterization and sample preparation by focused ion beam to FEI's global application and service, through our global sales and support network.

# Essential specs

#### Electron optics

- High-performance thermal emission-SEM column, with dual-anode source emission geometry, fixed objective aperture and through-the-lens differential pumping
- Filament lifetime > 100 hours

#### Resolution

- High-vacuum
- 3.0nm at 30kV (SE)
- 10nm at 3kV (SE)
- 4.0nm at 30kV (BSE)
- Low-vacuum
- 3.0nm at 30kV (SE)
- 4.0nm at 30kV (BSE)
- < 12nm at 3kV (SE)</p>
- Accelerating voltage: 200V 30kV Probe current: up to 2µA –
- continuously adjustable

## Detectors

- Everhardt-Thornley SED\*
- Patented, low-vacuum SED (LFD)\*
- IR-CCD
- Solid-state BSED
- Gaseous analytical BSED (GAD) \* standard

#### Chamber vacuum

- High-vacuum: < 9e-4 Pa</li>
- Low-vacuum: 10-270 Pa

## Vacuum system

- 1x TMP
- 1x PVP

#### Chamber

- 284mm left to right
- 10mm analytical WD
- 8 ports
- EDX take-off angle: 35°

## 4-axis motorized stage

- · Eucentric goniometer stage
- X = 50mm
- Y = 50mm
- Z = 50mm (25mm motorized)
- T = -15° to +75° (manual)
- R = 360° continuous
- Repeatability: 2µm

#### System control

- 32-bit graphical user interface with Windows XP, keyboard, optical mouse
- Image display: 1x19-inch LCD, SVGA 1280 x 1024

#### Image processor

- Up to 4096 x 3536 pixels
- · File type: TIFF (8 or 16 bit), BMP or [PEG

#### Support materials

- · Operating instructions on CD
- On-line help
- Inspect getting started training CD

#### System options

- Support PC (Including 2<sup>nd</sup> 19-inch LCD Monitor)
- BSED detector
- CCD IR camera
- Video printer
- Specimen holder kit
- · Image archive and analysis SW
- EDS
- EBSD

#### Installation requirements

- Power: voltage 230V (+6%, -10%)
- Frequency: 50 or 60 Hz (+/- 1%)
- Power consumption: < 2.0kVA for</li> basic microscope
- Environment:
  - temperature 15-30°C
  - relative humidity below 80% RH
  - stray AC magnetic fields
  - < 100nT asynchronous
  - < 300nT synchronous
- · Door width: 90cm
- Weight: column console 450kg
- · No compressed air or water cooling is required

#### FEI Company

World Hepdquarters and North American Sales 5150 NE Dawson Creek Drive Hibboro, OR 97124-5793 USA Tel: +1 501 726 7500 Fax: +1 501 726 7509

e-mail: sales@fei.com where the corre

Tel: +31 40 23 56 110 Fax: +31 40 23 56 612

Asta-Pacific Sales Tel: +65 6272 0050 Fax: +65 6272 0034

Japan Sales Tel: +81-3-3740-0920 Fax: +81-3-3740-0975

area of our products 6. We are constantly imp ing the pe to all specifications are subject to change without notice. The FLI logo and impact are instimutes of Windows is a instantial di Microsoft Corp nts of Ril Company

\$6030-050111 07/06

Minimal floorplan







11.7. Anexo 7 – CLC do aço C80U modificado esferoidizado. (Martins, 2012)