

**CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI**

**MAURICIO SIMIÃO**

**AVALIAÇÃO DA ANISOTROPIA EM CHAPAS DE AÇO DE BAIXO CARBONO  
SAE 1006, EXTRA LOW CARBON E AÇOS LIVRES DE INTERSTICIAIS.**

São Bernardo do Campo

2011

MAURICIO SIMIÃO

**AVALIAÇÃO DA ANISOTROPIA EM CHAPAS DE AÇO DE BAIXO CARBONO  
SAE 1006, EXTRA LOW CARBON E AÇOS LIVRES DE INTERSTICIAIS.**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Centro  
Universitário da FEI como parte dos requisitos  
necessários à obtenção do título de Mestre em  
Engenharia Mecânica, orientada pelo Prof. Dr.  
Sergio Delijaicov.

São Bernardo do Campo

2011

Simião, Mauricio

Avaliação da anisotropia em chapas de aço de baixo carbono SAE 1006, extra low carbon e aços livre de intersticiais / Mauricio Simião. São Bernardo do Campo, 2011.

84 f. : il.

Dissertação - Centro Universitário da FEI.

Orientador: Prof. Dr. Sergio Delijaicov

1. Aços de Baixo Carbono. 2. Anisotropia. 3. Propriedades Mecânicas. I. Delijaicov, Sergio, orient. II. Título.

CDU 669.14



Centro Universitário da **FEI**

## APRESENTAÇÃO DE DISSERTAÇÃO ATA DA BANCA JULGADORA

PGE- 10

### Programa de Mestrado de Engenharia Mecânica

Aluno: Maurício Simião

Matrícula: 208118-0

Título do Trabalho: **Avaliação da anisotropia em chapas de aço de baixo carbono SAE 1006, extra low carbon e aços livres de intersticiais.**

Área de Concentração: Materiais e Processos

Orientador: Prof. Dr. Sergio Delijaicov

Data da realização da defesa: 15 / Dezembro / 2011

**ORIGINAL ASSINADA**

A Banca Julgadora abaixo-assinada atribuiu ao aluno o seguinte:

APROVADO

REPROVADO

São Bernardo do Campo, 15 / dezembro / 2011.

#### MEMBROS DA BANCA JULGADORA

Prof. Dr. Sergio Delijaicov

Ass.: \_\_\_\_\_

Prof. Dr. Roberto Bortolussi

Ass.: \_\_\_\_\_

Prof. Dr. Jesualdo Luiz Rossi

Ass.: \_\_\_\_\_

#### **VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO**

ENDOSSO DO ORIENTADOR APÓS A INCLUSÃO DAS  
RECOMENDAÇÕES DA BANCA EXAMINADORA

\_\_\_\_\_

Aprovação do Coordenador do Programa de Pós-graduação

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Agenor de Toledo Fleury

A minha esposa Elaine, pela compreensão e paciência; aos meus pais Adilson e Joana pelo incentivo e aos meus companheiros de longa data.

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que não me deu tudo o que pedi, mas me deu tudo o que precisei para o fechamento desta dissertação, como: sabedoria e persistência para os meus atos.

Em especial ao professor Dr. Sergio Delijaicov, cujo seu empenho e dedicação tornaram possível a finalização desta dissertação.

Ao professor Dr. Francisco Ambrozio Filho, por ter iniciado a orientação, pelo auxílio na proposição do tema e por ter sido meu tutor.

Aos membros da Banca Examinadora, pela leitura desta dissertação e suas valiosas opiniões e sugestões.

Aos professores do programa de Mestrado em Engenharia Mecânica da FEI, em especial aqueles que tiveram a oportunidade de participar como aluno de suas disciplinas, Prof. Dr. Roberto Bortolussi, Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco, Prof. Dr. Francisco Ambrozio Filho, Prof. Dr. Mauricio Ferreira e o Prof. Dr. Ricardo Belchior.

Ao Sr. Julio Hamilton Russo, Diretor-Presidente da Empresa Crifér Laminados de Aço e Ferro Ltda, pelo apoio e incentivo a pesquisa nesta dissertação.

Aos amigos Engenheiro Cladenilson F. P. Ângelo e Gianmarco Perasso pelo apoio e comentários realizados nesta dissertação.

A toda minha família, pais, irmão e em especial minha esposa Elaine Íris e minha filha Giovanna M. Simião, pela compreensão e carinho durante este período.

Aos colegas de turma André Marques Riviello e Ricardo Trevellin pelos momentos maravilhosos que juntos passamos durante as disciplinas realizadas.

Aos técnicos do Laboratório de Materiais do Centro Universitário da FEI, Gustavo, Fabrício, Vlamir e Daniel, no auxílio e preparação das amostras metalográficas e na operação do difratômetro de raio X.

A todos os funcionários do Centro Universitário da FEI, que participaram direta e indiretamente da execução desta dissertação.

*“Nem tudo que se enfrenta pode ser  
modificado, mas nada pode ser  
modificado até que seja enfrentado”.*

Albert Einstein

## RESUMO

Esta pesquisa tem como objetivo caracterizar três tipos de aço de baixo carbono em termos de propriedades mecânicas, parâmetros de estampabilidade (anisotropia normal, média e planar) e suas características microestruturais. As ligas analisadas foram um aço da classe SAE 1006, um aço com valor de carbono extra baixo (Extra Low Carbon) e um liga de aço livre de intersticiais (IF) estabilizado ao nióbio. A microestrutura, propriedades mecânicas, coeficiente de anisotropia normal, médio e planar foram considerados para avaliar as ligas de aço estudadas com relação às operações de estampagem. O aço livre de intersticiais (IF) estabilizado ao nióbio apresentou os valores mais elevados de anisotropia média indicando que este aço é a melhor escolha para operações de estampagem onde prevalece o embutimento. O valor para o coeficiente de anisotropia planar dos aços extra low carbon (ELC) indica que também esta classe de aços apresenta menor formação de orelhas. O aço SAE 1006 apresentou seus valores abaixo das duas outras ligas em anisotropia média e planar, indicando que esta liga pode possuir grande tendência na formação de orelhas em operações de estampagem onde prevalece o embutimento.

Palavras chaves: Aços de baixo carbono; Anisotropia, Propriedades mecânicas.

## ABSTRACT

The main objective of this research is to characterize three low carbon steel alloys according to its mechanical properties, stamping parameters (normal anisotropy, average and glide anisotropy) and its microstructures characteristics. The analyzed metallic alloys were SAE 1006 steel, a sample with extra low carbon (ELC) and one alloy of interstitial free steel (IF) stabilized with niobium these characteristics were applied to evaluate the studied steel alloys regarding the operations of stamping. The interstitial free steel (IF) stabilized with the niobium, presented the highest value of average anisotropy indicating that this steel would be the best choice for stamping operations, with major inlaying. The value for the anisotropy glide coefficient of the extra steel low carbon (ELC) also indicates that this alloy classroom has fewer trends to earing. The SAE 1006 steel has presented lower figures than the other two alloys on average and glide anisotropy average, revealing that this alloy can possess great trend to earing on stamping operations where the inlaying prevails.

Words keys: Low carbon Steels; Mechanical Properties, Anisotropy.

## LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS DE BAIXO CARBONO UTILIZADOS PARA ESTAMPAGEM .....	23
TABELA 2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% MASSA) DOS AÇOS DE BAIXO CARBONO EM ESTUDO .....	55
TABELA 3 - DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA .....	56
TABELA 4 – TAMANHO DE GRÃO DAS LIGAS DE AÇO EM ESTUDO.....	61
TABELA 5 - PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS PELO ENSAIO DE TRAÇÃO DAS LIGAS DE AÇO EM ESTUDO .....	63
TABELA 6 – PARÂMETROS DE ESTAMPABILIDADE OBTIDOS ATRAVÉS DO ENSAIO DE ANISOTROPIA DAS LIGAS DE AÇO EM ESTUDO .....	65
TABELA 7 – AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE ESTAMPABILIDADE DAS LIGAS DE AÇO ESTUDADAS .....	77

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1- FLUXOGRAMA DE FABRICAÇÃO DE AÇOS COMERCIAIS DE UMA USINA INTEGRADA ..	26
FIGURA 2- PRODUÇÃO DE AÇOS COMERCIAIS .....	28
FIGURA 3- PRODUÇÃO DE AÇOS EXTRA LOW CARBON .....	29
FIGURA 4- RELAÇÃO ENTRE O TEMPO DE DEGASEIFICAÇÃO NO RH QUANTO QUANTO AOS PROCESSO DE REFINO. ....	30
FIGURA 5 - RELAÇÃO ENTRE O TI EM EXCESSO E AS PROPRIEDADES MECÂNICAS E O TAMANHO DE GRÃO DO AÇO IF-Ti. ....	33
FIGURA 6 - VARIAÇÃO DA TEMPERATURA DE RECRISTALIZAÇÃO COM O TI. ....	34
FIGURA 7 – EFEITO DO TEOR DE CARBONO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO IF ESTABILIZADO COM Ti OU TiNb. ....	35
FIGURA 8 - RELAÇÃO ENTRE A PORCENTAGEM ATÔMICA DO CU, NI, E SN CONTIDO NO AÇO IF-Ti E AS SUAS PROPRIEDADES MECÂNICAS. ....	37
FIGURA 9 – EFEITO DO P, SI E MN NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO IF – Ti . ....	37
FIGURA 10 - PROCESSO DE CONFORMAÇÃO ONDE PREDOMINA O ESTIRAMENTO . ....	38
FIGURA 11 - PEÇA CONFORMADA POR ESTAMPAGEM PROFUNDA E SUAS TENSÕES TÍPICAS. ....	39
FIGURA 12 - MÁQUINA DE EMBUTIMENTO ERICHSEN MODIFICADA . ....	42
FIGURA 13 – CLASSIFICAÇÃO DE CHAPAS DE AÇO DE BAIXO CARBONO QUANTO A ESTAMPABILIDADE . ....	43
FIGURA 14 - ESQUEMA DO MODO DE MEDIR O VALOR DE ANISOTROPIA NORMAL DE LANKFORD .....	46
FIGURA 15- DEFORMAÇÃO NA ESPESSURA VERSUS DEFORMAÇÃO NA LARGURA .....	48
FIGURA 16 – ANISOTROPIA PLANAR NA FORMAÇÃO DE ORELHAS . ....	49
FIGURA 17- TEXTURA DE LAMINAÇÃO DE UM AÇO BAIXO CARBONO, FIGURA DE PÓLO 200 COM 90% DE REDUÇÃO.....	52
FIGURA 18 - TEXTURA DE UM AÇO DE BAIXO CARBONO, LAMINADO 90%: (A) FIGURA DE PÓLO (110). ....	53
FIGURA 19 - CORPOS DE PROVA UTILIZADOS PARA OS ENSAIOS DE TRAÇÃO E ANISOTROPIA. ....	56
FIGURA 20 - MÉTODO DE RETIRADA DE AMOSTRAGEM DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO, ANISOTROPIA. ....	56
FIGURA 21 – MICROESTRUTURA DA LIGA DE AÇO EM ESTUDO - SAE 1006 .....	60
FIGURA 22 – MICROESTRUTURA DA LIGA DE AÇO EM ESTUDO - E.L.C .....	60
FIGURA 23 - MICROESTRUTURA DA LIGA DE AÇO EM ESTUDO - I.F. ....	61

FIGURA 24 – DIAGRAMA TENSÃO-DEFORMAÇÃO DE ENGENHARIA DAS LIGAS DE AÇO ESTUDADAS – ÂNGULO 0 GRAUS .....	62
FIGURA 25- DIAGRAMA TENSÃO-DEFORMAÇÃO DE ENGENHARIA DAS LIGAS DE AÇO ESTUDADAS – ÂNGULO 45 GRAUS.....	62
FIGURA 26 - DIAGRAMA TENSÃO-DEFORMAÇÃO DE ENGENHARIA DAS LIGAS DE AÇO ESTUDADAS – ÂNGULO 90 GRAUS.....	63
FIGURA 27 – FUNÇÃO LINEAR DO LIMITE DE RESISTÊNCIA X % DE CARBONO PARA AS LIGAS DE AÇO EM ESTUDO.....	64
FIGURA 28- FUNÇÃO LINEAR DO LIMITE DE ESCOAMENTO X % DE CARBONO PARA AS LIGAS DE AÇO EM ESTUDO.....	64
FIGURA 29 - FUNÇÃO LINEAR DO ALONGAMENTO TOTAL X % DE CARBONO PARA AS LIGAS DE AÇO EM ESTUDO.....	65
FIGURA 30 – FUNÇÃO LINEAR DA ANISOTROPIA MÉDIA X % PORCENTAGEM DE CARBONO DAS LIGAS DE AÇO EM ESTUDO.....	66
FIGURA 31 – FUNÇÃO LINEAR DA ANISOTROPIA PLANAR X % PORCENTAGEM DE CARBONO DAS LIGAS DE AÇO EM ESTUDO.....	66
FIGURA 32 – DIFRATOGRAMA DA AMOSTRA DA LIGA DE AÇO I.F. (INTERSTICIAL FREE) .....	67
FIGURA 33- DIFRATOGRAMA DA AMOSTRA DA LIGA DE AÇO E.L.C. (EXTRA LOW CARBON) ....	67
FIGURA 34 – DIFRATOGRAMA DA AMOSTRA DA LIGA DE AÇO SAE 1006 .....	67
FIGURA 35 - TEXTURA DE AÇO LAMINADO A FRIO I.F, FIGURA PÓLO OBTIDA PARA O PLANO (110). .....	68
FIGURA 36 - TEXTURA DE AÇO LAMINADO A FRIO ELC, FIGURA PÓLO OBTIDA PARA O PLANO (110) .....	68
FIGURA 37 - TEXTURA DE AÇO LAMINADO A FRIO SAE 1006, FIGURA PÓLO OBTIDA PARA O PLANO (110). .....	69
FIGURA 38 - FUNÇÃO LINEAR DA ANISOTROPIA PLANAR ( $\Delta R$ ) X % PORCENTAGEM DE CARBONO DAS LIGAS DE AÇO EM ESTUDO .....	74

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

<b>ABNT</b>	Associação Brasileira de Normas Técnicas
<b>AL</b>	Alongamento Total
<b>AIN</b>	Nitreto de alumínio
<b>ASTM</b>	American Society for Testing and Materials
<b>ATB</b>	Alta temperatura de bobinamento
<b>ATFAP</b>	Alta temperatura de finalização do reaquecimento de placa
<b>ATRP</b>	Alta temperatura de reaquecimento de placas
<b>AR3</b>	Temperatura de transformação
<b>B</b>	Elemento químico boro
<b>BTB</b>	Baixa temperatura de bobinamento
<b>BTFAP</b>	Baixa temperatura de finalização do reaquecimento de placa
<b>BTRP</b>	Baixa temperatura de reaquecimento de placa
<b>C</b>	Elemento químico carbono
<b>CCC</b>	Cúbico de corpo centrado
<b>CLC</b>	Curva limite de conformação
<b>CP</b>	Corpo de prova
<b>Cr</b>	Elemento químico cromo
<b>Cu</b>	Elemento químico cobre
<b>DL=RD</b>	Direção de laminação (RD = rolling direction)
<b>DT=TD</b>	Direção transversal a laminação (TD = transversal direction).
<b>ELC</b>	Extra low carbon (aço de baixo carbono sem a presença de elementos de liga)
<b>EM</b>	Estampagem média
<b>EP</b>	Estampagem profunda
<b>EEP</b>	Estampagem extra profunda
<b>EEP-PC</b>	Estampagem extra profunda – peça crítica
<b>EEP-IF</b>	Estampagem extra profunda- IF
<b>FeS</b>	Sulfeto de ferro
<b>FeP</b>	Fosfeto de Ferro
<b>Fe<sub>3</sub>C</b>	Cementita
<b>IEE</b>	Índice de embutimento erichsen
<b>IF</b>	Intertitial free (aços livres de elementos intersticiais)
<b>IF-Nb</b>	Aço IF estabilizado com nióbio.

<b>IF-NbTi</b>	Aço IF estabilizado com nióbio e titânio (nióbio em maior quantidade)
<b>IF-Ti</b>	Aço IF estabilizado com titânio.
<b>IF-TiNb</b>	Aço IF estabilizado com titânio e nióbio (titânio em maior quantidade)
<b>JCPDS</b>	Joint Committee on Power Diffraction Standards
<b>LC</b>	Lingotamento contínuo
<b>LD</b>	Linz e Donawitz
<b>LR</b>	Limite de resistência
<b>LDR</b>	Limit drawing ratio
<b>LE</b>	Limite de escoamento
<b>MPa</b>	Mega pascal
<b>Mn</b>	Elemento químico manganês
<b>MnS</b>	Sulfeto de manganês
<b>NBR</b>	Norma brasileira
<b>NbC</b>	Carboneto de nióbio
<b>Nb</b>	Elemento químico nióbio
<b>Ni</b>	Elemento químico níquel
<b>O</b>	Elemento químico oxigênio
<b>P</b>	Elemento químico fósforo
<b>RCaixa</b>	Recozimento em caixa
<b>RCont.E</b>	Recozimento contínuo com perda de propriedades – envelhecimento
<b>RCont.E S/E</b>	Recozimento contínuo sem perda de propriedades – envelhecimento
<b>RH</b>	Ruhrstahl Heraeus (processo de degaseificação a vácuo)
<b>S</b>	Elemento químico enxofre
<b>SAE</b>	Society of automotive engineers
<b>Si</b>	Elemento químico silício
<b>Sn</b>	Elemento químico estanho
<b>TiC</b>	Carboneto de titânio
<b>TiN</b>	Nitreto de titânio
<b>TiS</b>	Sulfeto de titânio
<b>Q-BOP</b>	Quick basic oxygen process (processo de sopro oxigênio pelo fundo)

## LISTA DE SIMBOLOS

<b>r</b>	Anisotropia normal
<b>r<sub>m</sub></b>	Anisotropia média
<b>Δr</b>	Anisotropia planar
<b>r<sub>0°</sub></b>	Anisotropia normal no sentido do ângulo de zero graus
<b>r<sub>45°</sub></b>	Anisotropia normal no sentido do ângulo de quarenta e cinco graus
<b>r<sub>90°</sub></b>	Anisotropia normal no sentido do ângulo de noventa graus
<b>{hkl}</b>	Família de planos hkl
<b>&lt;uvw&gt;</b>	Família de direções
<b>(hkl)</b>	Plano hkl
<b>[uvw]</b>	Direção hkl
<b>ε<sub>w</sub></b>	Deformação verdadeira na largura
<b>ε<sub>t</sub></b>	Deformação verdadeira na espessura
<b>l<sub>0</sub></b>	Comprimento inicial do corpo de prova
<b>l<sub>f</sub></b>	Comprimento final do corpo de prova
<b>t</b>	Espessura final do corpo de prova
<b>t<sub>0</sub></b>	Espessura inicial do corpo de prova
<b>W</b>	Largura final do corpo de prova
<b>W<sub>0</sub></b>	Largura inicial do corpo de prova

## SUMARIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>19</b>
<b>2 JUSTIFICATIVA .....</b>	<b>20</b>
<b>3 OBJETIVO .....</b>	<b>21</b>
<b>4 REVISÃO DA LITERATURA .....</b>	<b>22</b>
4.1 AÇOS DE BAIXO CARBONO.....	22
4.2 AÇOS DE BAIXO CARBONO (SAE 1006).....	24
4.2.1. Composição química dos aços SAE 1006 .....	26
4.3. AÇOS DE BAIXO CARBONO – EXTRA LOW CARBON (ELC).....	28
4.3.1. Comparação entre o processo convencional e o processo para fabricação de aços extra low carbon. ....	28
4.4. AÇOS DE ULTRA BAIXO CARBONO – IF (INTERSTICIAL FREE) .....	31
4.4.1. Composição química dos aços IF .....	32
4.5. ESTAMPABILIDADE.....	38
4.5.1. Testes de materiais para estampagem.....	40
4.5.2. Testes indiretos .....	40
4.5.3. Testes diretos .....	41
4.5.4. Curvas limites de conformação. ....	44
4.6. ANISOTROPIA DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA. ....	45
4.7. FATORES QUE AFETAM A FORMABILIDADE DOS AÇOS DE BAIXO CARBONO.....	50
4.8. TEXTURA CRISTALOGRÁFICA .....	50
4.8.1. RELAÇÃO ENTRE O COEFICIENTE DE LANKFORD E A TEXTURA DO MATERIAL .....	51
4.8.2. Textura de laminação.....	52
4.8.3. Textura de recristalização .....	53
<b>5 METODOLOGIA.....</b>	<b>55</b>
5.1 MATERIAIS.....	55
5.2 MÉTODOS.....	55
5.2.1 Ensaio de tração.....	57
5.2.2. Determinação dos coeficientes de anisotropia normal ( $r$ ), anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ).....	57
5.2.3. Análise microestrutural.....	57

5.2.4. Difração de raios X.....	58
5.2.5. Análise química.....	58
5.3. INTERVALO DE INCERTEZAS DAS MEDIDAS.....	59
<b>6 RESULTADOS.....</b>	<b>60</b>
6.1. ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	60
6.2. ENSAIO DE TRAÇÃO.....	62
6.3. ANÁLISE DA ANISOTROPIA.....	65
6.4. ENSAIO DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	67
<b>7 DISCUSSÃO.....</b>	<b>70</b>
7.1. ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	70
7.2. PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	71
7.2.1. Ensaio de tração.....	71
7.2.2. Coeficientes de anisotropia média ( $r_m$ ) e planar ( $\Delta r$ ).....	73
7.4. AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO.....	76
<b>8 CONCLUSÕES.....</b>	<b>78</b>
<b>9 SUGESTÕES PARA NOVOS TRABALHOS.....</b>	<b>79</b>
<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>80</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços de baixo carbono são de longe os materiais metálicos mais produzidos no mundo. Embora grande parte de sua produção seja usada em aplicações simples, a sua tecnologia de processamento e suas propriedades tem passado por um contínuo processo de aperfeiçoamento.

Através das modificações na composição química como acréscimo de elemento de liga como titânio e nióbio, redução dos teores de carbono e de alterações no processamento como o sopro de oxigênio por baixo na panela é possível melhorar a conformabilidade dos aços de baixo carbono. As alterações implicam no aparecimento de componentes de texturas mais favoráveis, que por sua vez determinam um coeficiente de anisotropia média ( $r_m$ ) mais elevada. Quanto maior o valor da anisotropia média ( $r_m$ ) melhor o desempenho do material durante um processo de estampagem profunda (embutimento). (FERREIRA, et al. 2001)

Com o objetivo de melhorar a estampabilidade, os aços de baixo carbono têm experimentado constante evolução, motivada ao longo das décadas pelo desenvolvimento de novas técnicas de produção e processos metalúrgicos na elaboração e refino dos aços. A classe principal desses materiais é chamada aços livres de intersticiais (IF), que tiveram desenvolvimento no início da década de 70. Sua fabricação com características comerciais foi somente alcançada na década de 80, com aços de valores extras baixos de carbono estabilizado ao titânio (Ti), na qual começou a substituir os aços de baixo carbono acalmados com alumínio. Seu uso não só reduziu o custo de manufatura das peças estampadas como também proporcionou maiores níveis de qualidade. Os aços livres de intersticiais (IF) têm sido adotados com sucesso nos últimos anos na fabricação de peças com requisitos críticos de estampabilidade. (GORNI, et al. 2006).

Nesta dissertação visa-se caracterizar as ligas de aço da classe SAE 1006, uma liga Extra Low Carbon (ELC) e uma liga livre de intersticiais (IF) estabilizado ao nióbio (Nb) em termos de microestrutura, propriedades mecânicas e indicadores de estampabilidade (anisotropia normal, média e planar) e realizar entre si uma comparação para avaliação de seu desempenho em relação aos indicadores de estampabilidade, pois sendo todas as ligas avaliadas são tradicionalmente utilizadas em aplicações típicas para fins de estampabilidade.

## 2 JUSTIFICATIVA

A grande vantagem dos aços de baixo carbono, em vista da crescente necessidade em minimizar custos nas linhas de produção dos produtos estampados, é devido ao processo ser altamente competitivo quando realizado em grande escala. Os mesmos vêm sendo utilizados para os mais diversos fins, como na estampagem profunda, que é uma das mais críticas operações em relação às peças estampadas, motivando um contínuo processo de aperfeiçoamento e evolução. No entanto, a ocorrência de trincas, falhas ou a formação de orelhas na superfície deste tipo de peças durante as operações de conformação a frio por estampagem, são inconvenientes que têm impedido uma utilização maior destas ligas produzidas pela indústria nacional voltadas para aplicações de estampagem profunda.

Desta maneira é fundamental conhecer os parâmetros de estampabilidade, suas microestruturas e a influência que suas variáveis realizam para uma melhor aplicação destas ligas em um processo de estampagem. Portanto, torna-se fundamental aprimorar o conhecimento para a seleção correta destas ligas para fins de estampagem profunda. É nesse âmbito que esta pesquisa avalia três ligas de aços de baixo carbono utilizadas em aplicações de estampagem profunda em relação a um dos principais indicadores relacionados ao processo de estampagem profunda, a anisotropia.

### 3 OBJETIVO

Os objetivos desta dissertação são:

- a) Caracterizar as três ligas de aços de baixo carbono utilizadas para fins de estampabilidade, sendo uma da classe SAE 1006, uma liga de extra low carbon (ELC) e uma liga de aço livre de intersticiais (IF) estabilizado ao nióbio em termos de microestrutura, propriedades mecânicas, coeficiente de anisotropia normal ( $r$ ), anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ).
- b) Realizar avaliação de desempenho das ligas de aço estudadas SAE 1006, extra low carbon (ELC) e Livre de Intersticiais (IF) frente aos parâmetros de anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ) e assim concluir qual das ligas é a mais apropriada para aplicação de uma estampagem profunda.

## 4 REVISÃO DA LITERATURA

### 4.1 Aços de baixo carbono

Os aços de baixo carbono são de longe o material metálico mais produzido no mundo. Embora grande parte seja usada em aplicações simples, sua tecnologia de processamento e suas propriedades têm passado por um contínuo processo de aperfeiçoamento (FREITAS, et. al. 2003):

- a) O sopro de oxigênio aplicado pelas lanças, sendo realizado tanto pela parte superior como pela inferior dos conversores;
- b) A aplicação da desgaseificação em panela, garantindo assim melhor limpeza destes tipos de aços;
- c) O lingotamento contínuo;
- d) A substituição do recozimento aplicado em caixa, pelo recozimento contínuo, na qual apresenta uma melhor uniformidade em sua microestrutura;
- e) O desenvolvimento de aços de ultra baixo carbono para aplicações de estampagem profunda;

O segmento mais importante, economicamente falando, dos aços de baixo carbono é o voltado para estampagem, particularmente para a estampagem profunda. No Brasil e em muitos países, bobinas laminadas a quente, com espessura na faixa de aproximadamente 2 a 10 mm, são fornecidas para as empresas relaminadoras. O processamento nas empresas relaminadoras envolve etapas de decapagem, corte laminação a frio, recozimento e em muitos casos, tratamentos de superfície tais como galvanização, cobreamento e niquelação, entre outros.

A tabela 1 apresenta valores típicos de composição química de aços para estampagem profunda utilizada no Brasil.

Tabela 1 – Composição química dos aços de baixo carbono utilizados para estampagem

Elementos	Grau				
	EM	EP	EEP	EEP-PC	EEP-IF
Carbono (% máx.)	0,13	0,1	0,08	0,06	0,02
Manganês (% máx.)	0,6	0,45	0,45	0,35	0,25
Fósforo (% máx.)	0,04	0,03	0,03	0,025	0,02
Enxofre (% máx.)	0,04	0,03	0,03	0,025	0,02
Alumínio (% mín.)	-	-	0,02	0,02	0,01
Titânio (% máx.)	-	-	-	-	0,3

Fonte: NBR 5915; 2003.

Os processamentos de diferentes classes de aços mencionados na tabela 1 não são idênticos, o que contribui para diferenças em suas propriedades mecânicas. O comportamento de uma chapa durante a estampagem depende de três fatores principais: grau de anisotropia, coeficiente de encruamento e qualidade de superfície, sendo que estes últimos não serão focados neste trabalho de dissertação (PERO-SANZ, et al. 1999). Muitas propriedades mecânicas de uma chapa, tais como limite de escoamento e o alongamento, variam conforme a direção que se retira o corpo de prova para o ensaio. Esta anisotropia de propriedades é causada pela orientação cristalográfica dos grãos (textura). É complexa a dependência entre a estampabilidade dos aços de baixo carbono e a textura, sendo que a mesma confere condições ótimas de estampabilidade aos aços de baixo carbono quando associada a reduções a frio maiores que 50%, aplicadas antes do tratamento final de recozimento para recristalização. (PERO-SANZ, et al. 1999).

O coeficiente de encruamento obtido no ensaio de tração fornece uma medida da capacidade do material distribuir a deformação durante a conformação. Em outras palavras, quanto maior o valor do coeficiente de encruamento, maior será a capacidade do material de distribuir deformações na presença de um gradiente de tensões, conforme ocorre na estampagem profunda. A qualidade da superfície também influencia a estampabilidade, que também depende fortemente da qualidade de superfície dos cilindros utilizados nos passes finais de acabamento. Outra característica necessária aos aços de baixo carbono para estampagem profunda é uma granulação fina, pois uma granulação grosseira, que é

inaceitável, está associada com a ocorrência do defeito denominado “casca de laranja” (PERO-SANZ, et al. 1999).

#### 4.2 Aços de baixo carbono (SAE 1006)

Os aços de baixo carbono da serie SAE 1006, ou mais conhecido como aço comercial, é de longe o material metálico mais produzido no mundo por apresentar boa conformabilidade aliado à boa resistência mecânica, além de serem econômicos quando utilizados em aplicações onde não são exigíveis grandes requisitos de estampabilidade como: cabos de painéis, caixas de luz, tubos de aço soldados e etc. Esta classe de aços representa uma grande parcela na cadeia produtiva nos mais diversos segmentos de aplicações existentes no mundo.

O processo de produção destes aços da serie SAE 1006, é realizado em usinas integradas, consistindo na transformação do minério de ferro em produtos semi acabados (placas) laminados. Estes aços produzidos nas usinas integradas são realizados em uma mesma planta e em três fases distintas: a redução, o refino, o lingotamento e posteriormente a laminação (SILVA; MEI 2006).

A primeira fase consiste na transformação do minério de ferro em ferro-gusa. Nesta etapa são carregados alternadamente e em camadas, pelo topo: minério de ferro (pelotas ou sinter), coque (combustível redutor) e fundente (calcário ou dolomita). Por meio de penetrações na parte inferior do forno, chamadas ventaneiras, ar quente enriquecido com oxigênio é injetado, ou em altos fornos mais modernos, o carvão é pulverizado e injetado pelas ventaneiras para complementar as necessidades de combustível injetado, fornecendo calor às reações químicas e para fusão do ferro, enquanto o resto do coque e parte do produto da queima remove o oxigênio combinado com o metal nas reações de redução. Ocorrendo a redução do minério, o metal líquido goteja e é coletado no cadinho, no fundo do forno (SILVA; MEI 2006).

Na segunda fase ocorre à obtenção dos aços propriamente dita, através do refino do ferro gusa, que é processado, principalmente, em aciarias operadas por convertedores a oxigênio onde o mesmo é soprado por uma lança refrigerada, situada sobre o banho metálico. O sopro, adequadamente controlado, produz a formação da escória rica em óxido de ferro e, em seguida a formação de uma emulsão entre metal, gás e escória, onde as reações de refino se passam de forma extremamente rápida. Os tempos de sopro de oxigênio para aços da classe SAE 1006 são da ordem de 20 minutos e o tempo de “tap-to-tap” (tempo gasto entre

vazamento da corrida subsequente, no mesmo forno) é de aproximadamente 35 a 40 minutos são tempos normais. Assim todos os processos da aciaria envolvem meios de introduzir quantidades controladas de oxigênio no metal a refinar. O oxigênio se combina com os elementos indesejáveis e inevitavelmente, com a parte do ferro, formando óxidos que podem deixar o sistema com gases ou passar a escoria. A remoção do enxofre em condições oxidantes é pouco eficiente, pois depende da basicidade da escoria e da temperatura atingida no processo (FACO, 2005).

À proporção que o gusa é refinado, reduzindo-se os teores de carbono, manganês e silício, o ponto de fusão dos mesmos é aumentada, sendo necessário introduzir calor para que mantenha a carga líquida. O processo de refino em aços da classe SAE 1006 tem efeito direto sobre a composição química, além disso, diretamente ou indiretamente estas ações afetam em maior ou menor escala um amplo conjunto de propriedades destes aços. (SILVA; MEI, 2006)

A terceira fase é o lingotamento contínuo em que o aço começa a solidificação através de um molde, refrigerado a água, em que uma primeira casca sólida se forma e vai sendo extraída por um sistema mecânico de rolos e suporte. A casca é formada com uma espessura suficiente para resistir à pressão ferrostática e o aço deixa o molde e passa a ser refrigerado por aspersão de água em jatos, até conclusão da solidificação. Os aços planos da classe SAE 1006 são lingotados em placas, com espessuras de 250 mm e larguras superiores a 1 metro. Para esta mesma classe de aços, os mesmos são vazados através de um distribuidor intermediário, que regula o aço e permite que varias corridas sejam lingotadas seqüencialmente, sem interrupções, aumentando ainda mais o rendimento do processo. As placas lingotadas serão encaminhadas para setor de laminação, onde será reaquecido até temperatura de austenitização e assim atingir a temperatura adequada para laminação a quente até serem bobinadas para envio para laminação a frio (CABRAL, 2007).

As bobinas laminadas a frio compreendem a deformação do aço a temperaturas abaixo do ponto crítico. Este ponto para os aços da classe SAE 1006 é 627 °C para o ciclo de resfriamento e 727 °C para o ciclo de aquecimento. A redução a frio é obtida pela deformação da estrutura cristalina e resulta numa elevação da resistência a tração, da dureza superficial, do limite elástico e na redução da sua ductibilidade. A seguir o material sera submetido a recozimento contínuo que em função das altas velocidades empregadas no processamento conferem a este tipo de aço uma granulação ferritica muito fina e equiaxial, uma menor ductibilidade e uma textura cristalográfica não muito favorável à estampagem (ambas afetadas pela distribuição de carbonetos), além de provocar uma maior tendência ao surgimento do fenômeno de envelhecimento por deformação (relacionado com o teor de carbono em

solução) (CABRAL, 2007). A figura 1 mostra o fluxograma de uma usina integrada na fabricação de aços comerciais

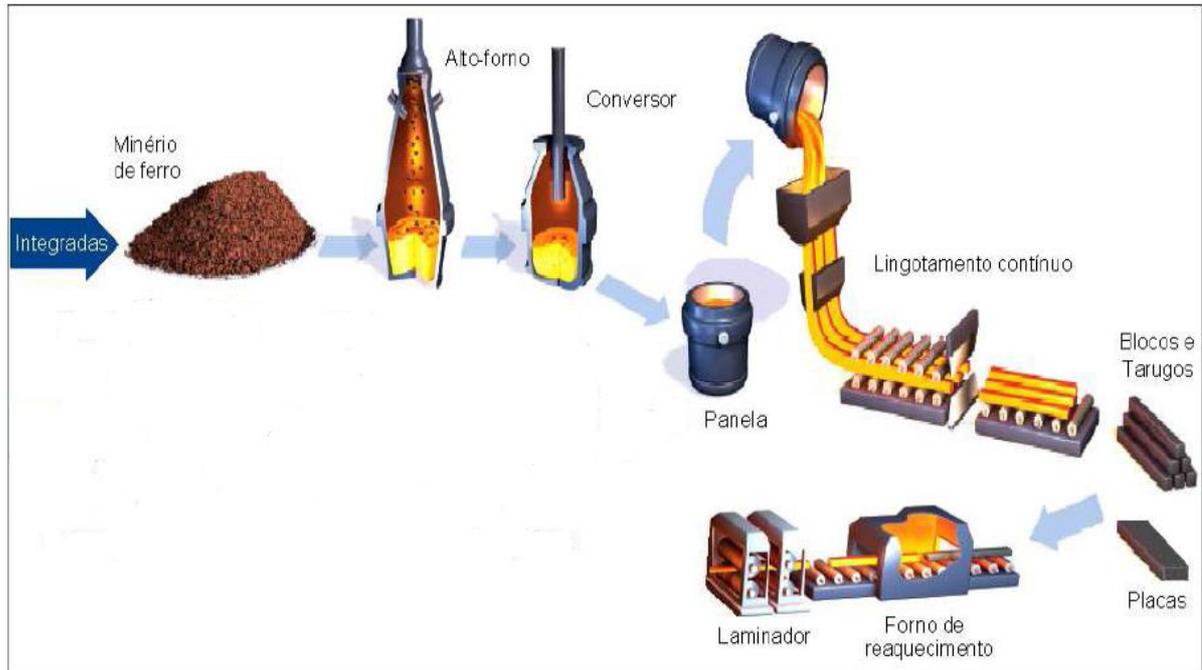


Figura 1- Fluxograma de fabricação de aços comerciais de uma usina integrada

Fonte: Rizzo, 2006.

#### 4.2.1. Composição química dos aços SAE 1006

Nos aços de baixo carbono da classe SAE 1006 o controle de sua composição química é de grande importância para obtenção de boas propriedades mecânicas. O efeito da composição química será mencionado através dos elementos, carbono (C) manganês (Mn), fósforo (P) e enxofre (S):

a) Carbono – é o elemento que apresenta maior influência em aços da serie SAE 1006. O aumento das propriedades mecânicas é causado devido ao carbono abaixar a temperatura de transformação austenita-ferrita, promovendo a redução do tamanho de grão de ferrita, quanto mais se aumenta a velocidade de resfriamento da austenita (SOUZA, 2001). A quantidade de carbono (solução sólida ou presente na cementita) influencia poucas as componentes de textura de deformação dos aços. Portanto, as variações verificadas na textura são decorrência da recristalização e da porcentagem de laminação a frio (LAVIGNE, et al.; 1981). Por outro lado, o recozimento de aços de baixo carbono após laminação a frio envolve os seguintes

processos, a dissolução parcial da cementita durante o aquecimento, liberando carbono, que se difunde na matriz. O nível de carbono em solução sólida após o recozimento depende da quantidade do carbono em solução após o processo de laminação a frio e de quanto carbono é liberado da cementita. As taxas de aquecimento e de resfriamento, além da temperatura de recozimento, são decisivas para o valor da anisotropia normal ( $r$ ). Quando altas taxas de resfriamento são utilizadas, os carbonetos formados são grosseiros e muito espaçados, sendo que grandes espaçamentos entre os carbonetos favorecem o aparecimento de texturas {111} que favoráveis para processos de alta estampabilidade (RAY, et al. 1994).

b) Manganês – este elemento na composição química dos aços da serie SAE 1006 apresenta-se dissolvido na ferrita, aumentando muito sua resistência mecânica, mas a função principal do manganês é combinar-se com enxofre formando o sulfeto de manganês, impedindo que se forme o sulfeto de ferro que tem a capacidade de fragilizar o mesmo. Quando aplicados em altas temperaturas os aços dessa classe devem ter teores até 0,5% em massa do elemento manganês, que são suficientes para essa finalidade (SOUZA, 2001).

c) Fósforo - na classe dos aços da serie SAE 1006 o elemento fósforo esta presente como residual, pois o mesmo é estabilizador da ferrita, endurecendo-o por entrar em solução sólida. A fragilização que o fósforo apresenta nos aços de baixo carbono da serie SAE 1006 é o principal motivo de se manter o mesmo em teores residuais nesta classe de aços, pois em teores acima do residual a fragilidade fica acentuada pela formação excessiva de fosfeto de ferro (FeP) assim prejudicando para aplicações usuais. (SOUZA, 2001).

d) Enxofre – nos aços da serie SAE 1006 o elemento enxofre, está presente como residual, por ser prejudicial às propriedades mecânicas desta categoria de aços, pela formação do sulfeto de ferro (FeS), que se localiza nos contornos de grão de ferrita. Devido ao seu baixo ponto de fusão do sulfeto de ferro, o mesmo irá fundir-se durante as operações de laminação para o caso de fabricação de chapas de aço laminadas, assim reduzindo sua tenacidade, chegando a causar sua desintegração pela formação de fissuras durante a ação dos cilindros laminadores (SOUZA, 2001).

O enxofre também pode combinar-se com o manganês, formando o sulfeto de manganês (MnS), que também é prejudicial ao aço, por aumentar sua fragilidade, quando laminado a altas temperaturas. Assim o teor máximo em ligas de aço não deve ultrapassar 0,05%, para diminuir os riscos de falhas em função destes defeitos (SOUZA, 2001).

### 4.3. Aços de baixo carbono – extra low carbon (ELC)

Os aços de baixo carbono (*extra low carbon (ELC)*) apresentam boas características frente à formabilidade e uma grande diversidade de aplicações, dentre elas, a mais importante é a estampagem profunda. Estes aços podem ser aplicados na indústria automobilística, em peças que necessitam de um alto grau de estampabilidade como parte interior das portas frontais e traseiras, caixas de rodas e etc. Em geral apresentam propriedades mecânicas adequadas como baixo limite de escoamento (LE) e alto alongamento (AL) e uma anisotropia média ( $r_m$ ) na faixa de 1,7, sendo adequada para este tipo de aplicação (SATOH, et al.; 1984). O carbono e o nitrogênio que permanecem em solução, retardam o efeito do envelhecimento e a perda de propriedades mecânicas. As ligas de aço extra low carbon são economicamente viáveis devido às modificações realizadas no seu processo de fabricação em relação ao processo convencional de fabricação de aços (SATOH, et al.; 1984), na qual serão descritos no item seguinte.

#### 4.3.1. Comparação entre o processo convencional e o processo para fabricação de aços extra low carbon.

O processo convencional para fabricação de aços comerciais se comparado ao processo de fabricação dos aços da classe extra low carbon apresentam diferenças quanto ao reaquecimento em relação às temperaturas aplicadas e no seu tratamento térmico. No esquema mostrado através das figuras 2 e 3, as principais diferenças entre o processo de fabricação de aços comerciais e dos aços da classe extra low carbon são ressaltadas em função de suas etapas de processamento após o lingotamento contínuo.

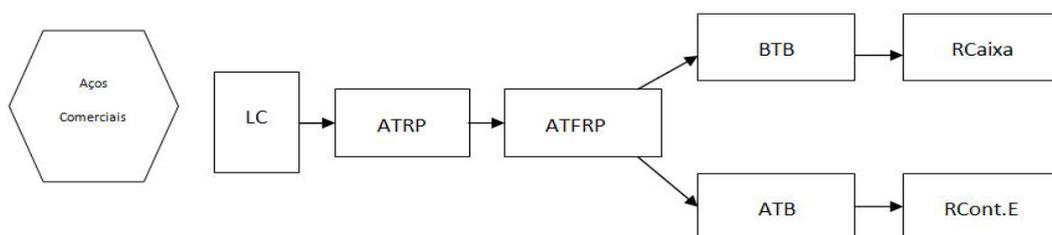


Figura 2 - Produção de aços comerciais

Fonte: Satoh, et al.; 1984, p. 273.

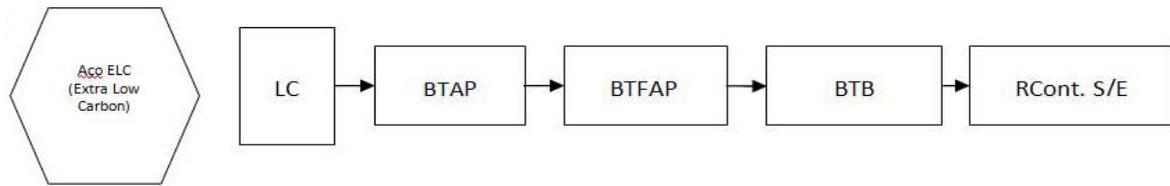


Figura 3 - Produção de Aços extra low carbon

Fonte: Satoh, et al.; 1984, p. 273.

As temperaturas aplicadas no reaquecimento de placas, no processo de fabricação convencional de aços, são na faixa de 1200 °C, sendo necessário manter esta temperatura em função dos seguintes itens:

- a) Fixação das temperaturas no final da laminação a quente, que devem estar acima da temperatura de transformação (AR3) – 850 °C;
- b) Para manter nitreto de alumínio (AlN) em solução no estagio em que a bobina estiver sendo recozida em caixa;

Para melhores condições das propriedades mecânicas o processo de fabricação dos aços extra low carbon é submetido a tratamento térmico em recozimento contínuo, assim garantindo melhor produtividade e uniformidade desta classe de aços. O aço extra low carbon é submetido ao recozimento contínuo apresentando características superiores em relação ao processo de fabricação de aços comerciais que são submetidos a recozimento em caixa ou contínuo, determinado pela largura da bobina a ser fabricada. O recozimento contínuo aplicado nesta classe de aços, visa eliminar a deformação acumulada no material, baixar a resistência e elevar a ductilidade do material, gerar um tamanho de grão adequado e criar uma textura cristalográfica adequada a aplicação, além de algumas características na qual devem ser mencionadas em relação ao processo convencional (SATOH, et al.; 1984):

- a) A temperatura de bobinamento após laminação deve estar na faixa de 700 °C;
- b) Por ser em linha contínua, o recozimento garante de forma mais estável, o não envelhecimento e a perda das propriedades mecânicas em relação aos aços de baixo carbono produzidos através do recozimento em caixa.

A alta temperatura durante o bobinamento facilita o crescimento de grãos durante a recristalização e o aquecimento durante o recozimento, sendo que a precipitação dos solutos de carbono e  $Fe_3C$  visam reduzir o envelhecimento nas propriedades mecânicas dos aços da classe de aços extra low carbon (SATOH, et al.; 1984).

Algumas técnicas para fabricação de aços como a desgaseificação e refino tem apresentado a possibilidade de ser economicamente viável de fabricar aços com valores de carbono extra baixo. A figura 4 mostra a relação entre o tempo de descarburização e o índice de carbono realizado durante o processo de desgaseificação no RH quanto aos processos de refinados combinados com a desgaseificação (SUMIDA, et al.; 1983). O uso combinado do convertedor (Q-BOP) em conjunto com o processo de desgaseificação em RH, é uma forma viável e econômica para produção de aços de baixo carbono com faixa entre 0,02% de carbono (SUMIDA, et al.; 1983).

O processo de fabricação dos aços extra low carbon é compreendido da baixa temperatura de rea aquecimento durante a laminação a quente e baixa temperatura de bobinamento e aplicação do recozimento contínuo com um ciclo de calor simples. Como mencionado neste item os antecedentes metalúrgicos para produção desta classe de aços são o principal ponto para se obter melhores propriedades mecânicas e obter características superiores aos aços produzidos através do processo convencional (SATOH, et al.; 1984).

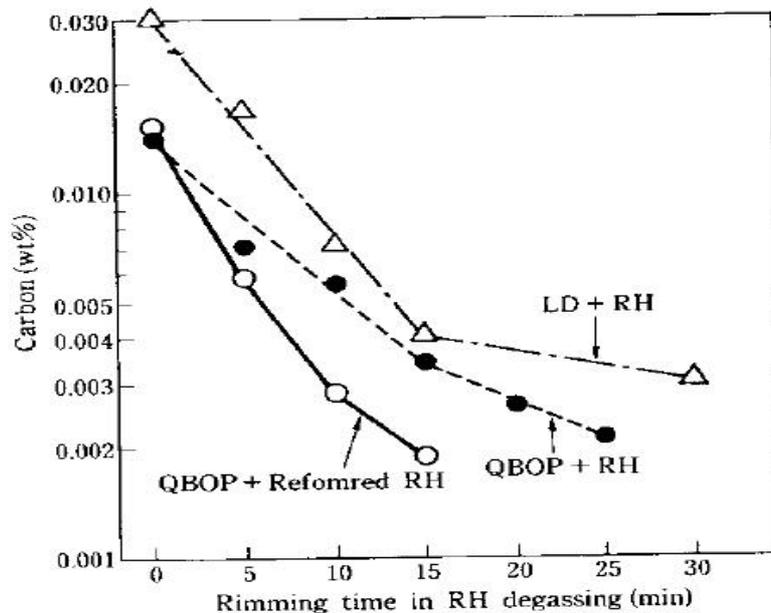


Figura 4 – Relação entre o tempo de degaseificação no RH quanto quanto aos processo de refino

Fonte: SATOH, et al.; 1984, p. 274.

#### 4.4. Aços de ultra baixo carbono – IF (Interstitial free)

Os aços de ultra baixo carbono também conhecidos como IF (Interstitial Free) possuem excelentes propriedades mecânicas no diz respeito à estampabilidade. Por isso, sua importância tecnológica e industrial tem aumentado e a produção crescido continuamente desde a época do seu surgimento, no início da década de 70. Nessa época, os aços livre de intersticiais eram produzidos com carbono de 50 a 100 ppm e nitrogênio de 40 a 80 ppm. Atualmente, fabricam-se os aços com carbono menores que 30 ppm e nitrogênio menores que 40 ppm (HOILE, 2000). Os aços livres de intersticiais apresentam baixo limite de escoamento (LE), alto alongamento (AL) uniforme associado a um coeficiente de encruamento elevado e uma textura cristalográfica adequada, sendo características que proporcionam uma superior conformabilidade, apresentando um alto valor de anisotropia em comparação aos aços de baixo carbono convencionais (GORNI, et al. 2006). Estas características conferem a esta classe de aços uma ampla aplicação principalmente na indústria automobilística, em peças que necessitam da alta estampabilidade tais como, alojamento do pneu traseiro, cavidades no piso traseiro e a parte interior das portas frontal, traseira entre outras. Os aços livres de intersticiais (IF) são obtidos a partir da redução de teores de carbono e nitrogênio em solução sólida e da adição de elementos microligantes, como titânio e nióbio, capazes de fixar todos os átomos de carbono e nitrogênio sob a forma de carbonetos e nitretos (PINTO, et al. 1992).

A produção dos aços livre de intersticiais (IF) pode ser realizada segundo três concepções diferentes: utilizando somente o titânio (Ti) – (IF - Ti), somente o nióbio (Nb) – (IF – Nb), ou uma combinação desses dois (IF Nb-Ti ou IF Ti-Nb) como estabilizantes. Os mecanismos de estabilização desses três tipos de aço diferem ligeiramente entre si.

Nos aços IF-Ti, o titânio combina com o nitrogênio e enxofre antes do carbono, para formar compostos como TiN, TiS, TiC e  $Ti_4C_2S_2$ .

Nos aços IF – Nb, o nióbio (Nb) combina com o carbono formando NbC, o nitrogênio combina com o alumínio formando  $AlN_3$  e o enxofre combina com manganês formando o MnS.

Nos aços IF Nb-Ti com nióbio em menor quantidade que o titânio, este combina-se com o nitrogênio e o enxofre formando TiN e o TiS, e o nióbio combina com o carbono (C) para formar o NbC.

Nos aços IF Ti – Nb com titânio em menor quantidade que o nióbio o titânio é responsável por combinar-se com o nitrogênio, enxofre e carbono assim como nos aços contendo somente titânio onde nióbio adicionado permanecerá em solução sólida.

Desses tipos de aços IF, o IF-Ti tem se mostrado o menos sensível às variações de composição química e processamento, no entanto apresenta maiores índices de anisotropia (JONAS, et al. 1994). Assim, em aplicações que requerem baixos valores desse parâmetro, é preferível, o uso de aços IF-Nb, IF Ti-Nb e IF Nb-Ti em relação ao citado anteriormente. Todos os aços IF são susceptíveis ao fenômeno de fragilização por deformação secundária, e o IF-Ti é o que apresenta maior fragilização em relação aos demais. Além disso, dentro da classificação mencionada existem os aços IF de alta resistência, com adição de outros elementos de liga como fósforo, o silício e o manganês (LOUREIRO, 1999).

#### 4.4.1. Composição química dos aços IF

Nos aços IF o controle da composição química é de fundamental importância para obtenção de excelente estampabilidade, ou seja, apresentar um alto valor de anisotropia. O efeito da composição química desta classe de aços será mencionado nos itens: a) Influência do titânio, b) Influência do carbono e nitrogênio e c) outros elementos.

- a) Influência do titânio – O titânio é efetivo quando combinado com o nitrogênio, o enxofre e o carbono, formando o TiN e TiS, antes do TiC. O mínimo de quantidade necessária para que o titânio combine com todos esses elementos e estabilize o aço IF-Ti é baseada na abordagem estequiométrica demonstrada na equação 1.

$$\text{Ti (estequiométrico)} = 4(\%C) + 3,42(\%N) + 1,5(\%S) \quad (1)$$

A adição de titânio acima da quantidade requerida para combinar com todo o carbono, nitrogênio e o enxofre é benéfica no aumento da anisotropia média ( $r_m$ ) (PRADHAN, 1996). O titânio em excesso ( $Ti_{exc.}$ ) para estabilizar o nitrogênio, o enxofre e o carbono é dado pela equação 2.

$$Ti_{(exc)} = \%Ti \text{ Total} - 4(\%C) - 3,42(\%N) - 1,5(\%S) \quad (2)$$

O efeito do  $Ti_{exc.}$  nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti pode ser visto na figura 5.

O efeito positivo  $Ti_{exc.}$  até um valor de 0,04% está de acordo com vários estudos e é atribuído ao crescimento do tamanho de grão ferrítico (BHATTACHARYA, et al 1990).

Entretanto, um valor excessivo de  $Ti_{exc.}$  (>0,04% para as condições do trabalho da figura 5) proporciona um pequeno efeito negativo nas propriedades mecânicas, o qual pode ser explicado pelo retardamento do processo de recristalização.

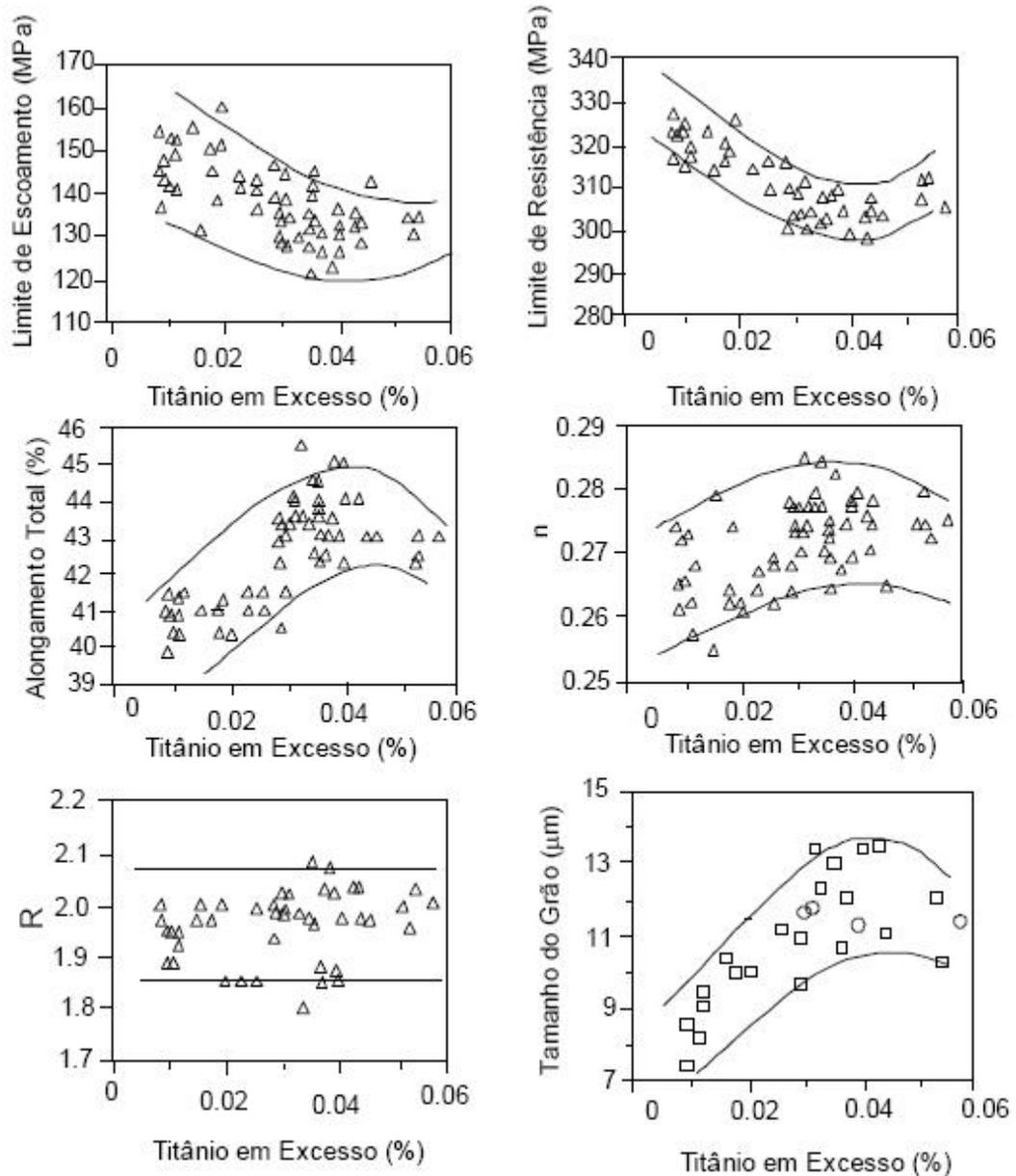


Figura 5 - Relação entre o Ti em excesso e as propriedades mecânicas e o tamanho de grão do aço IF-Ti.

Fonte: Pradhan, 1996.

Aumentando-se o valor de titânio ( $Ti^*$ ) ( $\%Ti/(\%C+\%N)$ ) até próximo de cinco, a temperatura de recristalização atinge um valor máximo, e a partir deste valor a temperatura de recristalização apresenta sensível queda até um valor de titânio ( $Ti^*$ ) próximo de oito, quando esta temperatura de recristalização atinge um valor mínimo e permanece constante, mesmo com o aumento do titânio ( $Ti^*$ ) – sendo mostrado na figura 6 (BLECK, et al. 1990).

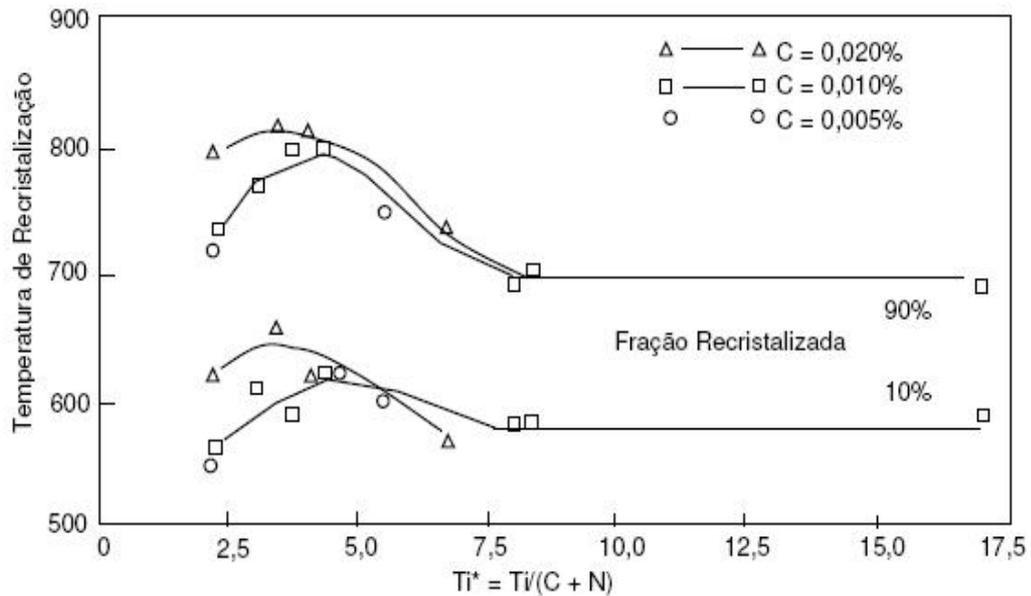


Figura 6 - Variação da Temperatura de recristalização com o Ti.

Fonte: Bleck, et al., 1990, p.70.

- b) Influência do carbono e nitrogênio – O efeito do carbono e nitrogênio na estampabilidade dos aços IF depende principalmente da quantidade de microligantes em excesso e do modo de processamento do aço. Assim como todos os tipos de aços IF, o IF-Ti, como citado anteriormente, deve possuir em quantidade suficiente para combinar com todo o nitrogênio e carbono em solução sólida.

O processamento desse aço deve ser realizado de modo que não ocorra dissolução de precipitados nem formação de precipitados finos na laminação a quente e, assim, afete as etapas subsequentes do processo de fabricação do aço, o que influi negativamente na sua estampabilidade. O exemplo disso é o fato do carbono e nitrogênio em solução sólida diminuírem o valor anisotropia devido à redução da formação da componente de textura recristalizada benéfica  $\{111\}$  e aumento de texturas desfavoráveis  $\{110\}$  e  $\{100\}$  (HOILE, 2000), e ao fato de precipitados finos de titânio impedem o crescimento de grão durante o recozimento.

No caso do nitrogênio, seu teor total não exerce efeitos significativos nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti, pois a formação de precipitados (TiN) ocorre a altas temperaturas, antes da laminação a quente, e esses precipitados possuem alta estabilidade. Dessa forma, todo o nitrogênio em solução sólida é “retirado” logo no início do processo e não participa das alterações microestruturais subsequentes (LOUREIRO, 1999).

No IF-Ti o carbono possui efeito menos expressivo nas propriedades mecânicas do que o IF-TiNb. Entretanto, a diminuição do carbono aumenta o alongamento, coeficiente de encruamento ( $n$ ) e anisotropia média ( $r_m$ ), sendo reduzido o limite de resistência e o limite de escoamento para os aços IF-TiNb conforme mostrado na figura 7. Além disso, para um mesmo teor de carbono, o aço IF-Ti possui melhores propriedades de estampabilidade que o IF-Nb. Esta afirmação é explicada pelo tamanho de grão ferrítico que, no caso dos IF-Ti, é maior devido à formação de precipitados de carbono grosseiros (TiC) comparados com os precipitados finos do IF-TiNb (NbC) (PRADHAN, 1996).

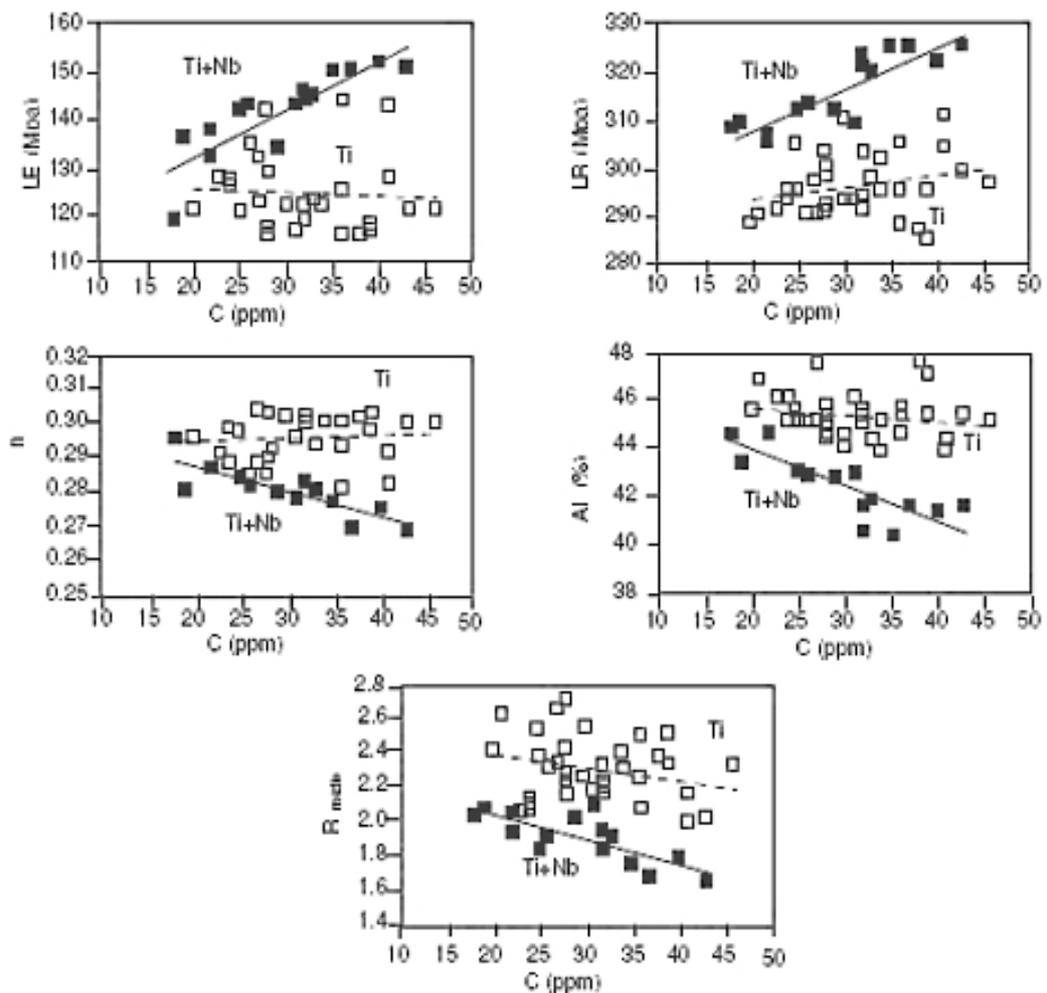


Figura 7 – Efeito do teor de Carbono nas propriedades mecânicas de aço IF estabilizado com Ti ou TiNb.

Fonte: Pradhan, 1996.

- c) Influência de outros elementos – Pequenas adições de nióbio ao IF- Ti (0,005% Nb) tem efeito benéfico na estampagem, pois aumentam a anisotropia média ( $r_m$ ) e diminuem o orelhamento (anisotropia planar -  $\Delta r$ ) e aumentam o alongamento (AL). Essa melhoria nas propriedades mecânicas é atribuída ao refino de grão da chapa laminado a quente pelo nióbio em solução. Entretanto, para valores maiores, ocorre o efeito inverso nas propriedades mecânicas (DEARDO, et al.; 1994).

A redução do enxofre contido no aço IF-Ti reduz a formação de carbonetos finos de Ti (TiC) através da possibilidade de formar primeiro o  $Ti_4C_2S_2$ , que se tornam precipitados grosseiros no final do processo de laminação a quente, sendo que influem diretamente em sua recristalização e no seu crescimento de grão durante o recozimento (HOILE, 2000).

No trabalho de Yamada et al. (1995) foi estudado os efeitos de alguns elementos como o cobre, níquel, cromo e estanho na anisotropia média ( $r_m$ ), no alongamento (AL) e no limite de escoamento (LE) de aços IF-Ti sob duas condições de temperatura de reaquecimento de placa (1050 °C e 1200 °C). O efeito desses elementos na anisotropia média ( $r_m$ ) varia com a temperatura de reaquecimento de placa (TRP), e baixas temperaturas de reaquecimento atenuam o efeito do cobre, níquel e cromo, enquanto para o estanho não apresentam efeito.

Além disso, os resultados mostraram que o alongamento (AL) e a anisotropia média ( $r_m$ ) diminuem, e o limite de escoamento (LE) aumenta com o aumento dos elementos citados. Em relação ao alongamento (AL), os elementos que mais influenciam são o cobre e o estanho. Quanto ao valor de anisotropia média ( $r_m$ ), a influência dos elementos cromo e o estanho são os mais prejudiciais conforme mostrado através da figura 8.

A adição de fósforo, manganês e silício aumentam a resistência mecânica dos aços IF, mas entre esses o fósforo é o elemento mais endurecedor. No trabalho de Katoh., H.; et al. (1985), utilizando aço IF-Ti processado com 73% de redução a frio e recozido continuamente a 775 °C por um minuto, o limite de resistência (LR) aumenta enquanto o alongamento (AL) diminui com o aumento desses elementos, e o valor anisotropia média ( $r_m$ ) não é afetado significativamente (figura 9). Entretanto, o uso do fósforo traz consigo o inconveniente de aumentar a susceptibilidade à fragilização secundária pela segregação desse elemento no contorno de grão. A adição de boro, (10 a 20 ppm) diminui a susceptibilidade, por concorrer com o fósforo para segregar no contorno de grão. Porém, o boro afeta outros parâmetros, tais como aumento da temperatura de recristalização e diminuição do valor da anisotropia média ( $r_m$ ) (RABELO, 1999).

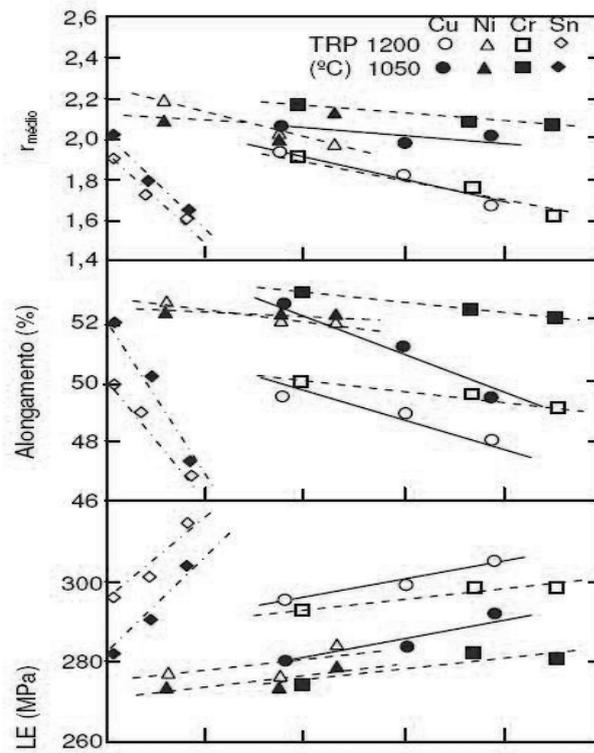


Figura 8 - Relação entre a porcentagem atômica do Cu, Ni, e Sn contido no aço IF-Ti e as suas propriedades mecânicas.

Fonte: Yamada, et al., 1995, p. 1427.

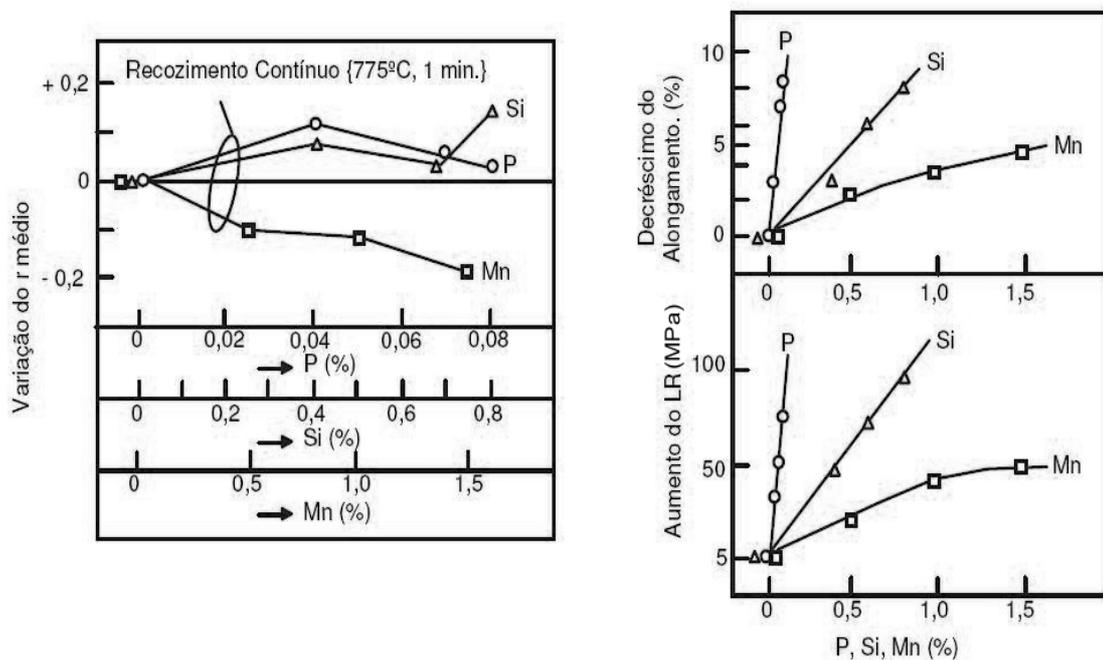


Figura 9 – Efeito do P, Si e Mn nas propriedades mecânicas do aço IF – Ti.

Fonte: Katoh, et al., 1985.

#### 4.5. Estampabilidade

A estampagem pode ser definida como um processo de conformação com o objetivo de conseguir-se um perfil desejado a partir da deformação permanente de uma chapa de aço usando-se um punção, uma matriz e um prensa chapas. A estampagem é um processo altamente eficiente na produção de perfis variados a partir de esboços planos, assegurando uniformidade nos produtos e um elevado índice de aproveitamento (MELO, PIORKO 1990).

Existem vários processos de conformação de chapas finas de aço de baixo carbono, dentre os quais podemos citar o dobramento, a estampagem profunda, o estiramento dentre outros. Como os aços de baixo carbono são utilizados principalmente em aplicações em que a aptidão à estampagem profunda “embutimento” se ressalta, está será mais enfatizada do que o estiramento. Nos processos de estampagem profunda os dois tipos de deformação estão presentes:

Estiramento – Trata-se de um processo de conformação que consiste na aplicação de forças de tração de maneira a esticar o material sobre uma ferramenta, ou bloco – modelo. Este processo é derivado do desempenho por tração de chapas. Podemos citar como um exemplo comum, a penetração de punção hemisférico em uma chapa de aço efetivamente travada por um prensa-chapas, conforme mostrado na figura 10. Devido o metal não poder fluir para dentro da matriz, toda deformação se restringe à área que inicialmente está sem contato com os anti-rugas, isto implica que sendo duas deformações no plano da chapa positivas e a soma das três deformações principais é nula (hipótese de deformação a volume constante). A deformação na direção da espessura será obrigatoriamente negativa.

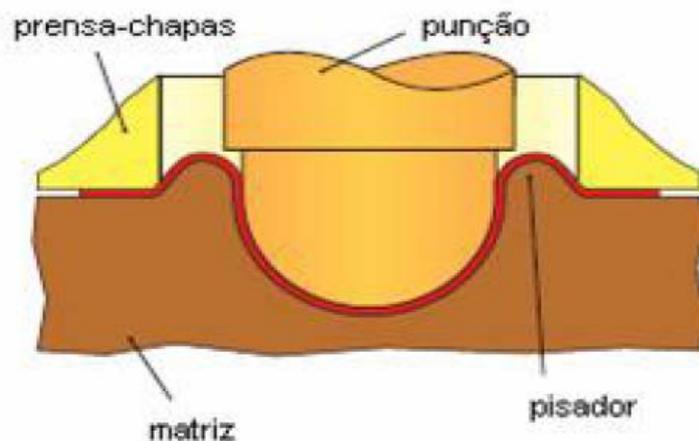


Figura 10 - Processo de conformação onde predomina o estiramento.

Fonte: Sereno, 2006, p. 34.

Estampagem Profunda (Embutimento) – A operação mais comum de estampagem é a formação de um copo cilíndrico. O blank é estampado em uma cavidade ou matriz pela ação de um punção plano. A deformação é restrita as áreas de flange do blank, não havendo deformação no fundo do copo, sendo o oposto do ocorrido durante o processo de estiramento. A característica da estampagem profunda é o estado de deformação do flange, enquanto o blank é empurrado pela linha da matriz, a circunferência do mesmo reduz-se. A redução na circunferência gera uma tensão compressiva na direção circunferencial e um alongamento radial, ou seja, a chapa é empurrada por um punção para dentro da cavidade da matriz, enquanto suas extremidades são fixadas pelo prensa chapas, de tal forma a permitir o fluxo controlado material. A tensão de compressão circunferencial tende a enruguar a chapa, para contrabalançá-la, aplica-se uma tensão de compressão através do prensa chapas que deve ser baixa, para permitir o movimento do material em direção a região central e suficientemente alta para evitar o aparecimento das rugas, demonstrada na figura 11.

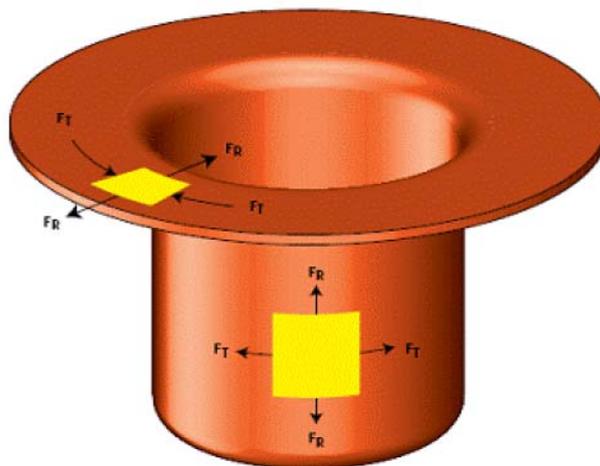


Figura 11 - Peça conformada por estampagem profunda e suas tensões típicas.

Fonte: Sereno, 2006, p. 33.

A estampabilidade de chapas de aço pode ser tratada pelo valor de anisotropia normal ( $r$ ) e pelo valor de anisotropia planar ( $\Delta r$ ). A definição destes parâmetros será apresentada na seção 4.6. Uma maior magnitude da anisotropia média ( $r_m$ ) é melhor para a estampagem profunda de chapas de aço. Contudo, um alto valor de anisotropia planar ( $\Delta r$ ) é pior para o comportamento no orelhamento (ALMEIDA, 1987). Portanto, certa aleatoriedade em relação às direções é desejável, para que possa obter um baixo coeficiente de anisotropia planar ( $\Delta r$ ), de forma a minimizar o orelhamento (BRAGA, 2002).

#### 4.5.1. Testes de materiais para estampagem

Existem vários testes para avaliação da estampabilidade, geralmente eles são divididos em testes diretos e testes indiretos. Os testes diretos são aqueles que não têm relação direta com a prensa, se atendo mais as propriedades plásticas dos materiais. Os testes diretos determinam o comportamento do material em matrizes padrão e em condições predeterminadas de trabalho de acordo com aplicação, dando ênfase ao embutimento ou ao estiramento, conforme o tipo de deformação. No primeiro caso é comum o ensaio Swift ou teste de copo e no segundo o ensaio de embutimento Erichsen (ALMEIDA, 1987).

#### 4.5.2. Testes indiretos

Dentre os testes indiretos, o mais utilizado é o ensaio de tração. É um método básico para avaliação das características plásticas do material (ALMEIDA, 1987). O ensaio de tração de engenharia é amplamente utilizado para obtenção de informações básicas sobre as propriedades mecânicas dos materiais, como um teste de controle de especificações. Em um ensaio de tração um corpo de prova está submetido a uma força trativa uniaxial continuamente crescente enquanto são feitas observações simultâneas do alongamento do corpo de prova. É muito importante, pois auxilia na caracterização e na avaliação do comportamento dos materiais em função de solicitações mecânicas (MELO, PIORKO, 1990).

As propriedades determinadas diretamente pelo ensaio de tração convencional são:

- a) Limite de escoamento (LE);
- b) Limite de Resistência a Tração (LR);
- c) Tensão de Ruptura ( $T_{rup}$ );
- d) Alongamento Total (AL);
- e) Modulo de elasticidade (E);

O limite de escoamento (LE) e o limite de resistência a tração (LR) do material são propriedades que se relacionam a sua resistência mecânica e não expressam diretamente sua conformabilidade. O limite de escoamento, por exemplo, não serve como parâmetro para avaliação da estampabilidade. Contudo, outras propriedades avaliadas no ensaio de tração podem ser utilizadas como bons parâmetros avaliadores da conformabilidade de chapas finas

de aço, podendo-se destacar a razão elástica, o coeficiente de encruamento ( $n$ ) e o coeficiente de anisotropia de Lankford (MELO, PIORKO, 1990).

A razão elástica, que está relacionada com a estampagem, é definida como sendo o quociente entre o limite de escoamento (LE) e a tensão máxima convencional em tração (LR). Um baixo valor para razão elástica é indicativo de uma maior capacidade de encruamento do material e uma maior ductibilidade, fatores estes que irão contribuir para uma maior capacidade de estiramento (ALMEIDA, 1987).

A taxa de encruamento auxilia a estampabilidade no sentido de que, quanto mais elevada for capacidade de encruamento da chapa maior será a distribuição das deformações durante a conformação, retardando e o aparecimento da estrição que levará a ruptura do perfil (MELO, PIORKO, 1990).

#### 4.5.3. Testes diretos

Os ensaios para avaliação do estiramento em chapas de aço são realizados em máquinas apropriadas, onde se coloca a chapa entre uma matriz e um anel de fixação, sendo presa por uma carga de compressão. (SOUZA, 1982). A figura 12 mostra uma máquina de embutimento através do método Erichsen modificado, onde o punção aplica uma carga que força a chapa a se abaular, formando uma espécie de um copo. Esses ensaios avaliam a profundidade do copo no momento da estrição ou no momento em que ocorra a ruptura do copo. O punção tem cabeça esférica, com 20 mm de diâmetro, sendo que, se utiliza graxa grafitada no punção como lubrificante.

Como a deformação é virtualmente um estiramento, o valor do ensaio Erichsen é a altura crítica de estiramento do material ensaiado sob a condição padrão da ferramenta. Um material com alto valor Erichsen apresenta boa conformabilidade no estiramento (ALMEIDA 1987). A altura do copo após o ensaio é o índice Erichsen de embutimento (IEE).

Existem várias especificações de chapas na ABNT que exigem um valor mínimo para o índice de embutimento Erichsen para cada espessura de chapa, sendo uma delas a norma NBR 5915 – 2003, ou seja, o tipo de estampagem para qual a chapa foi fabricada (média profunda ou extra-profunda), conforme mostrado através na figura 13.

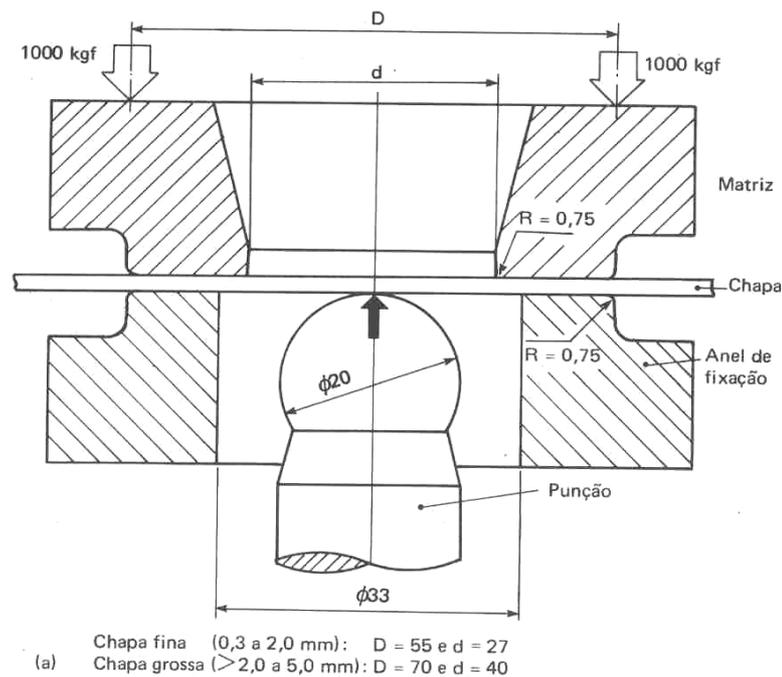


Figura 12 - Máquina de embutimento erichsen modificada.

Fonte: NBR 5902, 1980.

Algumas máquinas são equipadas com dinamômetros, que medem a força aplicada pelo punção durante o ensaio. Assim, pode-se medir a queda brusca da carga, no momento da ruptura do corpo de prova, como o fim do ensaio. Porém, uma das chapas pode precisar de uma carga muito maior do que a outra. Assim, a chapa que rompeu com a carga menor seria a chapa preferida, visto que, numa operação de estiramento da chapa mais resistente, ocorreria muito mais deformação da prensa, o que poderia acarretar danos do equipamento, caso a operação tivesse sido feita próximo da sua capacidade máxima (SOUZA, 1982).

Apesar de muito simples e muito utilizado, o ensaio Erichsen apresenta como maior desvantagem uma má reprodutibilidade, como consequência do emprego de pressões diferentes para a fixação da chapa na matriz. Há diferenças de rugosidades nas matrizes e nos punções das diversas máquinas existentes e, principalmente, devido à qualidade diversificada do lubrificante utilizado e a velocidade do ensaio.

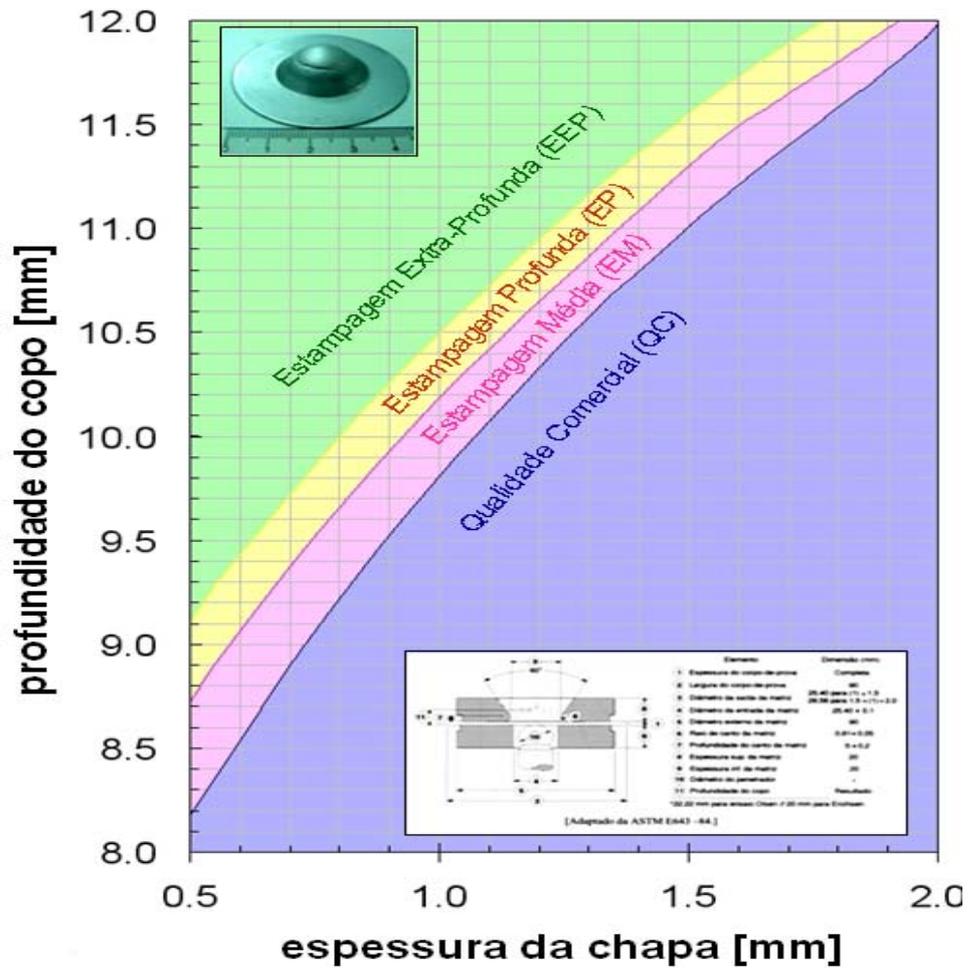


Figura 13 – Classificação de Chapas de Aço de Baixo Carbono quanto a Estampabilidade.

Fonte: Magnabosco “Adaptado” NBR 5915, 2007.

O ensaio Swift serve para avaliar a capacidade de embutimento de múltiplos esboços do mesmo material com diferentes diâmetros iniciais. O diâmetro máximo do esboço que pode ser embutido sem ruptura é determinado e a capacidade de deformação do material é avaliada de acordo com o valor denominado razão crítica dos diâmetros (LDR), cuja expressão é mencionada na equação 3.

$$\text{LDR} = D_o / D_p \quad (3)$$

Onde:  $D_o$  = Diâmetro máximo do esboço;

$D_p$  = Diâmetro do punção;

Um material com alto valor de razão crítica dos diâmetros (LDR) tem melhor desempenho no embutimento e é mais adequado para estampagem profunda do que aqueles com baixos valores de razão crítica dos diâmetros (LDR) (KUMAR, 2002).

#### 4.5.4. Curvas limites de conformação.

Richter (2003) define a CLC (curva limite de conformação) como sendo uma representação do comportamento de uma chapa metálica, que é deformada em um processo de conformação mecânica e traçada em um diagrama deformação verdadeira máxima vs. deformação verdadeira mínima. É comum considerar que as deformações limites independam do tipo de ensaio empregado e represente, portanto, uma propriedade inerente do material. Em outras palavras, assume-se que os efeitos estruturais, devido às condições de contorno do processo de deformação, não exerçam nenhuma influência nas deformações limites. Esta é a razão pela qual a maioria dos modelos teóricos se baseia em uma análise local, onde somente as propriedades dos materiais devem ser definidas para se determinar as deformações limites, sob condições prescritas de carregamento.

As curvas limite de conformação são empregadas para avaliar a severidade das deformações do material submetido a processos de conformação por estiramento, estampagem profunda, e tração. A complexidade destas deformações torna difícil a avaliação da estampagem durante a etapa industrial, contudo, o que se faz para o controle das falhas mecânicas no processo é a comparação da distribuição das deformações das chapas com as CLCs do material obtidas em laboratório. Esta comparação é feita durante o ajuste do ferramental ou em uma análise de ruptura da peça. O valor de deformação pode determinar quando o metal falhará. As áreas da chapa que estão sujeitas às maiores deformações, e, por consequência, as que estão mais sujeitas à fratura, são identificadas e marcadas através de linhas retas e/ou círculos que se deformam quando solicitados. As linhas de deformação são claramente visíveis depois da deformação (BAGGER, et al. 2009).

As curvas limites de conformação apresentam valores máximos de deformações em uma chapa, porém, as mesmas não fornecem informações de como se atingem estas deformações, nem o tipo de gradiente das mesmas ao redor de um ponto severamente deformado.

Um processo de estampagem depende do limite de deformação do material e da uniformidade na distribuição das deformações sendo, o limite, sensível ao estado de

deformação do material. Através das curvas, é possível comparar deformações localizadas de algumas regiões da chapa estampada com limite de deformação do material. Nos casos de falha do material, é possível identificar o modo de deformações e as possíveis causas dos defeitos.

As causas mais comuns estão relacionadas com variáveis de processo, de projeto, e de material. Entre as causas de processo, destacam-se: problemas de lubrificação; ajuste de ferramental e mão de obra. As principais causas de projeto estão relacionadas com as formas do produto final, desenhos da matriz, do punção e do prensa-chapas. Quanto às variáveis do material, destacam-se: a presença de patamar de escoamento no metal, limites de escoamento (LE) e resistência não apropriados, baixa ductilidade, além de valores de coeficientes encruamento e anisotropia normal (coeficiente de anisotropia de Lankford) inadequados para este tipo de material (HASSIB, 2002).

#### 4.6. Anisotropia de deformação plástica.

Certas propriedades físicas e mecânicas dependem fortemente da direção cristalográfica em que são medidas. A dependência das propriedades com a direção é chamada de anisotropia. As propriedades mecânicas de um material podem variar conforme a direção em que se retira o corpo de prova para realização de um ensaio de tração. Conforme Keeler (1968), qualquer que seja a medida da ductibilidade assume-se que o material é isotrópico, ou seja, independente das direções de medida da chapa seus valores de propriedades mecânicas serão iguais. A transformação do metal de um lingote em uma chapa e sua subsequente fabricação com vários tipos de direcionalidade origina a anisotropia de propriedades em quase todos os metais. O modo de realizar a medida de anisotropia de Lankford é demonstrado na figura 14.

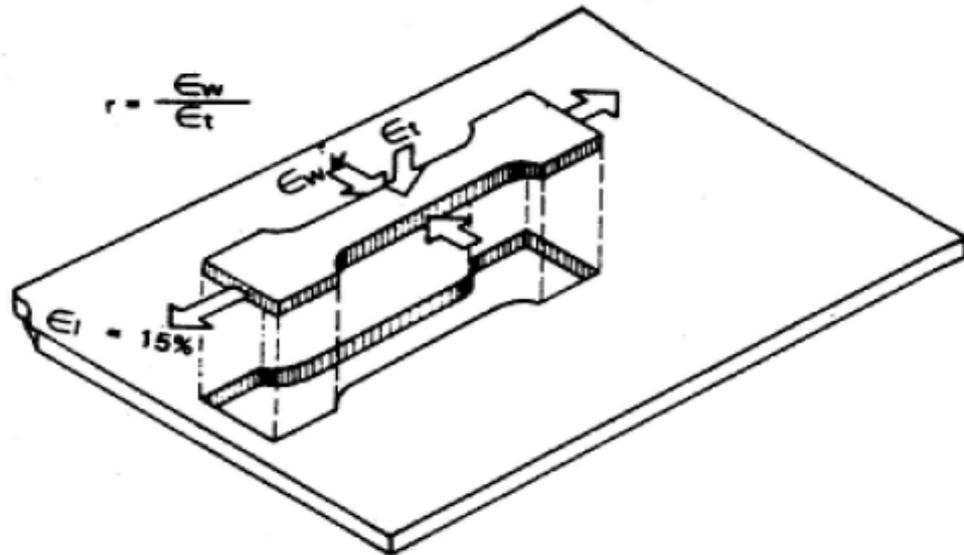


Figura 14 - Esquema do modo de medir o valor de anisotropia normal de Lankford.

Fonte: Usiminas, 2007, p.10.

A anisotropia aparece por causa da orientação preferencial dos planos e direções cristalinas do metal após uma grande deformação por trabalho mecânico (anisotropia cristalográfica). Isso se dá devido ao seu resultado apresentar preferência de grãos produzida pela deformação plástica do material, sendo, freqüente nos metais, quando as mesmas são severamente deformadas em chapas de espessuras finas. A anisotropia cristalográfica apresenta-se na formação de orelhas ou deformação uniforme quando uma chapa é submetida a um processo de conformação mecânica através do processo de estampagem profunda (HAHM, KIM, 2008).

A anisotropia pode ser representada pelas razões de deformações conhecidas como  $r$  – values (razão de deformação plástica) ou fator de anisotropia ou coeficiente de Lankford ( $r$ ), obtido pela razão entre a deformação verdadeira na largura ( $\epsilon_w$ ) e a deformação verdadeira na espessura ( $\epsilon_t$ ), na região de alongamento (AL) uniforme de um corpo de prova submetido ao ensaio de tração uniaxial, nas quais são submetidas nas diferentes orientações, longitudinal ( $0^\circ$ ), transversal ( $90^\circ$ ) e na direção de trabalho ( $45^\circ$ ) (TAYLOR, 1988). O valor de anisotropia normal denominado ( $r$ ) é dado pela equação 4.

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln(W/W_0)}{\ln(t/t_0)} \quad (4)$$

O valor da anisotropia normal ( $r$ ), quando se apresenta com valor alto, significa que o mesmo oferece grande resistência à deformação plástica na direção da espessura e como consequência ele é adequado para suportar esforços biaxiais de tração. Para o caso de chapas finas, as medidas de espessura não são precisas, sendo assim, a mesma pode ser reescrita, aplicando-se a relação de volume constante conforme mostrado na equação 5.

$$r = \frac{\ln(W_0/W)}{\ln(Lw/L_0W_0)} \quad (5)$$

As chapas de aço laminadas apresentam grande variação em suas propriedades elásticas e plásticas com a orientação no plano da chapa, pode-se expressar a anisotropia média ( $r_m$ ) através da equação 6.

$$r_m = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (6)$$

A anisotropia média ( $r_m$ ) está relacionada ao desempenho do material frente a um processo de estampagem profunda. Para que seja ideal, o material deve possuir um valor alto de anisotropia média ( $r_m$ ), pois, significa que não haverá grande redução de espessura. Segundo Keller (1968) um valor alto de anisotropia média ( $r_m$ ) indica boa conformabilidade desde que a anisotropia planar ( $\Delta r$ ) seja igual a zero. O valor de anisotropia média ( $r_m$ ) para chapas de aço variam entre 1 e 2, sendo seu limite teórico para materiais CCC seria 3 (DIETER, 1981).

No trabalho de Evangelista (2000) indica que o valor de anisotropia média ( $r_m$ ) para aços efervescentes variam entre 0,8 e 1,2. Em aços acalmados com alumínio, os valores podem variar entre 1,5 a 1,8, sendo, que em aços IF, o valor de anisotropia média pode apresentar valores de 2 a 2,4.

Evangelista (2000) destaca que o valor de anisotropia influencia a profundidade média possível de ser obtida em uma operação de estampagem profunda (em embutimento). Num processo de estampagem considerado ideal ou ótimo, consegue-se combinação de um elevado valor de anisotropia média ( $r_m$ ) e um valor do coeficiente de anisotropia planar ( $\Delta r$ ) igual a zero.

A variação dos valores de anisotropia normal ( $r$ ), determinados em corpos de prova situado num mesmo plano do metal trabalhado, porém retirados em diferentes direções, é chamada de coeficiente de anisotropia planar ( $\Delta r$ ), é expressa conforme a equação 7.

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} - 2.r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{2} \quad (7)$$

O coeficiente de anisotropia planar ( $\Delta r$ ) indica a diferença de comportamento mecânico que o material pode apresentar no plano da chapa. Normalmente torna-se  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ , e  $90^\circ$  em relação à direção de laminação, assim obtendo-se  $r_{0^\circ}$ ,  $r_{45^\circ}$  e  $r_{90^\circ}$ , conforme mostrado no exemplo na figura 15.

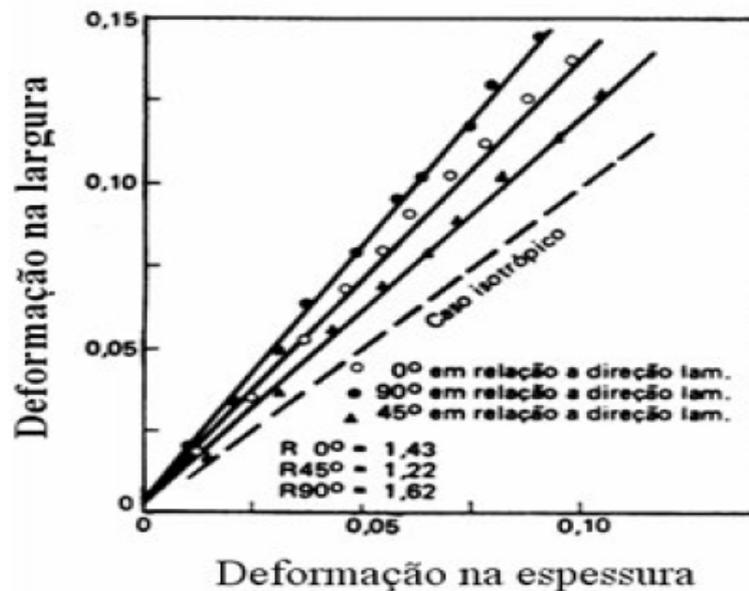


Figura 15- Deformação na espessura versus deformação na largura.

Fonte: Usiminas, 2007, p.10.

Se um material apresenta anisotropia planar ( $\Delta r$ ) em alto valor, tem-se uma diferença grande entre os índices de anisotropia nas direções consideradas. Sendo assim, não é ideal, em um processo de conformação mecânica, pois, isto levaria a ocorrência do fenômeno chamado

orelhamento, que nada mais é um defeito superficial, indesejável para peças estampadas. (MAGNABOSCO, et al.; 1998).

Um valor de ( $\Delta r$ ) positivo indica a formação de orelhas a 0 e 90 graus com a direção de laminação, enquanto um ( $\Delta r$ ) negativo leva a formação de orelhas a 45 graus em relação a direção de laminação, conforme figura 16 (RAY, et al. 1994).

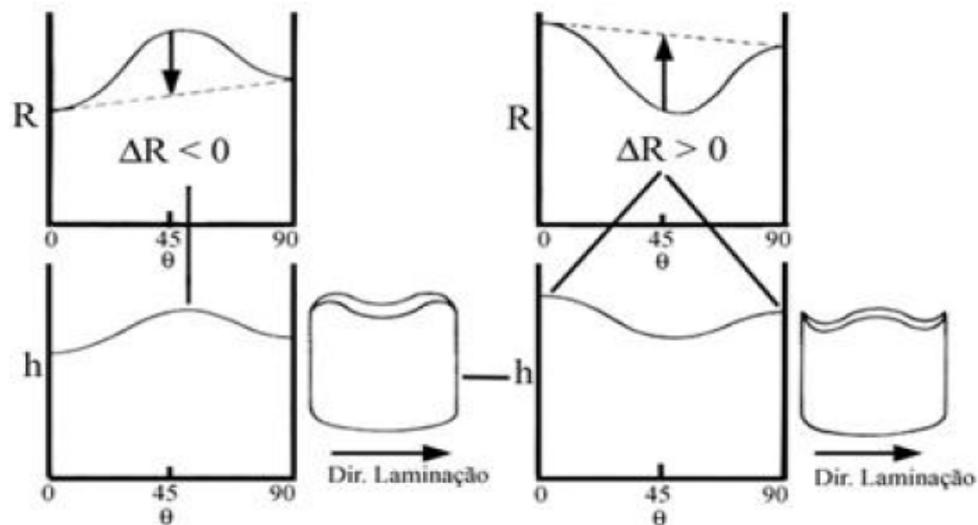


Figura 16 – Anisotropia planar na formação de orelhas.

Fonte: Sereno, 2006, p. 41.

Um material isotrópico apresenta valores de anisotropia média ( $r_m$ ) igual a 1 e anisotropia planar ( $\Delta r$ ) igual a 0. Com a avaliação destes índices pode-se determinar quanta anisotropia existe no material, sendo este, em estudo de grande importância para área de conformação (processos de estampagem profunda e processos de forjamento) e assim, prever os comportamentos indesejados dos materiais quando submetidos a severas deformações plásticas (HILL, 1982).

As quantidades de elementos de liga também influenciam a natureza da anisotropia. Para um dado metal e composição, a anisotropia plástica é uma consequência de toda a história de processamento, isto é, a temperatura de reaquecimento de placa, temperatura de bobinamento, temperatura de acabamento, percentual de redução a frio, o ciclo de recozimento e redução do encruamento (EVANGELISTA, 2000).

#### 4.7. Fatores que afetam a formabilidade dos aços de baixo carbono

A estampagem será tanto favorecida, quanto maior for o coeficiente de anisotropia média ( $r_m$ ). Para ligas de aços de baixo carbono, o ideal é que se atinja um valor de anisotropia médio igual ou superior a 1,1, para possibilitar um bom desempenho em operações onde prevalece o embutimento em aplicações não severas. O aumento de anisotropia média ( $r_m$ ) depende do teor de carbono, a presença de elementos de liga em microadições e da textura cristalográfica da chapa. Valores mais elevados de anisotropia média ( $r_m$ ) são obtidos com o decréscimo do teor de intersticiais, aumento da deformação na laminação a frio e a realização de um recozimento intermediário na laminação a frio (ALMEIDA, 1987).

#### 4.8. Textura cristalográfica

Em geral, as propriedades físicas dos cristais dependem fortemente da direção em que são medidas, isto significa dizer que a grande maioria dos cristais são anisotrópicos. Se os cristais de uma amostra policristalina, estão orientados aleatoriamente, então ela apresentará as mesmas propriedades em todas as direções na qual podemos que é isotrópica. Entretanto, um arranjo cristalino verdadeiramente ao acaso raramente é atingido, porque os processos de fabricação tendem a alinhar os grãos, de forma que suas orientações não estão uniformemente distribuídas. Denomina-se o resultado de textura cristalográfica ou orientação preferencial, que pode simplesmente ser definida como uma condição, na qual a distribuição de orientações do cristal é não aleatória (RAY, et al. 1994).

A textura cristalográfica deve ser considerada como um fator de projeto no caso de uma chapa fina utilizada para aplicação de estampagem, pois, uma orientação fortemente preferencial resultará numa anisotropia das propriedades mecânicas no plano da chapa, o que pode resultar em respostas desiguais do material durante as operações de fabricação e conformação (RANDLE; ENGLER, 2000).

Normalmente, costuma-se descrever a textura cristalográfica através de índices de Miller. Descreve-se a textura das como  $(hkl) [uvw]$ , significando que o plano  $(hkl)$  dos grãos é aproximadamente paralelo ao plano da chapa e a direção  $[uvw]$  é coincidente com a direção de laminação (FERREIRA, et al. 2001).

Tem sido bem estabelecido que a textura seja o fator chave controlador da estampabilidade profunda e é o que mais contribui para melhoria da conformabilidade de chapas deformadas a frio. Fortes componentes  $\{111\}$  são necessárias para chapas de aço de baixo carbono apresentem boa estampabilidade. É bem aceito que altos valores de anisotropia média ( $r_m$ ) são associados à presença desse tipo de componente, denominada cubo de vértice, e os valores de anisotropia planar ( $\Delta r$ ), estão associados ao orelhamento. Em adição, outros estudos de chapas de aço de baixo carbono acalmados ao alumínio mostram que os valores de anisotropia média ( $r_m$ ) e quantidade de deformação a frio poderiam ser mais bem descritos usando o conceito de ausência da componente  $\{100\}$ , cubo na face, porque esta família de componentes reduz o valor de anisotropia média ( $r_m$ ) (XU, et al. 1993).

Em seu trabalho, Xu, et al. (1993) reforçam esta idéia dizendo que medidas de figuras de pólo e avaliação mecânica revelaram uma forte relação entre a anisotropia média ( $r_m$ ) e a textura  $\{111\}$ . Entretanto, certa aleatoriedade em relação às direções é desejável, para que se possa obter um baixo coeficiente de anisotropia planar ( $\Delta r$ ), pois os valores da mesma favorecem o orelhamento (XU, et al. 1993). Neste aspecto, uma estrutura homogênea e tamanho de grão menores são desejáveis. Isto pode ser justificado da seguinte maneira, quanto menor o tamanho de grão, maior é o número de grãos e como consequência, maior é a possibilidade de se obter orientações mais diversificadas. Geralmente o fator que favorece a formação de um grão fino recristalizado também favorece a formação de uma orientação essencialmente aleatória dos grãos recristalizados (COSTA, 2006).

A textura de deformação em geral, determina a textura de recristalização que, por sua vez, determina a textura de recristalização secundária. Normalmente, a nova textura é chamada de textura produto (XU, et al. 1993). A textura existente em um metal policristalino é usualmente descrita por figuras de pólo, obtidas através dos métodos de transmissão e reflexão de raios x (PADILHA; SICILIANO, 2005).

#### 4.8.1. Relação entre o coeficiente de Lankford e a textura do material

Pode-se dizer que o índice de anisotropia traduz a diferença de comportamento durante a deformação por tração uniaxial de um corpo isotrópico e de um anisotrópico. Em aços o valor de anisotropia média é fortemente dependente da textura (ALMEIDA, 1987).

Shneider; et al. (1987) conclui em seu trabalho que as texturas com o plano (111) paralelo ao plano principal da chapa levam a valores de anisotropia média ( $r_m$ ) altos e as de plano (100) paralelo ao plano da chapa, levam a valores de anisotropia média ( $r_m$ ) muito

baixos. O valor de anisotropia média ( $r_m$ ) é maximizado pela presença de componentes de textura  $\{111\}$  em metais CCC, pois nesta estrutura a direção  $[111]$  é normal ao plano da chapa e os planos  $\{111\}$  se distribuem aleatoriamente no plano da chapa. Como consequência, torna-se mais difícil a deformação ao longo da espessura da chapa, justificando o aumento no valor da anisotropia média ( $r_m$ ) (FERREIRA, et al. 2001).

#### 4.8.2. Textura de laminação

A textura de laminação em aços de baixo carbono independe da sua composição química e das variáveis de processo. Uma figura de pólo típica, 200, é mostrada na figura 17. Cinco orientações individuais têm sido usadas para descrever as componentes desta textura:  $\{111\}\langle 112\rangle$ ,  $\{001\}\langle 110\rangle$ ,  $\{112\}\langle 110\rangle$ ,  $\{111\}\langle 123\rangle$  e  $\{111\}\langle 110\rangle$  (HUMPHREYS; HATHERLY, 1996).

Uma descrição típica tem-se concentrado em duas orientações preferenciais, as quais são descritas como texturas de fibra. Uma dessas orientações corresponde à textura de fibra com um eixo  $\langle 111\rangle$  perpendicular a superfície da chapa; as orientações  $\{111\}\langle uvw\rangle$  são predominantes nesse sentido. A outra é uma textura de fibra parcial  $\langle 110\rangle$ , com o eixo da fibra paralelo a direção de laminação.; as orientações  $\{hkl\}\langle 110\rangle$  são predominantes neste sentido (PADILHA, 2005). A figura 17 demonstra a textura de laminação de um aço de baixo carbono, figura de polo (200) com 90% de redução. A figura 18 demonstra a textura de um aço de baixo carbono, figura de polo (110) com 90% de redução.

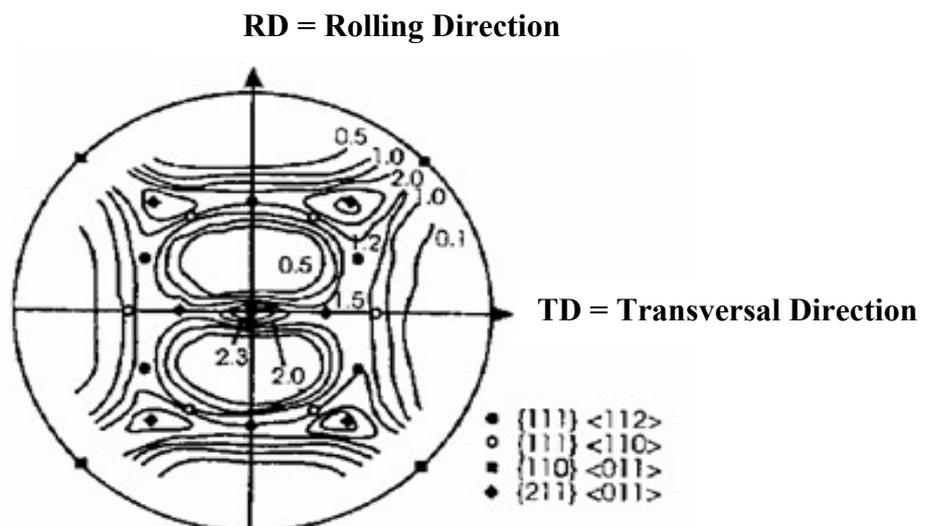


Figura 17- Textura de laminação de um aço baixo carbono, figura de pólo 200 com 90% de redução.

Fonte: Matheus, 1999, p. 49.

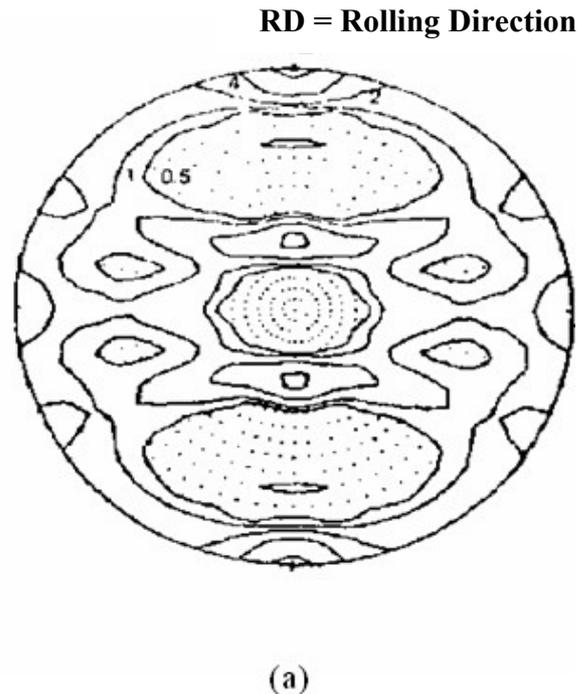


Figura 18 - Textura de um aço de baixo carbono, laminado 90%: (a) figura de pólo (110).

Fonte: Matheus, 1999, p. 50.

#### 4.8.3. Textura de recristalização

Texturas de recristalização são obtidas pelo recozimento do metal deformado. O processo de recristalização pode ser entendido como sendo um realinhamento dos átomos, por difusão, através dos contornos de grão deformados, de tal forma que um arranjo totalmente novo de cristais isentos de deformação, cresce às custas dos cristais anteriormente deformados (COSTA, 2006). O recozimento em temperaturas mais altas causa frequente recristalização. A ocorrência de recristalização pode gerar uma orientação cristalográfica preferencial (textura) completamente diferente daquela gerada pela deformação. Na realidade, a recristalização pode levar a ausência de textura, como desenvolver componentes de textura extremamente intensas ou, simplesmente, não alterar a textura de deformação. Esta alteração da textura de deformação, durante a recristalização, é o resultado de um conjunto de alterações na microestrutura de um material, em decorrência de tratamento térmico, com novos grãos nucleando e crescendo. Estes novos grãos podem ter uma orientação diferente daquela orientação dos grãos da microestrutura deformada, pois os grãos formados estão muito mais livres de defeitos, ou seja, com menor energia acumulada. Além disso, o tratamento térmico de recozimento em temperaturas altas e após baixo grau de deformação pode levar a formação

de grãos de dimensões diferentes em relação a forma comum. Assim o conjunto de fenômenos que levam à formação de novos grãos, pela eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de alto ângulo, chamado de recristalização primária. A orientação cristalográfica resultante do fenômeno da recristalização é chamada de textura de rescristalização (LOW, 2000).

Em temperaturas ainda mais altas, pode ocorrer, durante o recozimento e após recristalização, tanto o crescimento contínuo ou normal de grãos, como crescimento exagerado de grãos ou recristalização secundária. Neste caso, alguns poucos grãos crescem consumindo seus vizinhos menores. A textura resultante também neste caso é geralmente diferente das texturas de deformação e de recristalização (PADILHA, 2005).

## 5 METODOLOGIA

### 5.1 Materiais

As ligas de aço estudadas nesse trabalho foram cedidas pela Empresa Crifér na qual distribui estes tipos de aços para companhia Siderúrgica Nacional (CSN), na forma de chapas 0,75 mm espessura x 1200 mm de largura x 1200 mm de comprimento. Foram estudadas três ligas diferentes com três chapas de cada liga. Como se pode observar na da tabela 2, trata-se de ligas de aço com baixo teor de carbono.

Tabela 2 - Composição Química (% massa) dos aços de baixo carbono em estudo

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Si</b>	<b>Al</b>	<b>Nb</b>	<b>N</b>	<b>B</b>
<b>SAE 1006</b>	0,0460	0,301	0,015	0,016	0,000	0,047	0,001	0,00180	0,0001
<b>ELC</b>	0,0162	0,253	0,013	0,014	0,003	0,039	0,0010	0,00250	0,0001
<b>IF</b>	0,0017	0,111	0,011	0,007	0,003	0,032	0,062	0,00270	0,0001

Fonte: Autor.

### 5.2 Métodos

A partir da chapas de aço laminada a frio foram fabricadas 7 amostras para o ensaio de tração em cada direção (0°, 45° e 90°), num total de 63 corpos de prova segundo a norma ASTM E8M – 04. Os corpos foram estampados (recortados), passando em seguida por operação retificação da seção lateral na região útil com o propósito de reduzir possíveis rebarbas que poderiam acarretar pontos de concentração de tensão e assim mascarar os resultados obtidos. As dimensões estão de acordo com a tabela 3, figuras 19. Para realização dos ensaios de anisotropia, foram fabricados 108 corpos segundo a norma ASTM E 517- 00. As amostras foram retiradas de acordo com o desenho da figura 20, na qual demonstra a posição de retirada das amostras das chapas para realização do ensaio de anisotropia e para os ensaios de tração.

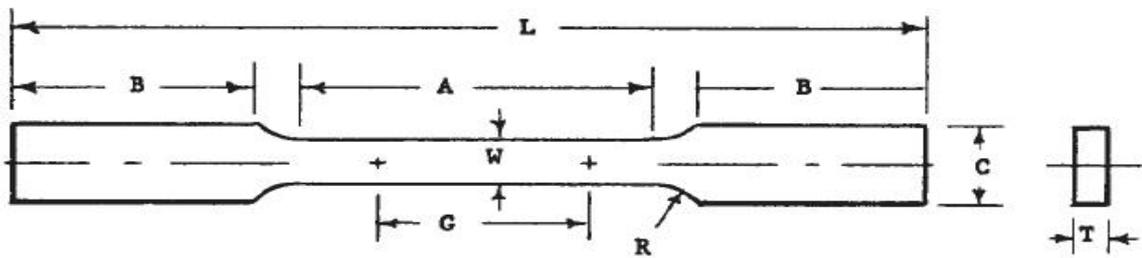


Figura 19 - Corpos de prova utilizados para os ensaios de tração e anisotropia.

Fonte: ASTM E 517, 2000.

Tabela 3 - Dimensões dos Corpos de Prova

Identificação	Posição	Dimensões (mm)
G	Comprimento útil	50 +/- 0,25
W	Largura da área útil	12.5 +/- 0,25
T	Espessura	0,75 +/- 0,08
R	Raio	13
L	Comprimento total	200
A	Comprimento de redução	75
B	Comprimento da cabeça	50
C	Largura da cabeça	20

Fonte: ASTM E 8M - 04 / ASTM E 517 - 00

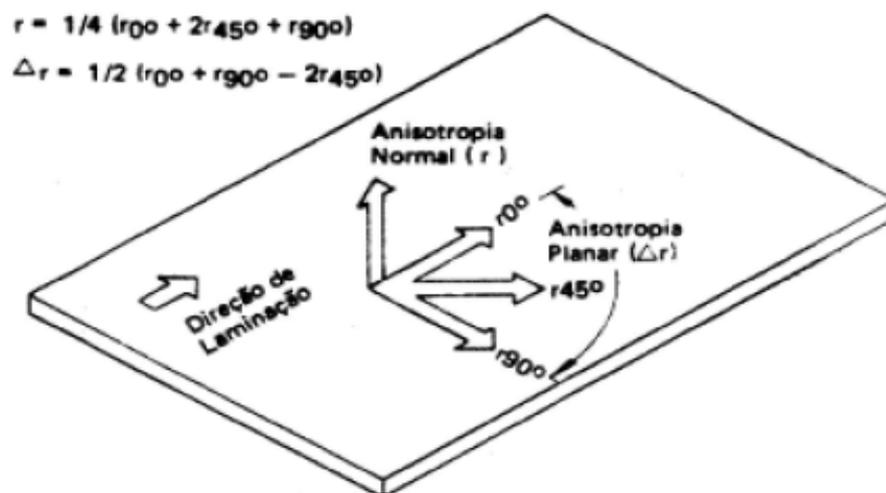


Figura 19 - Método de retirada de amostragem dos corpos de prova para ensaio de tração, anisotropia.

Fonte: Usiminas, 2007, p. 11.

### 5.2.1 Ensaio de tração

Para análise dos ensaios mecânicos de tração foram realizados num total 63 ensaios de tração, sendo dividido em 7 corpos de prova para cada ângulo analisado ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ ), sendo todos como recebidos. Os ensaios foram realizados, no laboratório de ensaios da empresa Crifér, utilizando-se a máquina universal de ensaios modelo DL 10000 da EMIC com software TESC 3.1, método ensaio de tração ASTM E 8.

A caracterização mecânica foi feita determinando-se os seguintes parâmetros: limite de resistência a tração (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento uniforme (AL).

### 5.2.2. Determinação dos coeficientes de anisotropia normal ( $r$ ), anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ )

Para realização dos ensaios de anisotropia foram feitos 4 ensaios em cada liga estudada, num total 12 ensaios. Em cada ensaio para as medidas da anisotropia, foram utilizados 9 corpos de prova, sendo todos no estado como recebidos. Conforme descrito na seção 5.2 as amostras utilizadas para determinação da anisotropia normal ( $r$ ), anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ), foram retiradas nos ângulos de ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ ) em relação à direção de laminação. Os corpos de prova apresentaram as mesmas dimensões conforme a tabela 3.

Os ensaios para determinação do coeficiente de anisotropia normal ( $r$ ) foram realizados através da máquina universal de ensaios DL 10000 da EMIC e do software TESC 3.1 método ASTM E 517. Para realização do ensaio do coeficiente de anisotropia normal foram utilizados extensômetros tanto na transversal como na longitudinal. Os coeficientes de anisotropia média ( $r_m$ ) e planar ( $\Delta r$ ) foram determinados a partir das equações 6 e 7. Calculou-se os valores médios e erros associados a essas medidas.

### 5.2.3. Análise microestrutural

Para realização da análise microestrutural foram usadas 9 amostras, sendo 3 amostras de cada liga estudada. As amostras das ligas foram cortadas através “cutt off” em chapas nas dimensões 0,75 mm x 10 mm x 10 mm utilizando-se de uma máquina de corte do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI), em seguida foram submetidas ao embutimento em resina termofixa de cura a quente. Estas amostras foram

lixadas com lixas de granulometria de #220, #320, #400 e #600 para desbaste e depois submetidas a polimento com pasta de diamante de 6 a 1 micron para visualização da seção longitudinal no microscópio óptico.

Os corpos de prova após polimento sofreram ataque químico em Nital 2% (álcool etílico + ácido nítrico), para serem submetidas às técnicas de metalografia, utilizando microscópio óptico Zeiss do CDMatM-FEI com auxílio de captador de imagens Axio Cam ICam ICc3.

Para a determinação do tamanho de grão ferrítico os ensaios foram realizadas com base na norma ASTM E112-96 pela utilização do método do intercepto linear médio, sendo utilizando-se 10 campos por amostra, realizado através do analisador de imagens digital Axio Cam ICam ICc3, acoplado ao microscópio óptico.

#### 5.2.4. Difração de raios X

Para realização do ensaio de difração de raios X foi utilizada 1 amostra de cada liga estudada. As amostras das ligas estudadas foram cortadas nas dimensões de 20 x 20 mm utilizando-se da máquina de corte de amostra do Centro de Desenvolvimento de Materiais metálicos da FEI (CDMatM-FEI), sendo que após serem cortadas, foram identificadas em relação ao sentido de laminação de cada material.

O equipamento utilizado para realização do ensaio de difração de raio X, foi um Shimadzu XRD – 7000 (X-RAY – DIFRACTOMETER) com Software XRD 6000/7000 na versão 5.21 realizado no Centro de desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI), os parâmetros utilizados foram tensão de raio X de 30 Kvolts, corrente de 30 mA,  $\beta$  360 graus / minuto, passo de leitura de 5 °, o alfa de 0 a 50 ° e tubo de cobre com K  $\alpha$ .

#### 5.2.5. Análise química

A realização da análise química dos aços em estudo teve como objetivo de verificar a se as mesmas estavam dentro das especificações de fabricações destes aços. As mesmas foram realizadas no laboratório de ensaios da empresa Radiadores Visconde em Guarulhos. O equipamento usado foi um espectrômetro de emissão óptica, da marca ARL – Metal Analyser.

O equipamento utiliza como fonte de excitação uma centelha de alta energia, que é criada numa fenda entre um eletrodo e a amostra do material a ser analisado. A centelha gera

uma emissão da radiação provida da excitação superficial da amostra, com características da composição elementar. O espectro da radiação é separado por um conjunto de prismas e lentes, em linhas distintas, de forma que a intensidade de cada linha é medida. Estas medidas são precisamente convertidas em valores de concentração, sendo estes os resultados percentuais dos elementos presentes nas amostras.

### 5.3. Intervalo de incertezas das medidas

Devido a ocorrerem valores medidos bem diferentes da média de um total nove valores de mesma condição para limite de resistência a tração (LR), limite de alongamento (LE), alongamento (AL), para anisotropia normal ( $r$ ) sendo quatro corpos de prova, optou-se em realizar os intervalos de incerteza para essas medidas da seguinte forma:

- a) Exclusão do maior e do menor valor obtido;
- b) Calculou-se o desvio padrão, sendo que é a variação de incerteza das medidas;

Os valores obtidos da anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ) foram obtidos através das fórmulas 6 e 7. Também foram excluídos os menores e os maiores valores de ambos.

## 6 RESULTADOS

### 6.1. Análise microestrutural

As figuras 21 a 23 apresentam as microestruturas das ligas de aço de baixo carbono em seu estado como recebido, sendo que as mesmas realizadas na espessura da chapa e no sentido de laminação. A fase de cor clara é a fase ferrita sendo predominante nestes tipos de aços de baixo carbono e ultra baixo carbono.

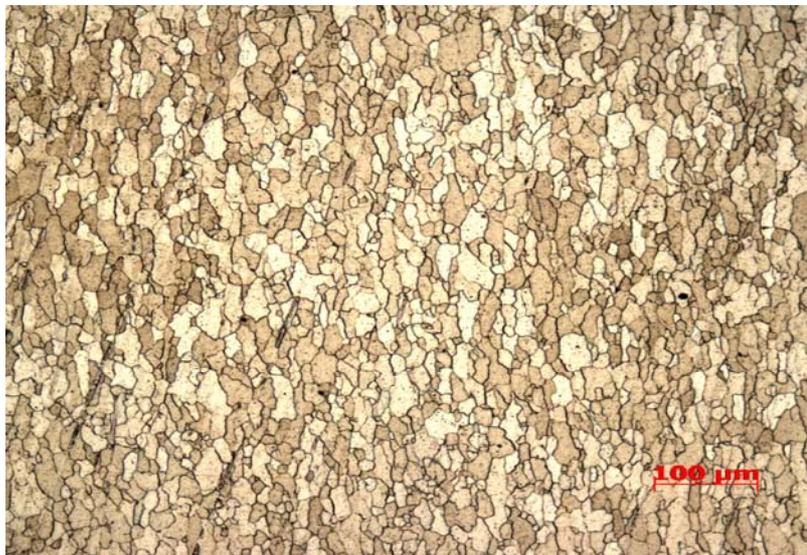


Figura 20 – Microestrutura da liga de aço em estudo - SAE 1006. Ataque nital

Fonte: Autor.



Figura 21 – Microestrutura da liga de aço em estudo – ELC. Ataque nital.

Fonte: Autor.



Figura 22 - Microestrutura da liga de aço em estudo - IF. Ataque nital

Fonte: Autor.

A tabela 4 mostra os tamanhos de grão para cada uma das ligas estudadas. Os valores apresentados tanto para as ligas SAE 1006 e ELC não apresentaram diferenças significativas. Para a que para liga de material classificada como IF seus valores apresentaram diferenciados em relação às outras duas ligas estudadas, conforme se pode observar na tabela 4.

Tabela 4 – Tamanho de grão das ligas de aço em estudo

Identificação das Ligas	Tamanho de grão			ASTM
	Intercepto médio ( $\mu\text{m}$ )	Diâmetro médio planar ( $\mu\text{m}$ )	Diâmetro médio espacial ( $\mu\text{m}$ )	
SAE 1006	$17 \pm 1$	$19 \pm 1$	$27 \pm 2$	$8 \pm 0,4$
ELC	$12 \pm 1$	$13 \pm 1$	$18 \pm 2$	$9 \pm 0,2$
IF	$9 \pm 1$	$10 \pm 1$	$14 \pm 1$	$10 \pm 0,2$

Fonte: Autor.

## 6.2. Ensaio de tração

As figuras 24 a 26 demonstram as curvas tensão – deformação de engenharia obtida para cada uma das ligas em relação aos ângulos de 0°, 45° e 90°, sendo esses em relação ao sentido de laminação.

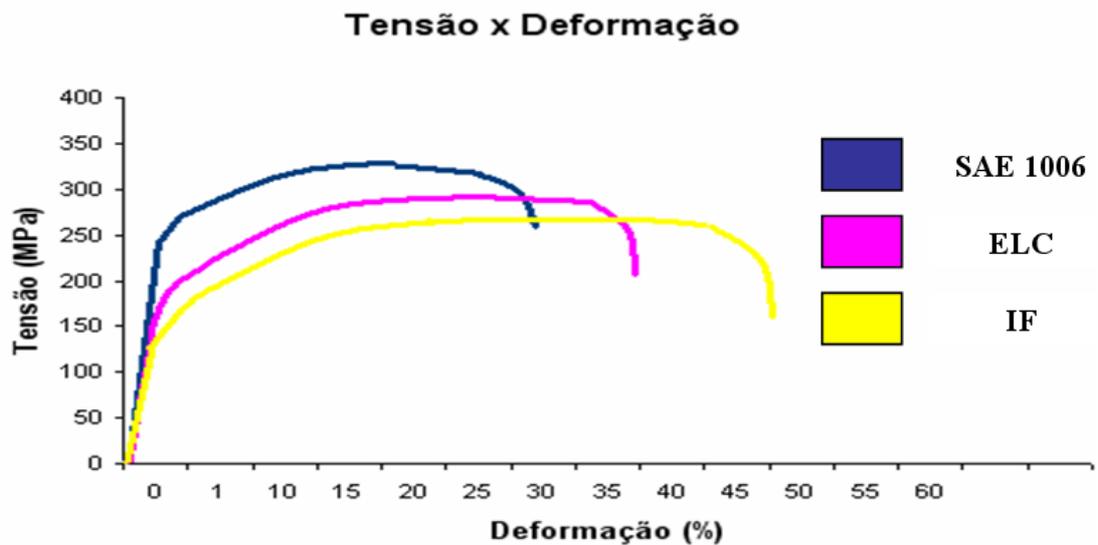


Figura 23 – Diagrama tensão-deformação de engenharia das ligas de aço estudadas – ângulo 0 graus.

Fonte: Autor.

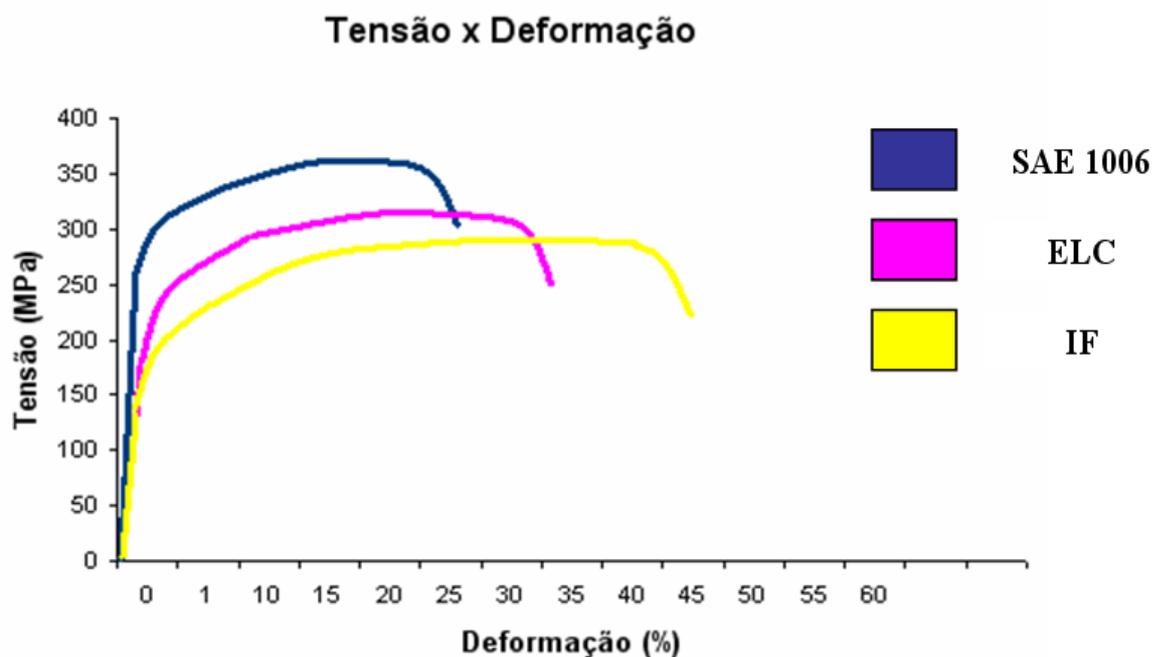


Figura 24- Diagrama tensão-deformação de engenharia das ligas de aço estudadas – ângulo 45 graus.

Fonte: Autor.

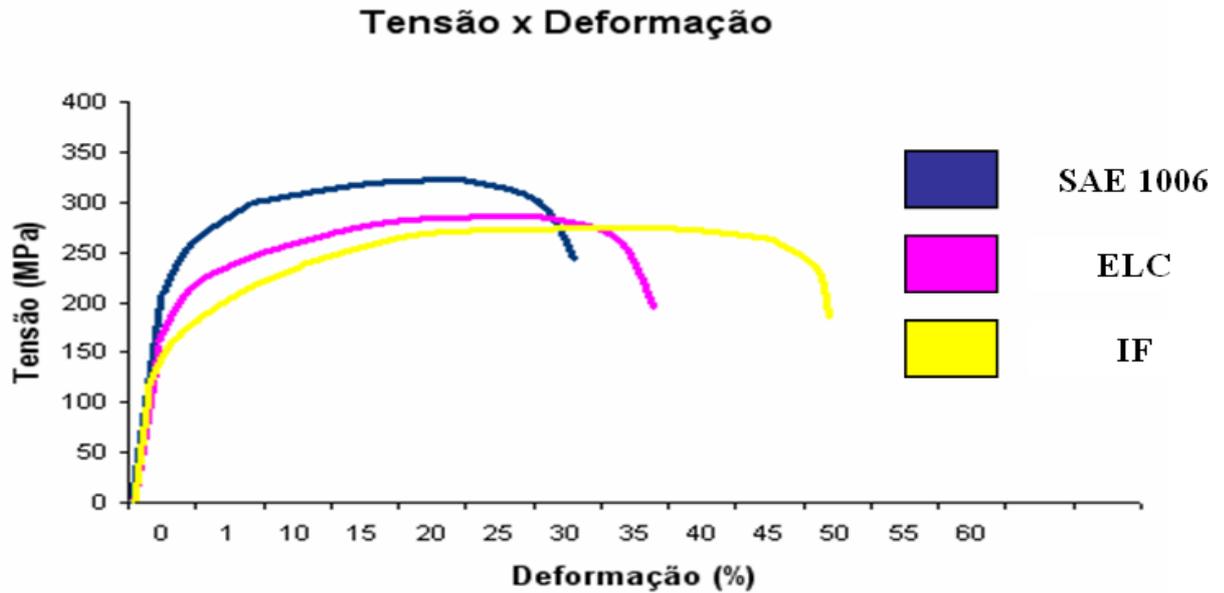


Figura 25 - Diagrama tensão-deformação de engenharia das ligas de aço estudadas – ângulo 90 graus.

Fonte: Autor.

As propriedades obtidas caracterizam as ligas estudadas quanto aos seus valores em relação a sua tensão máxima, ou seja, a tensão máxima atingida ao final da deformação elástica ou início da deformação plástica e o seu alongamento máximo até o instante da ruptura, os resultados obtidos são mostrados na tabela 5.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas medidas pelo ensaio de tração das ligas de aço em estudo

Ligas		Limite de resistência a tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)
SAE 1006	0°	341 ± 3	274 ± 2	31,9 ± 2
	45°	360 ± 2	290 ± 3	27,1 ± 1
	90°	332 ± 3	258 ± 3	34,6 ± 1
ELC	0°	297 ± 3	184 ± 3	38,4 ± 1
	45°	309 ± 2	206 ± 2	35,2 ± 1
	90°	285 ± 2	186 ± 4	38,8 ± 1
IF	0°	274 ± 3	147 ± 2	51,8 ± 1
	45°	288 ± 3	151 ± 4	47,1 ± 1
	90°	269 ± 3	143 ± 2	53,4 ± 2

Fonte: Autor.

A partir dos dados obtidos no ensaio de tração relacionaram-se as propriedades mecânicas, limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento total com as porcentagens de carbono de cada liga em estudo e aplicou-se em seguida as respectivas linhas de tendências lineares, validas para as condições ensaiadas de acordo com as figuras 27, 28 e 29, respectivamente.

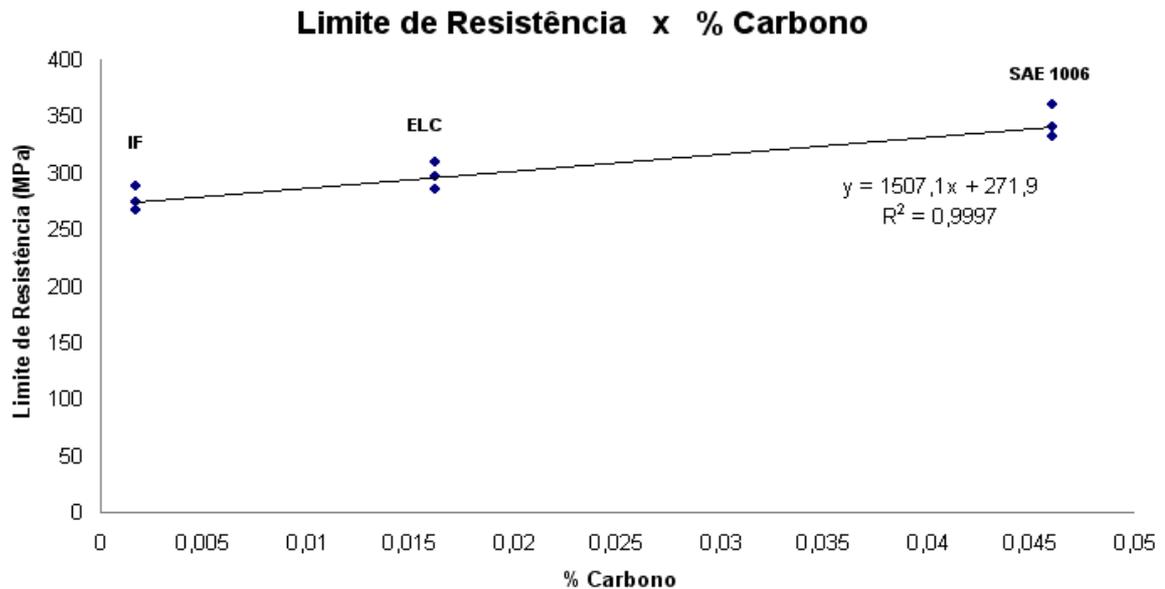


Figura 26 – Função linear do limite de resistência x % de carbono em massa para as ligas de aço em estudo.

Fonte: Autor.

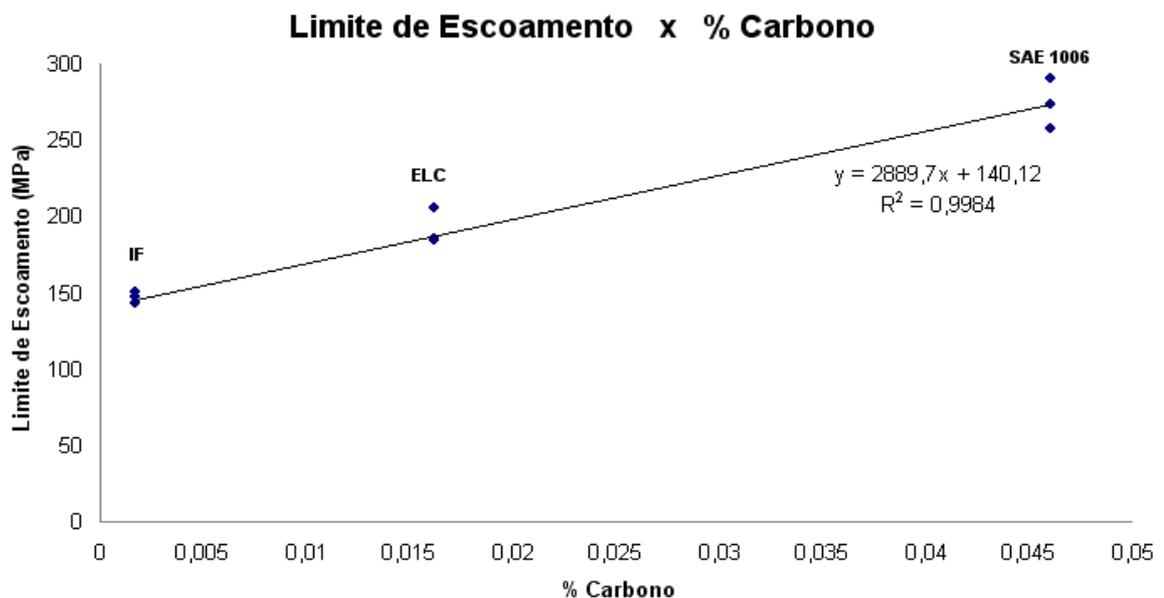


Figura 27- Função linear do limite de escoamento x % de carbono em massa para as ligas de aço em estudo.

Fonte: Autor.

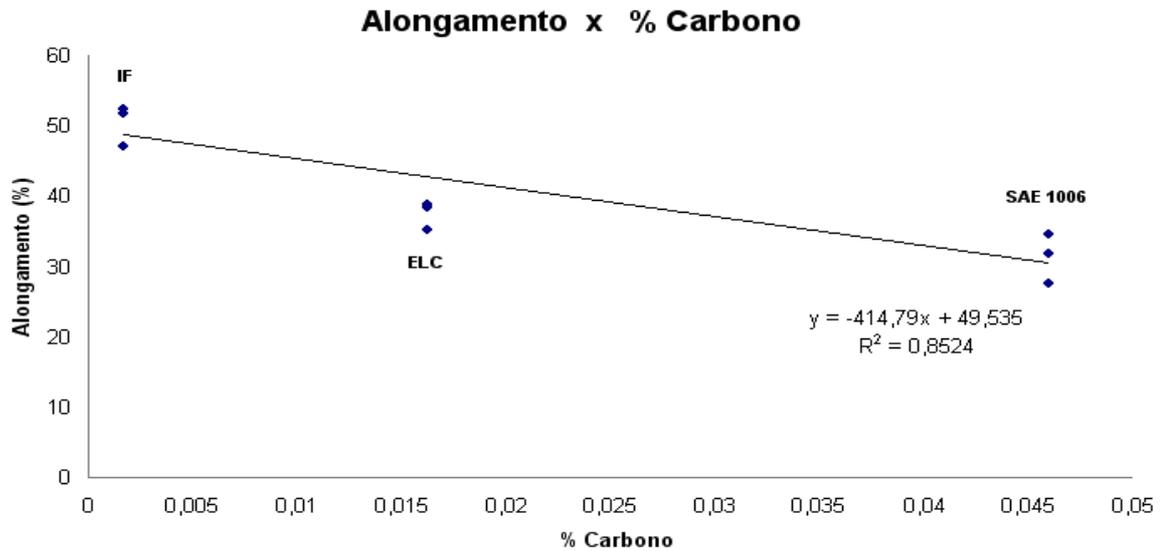


Figura 28 - Função linear do alongamento total x % de carbono em massa para as ligas de aço em estudo.

Fonte: Autor.

### 6.3. Análise da anisotropia

Os parâmetros de estampabilidade, a anisotropia normal ( $r$ ), anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ) são apresentados na tabela 6. Os valores de anisotropia normal ( $r$ ) foram obtidos através de ensaios, conforme parâmetros de ensaio da norma ASTM E 517 e os valores obtidos de anisotropia média ( $r_m$ ) e planar ( $\Delta r$ ) foram obtidos através das equações 6 e 7.

Tabela 6 – Parâmetros de estampabilidade obtidos através do ensaio de anisotropia das ligas de aço em estudo

Liga de material		$r_m$ (média)	$r$ (nomal)	$\Delta r$ (planar)
SAE 1006	0°	1,13± 0,02	1,18 ± 0,01	0,13± 0,01
	45°		1,06 ± 0,02	
	90°		1,12 ± 0,02	
ELC	0°	1,81± 0,01	1,87 ± 0,03	0,11± 0,01
	45°		1,78 ± 0,05	
	90°		1,91 ± 0,01	
IF	0°	2,03± 0,01	2,04 ± 0,04	0,09± 0,01
	45°		1,99 ± 0,01	
	90°		2,12 ± 0,01	

Fonte: Autor.

A partir dos dados obtidos nos parâmetros de estampabilidade, anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ), relacionaram-se as porcentagens de carbono das ligas em estudo, aplicando-se a linha de tendência linear em que as mesmas são validas para as condições utilizadas para estes tipos de aços e com as condições utilizadas nestes ensaios, pois estão de acordo com as de acordo com as figuras 30 e 31.

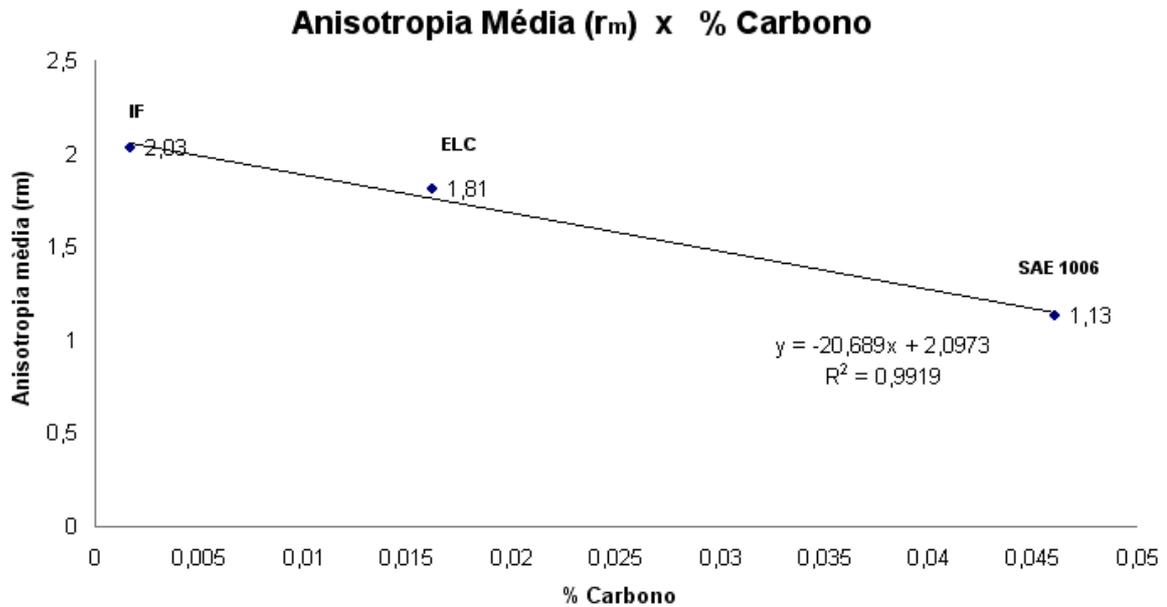


Figura 329 – Função linear da anisotropia média x % porcentagem de carbono das ligas de aço em estudo.

Fonte: Autor.

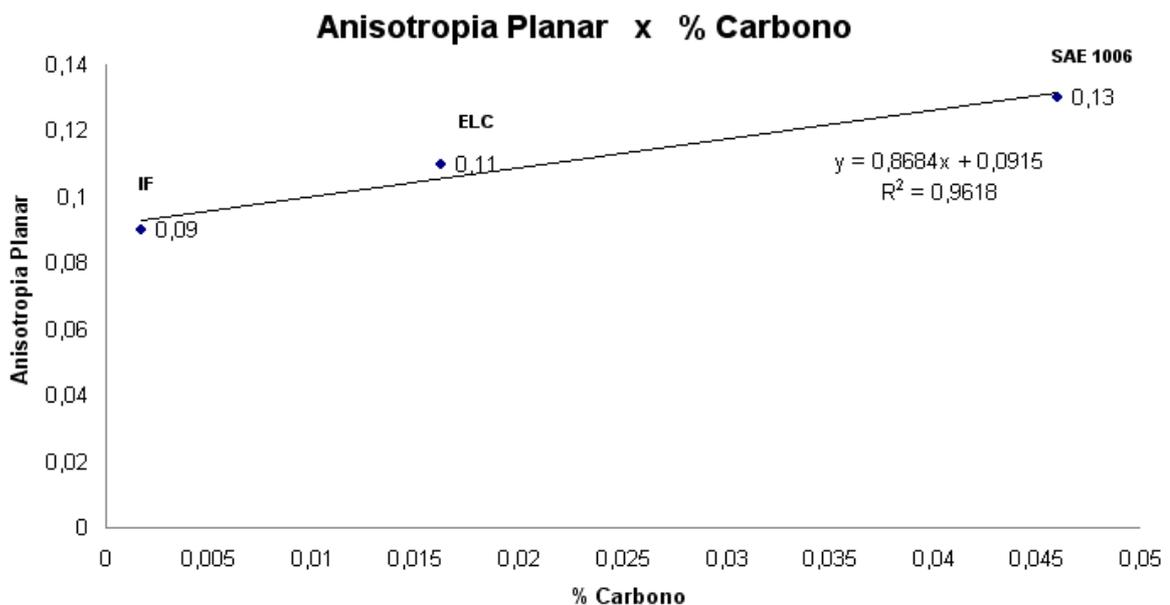


Figura 30 – Função linear da anisotropia planar x % porcentagem de carbono em massa das ligas de aço em estudo.

Fonte: Autor.

#### 6.4. Ensaio de difração de raios X

As figuras 32, 33 e 34 apresentam os difratogramas das ligas de aço estudadas, bem como os três picos mais intensos da fase presente (ferrita). Para sua identificação estes difratogramas foram comparados com o cartão JCPDS (*Joint Committee on Powder Diffraction Standards*).

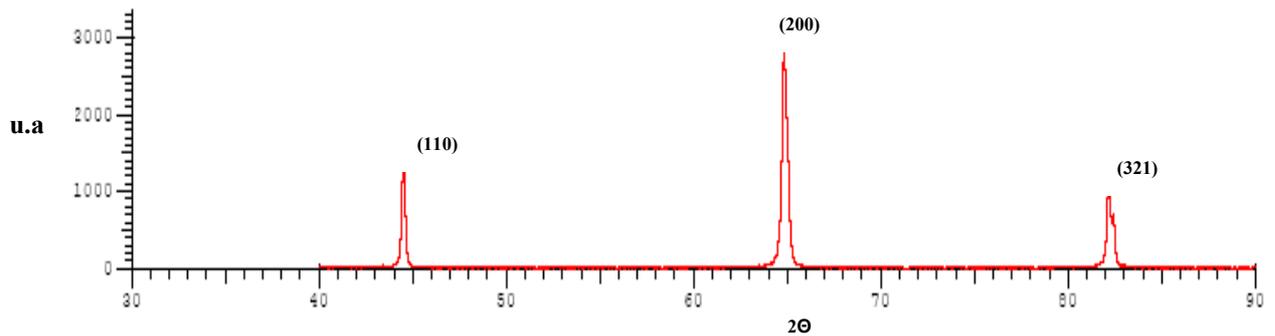


Figura 31 – Difratograma da amostra da liga de aço I.F. (Intersticial Free).

Fonte: Autor.

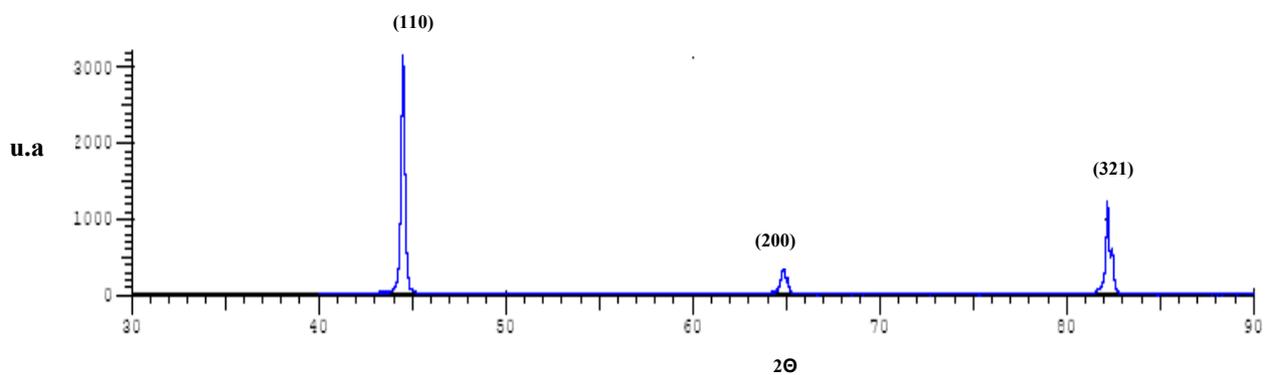


Figura 32- Difratograma da amostra da liga de aço E.L.C. (Extra Low Carbon).

Fonte: Autor.

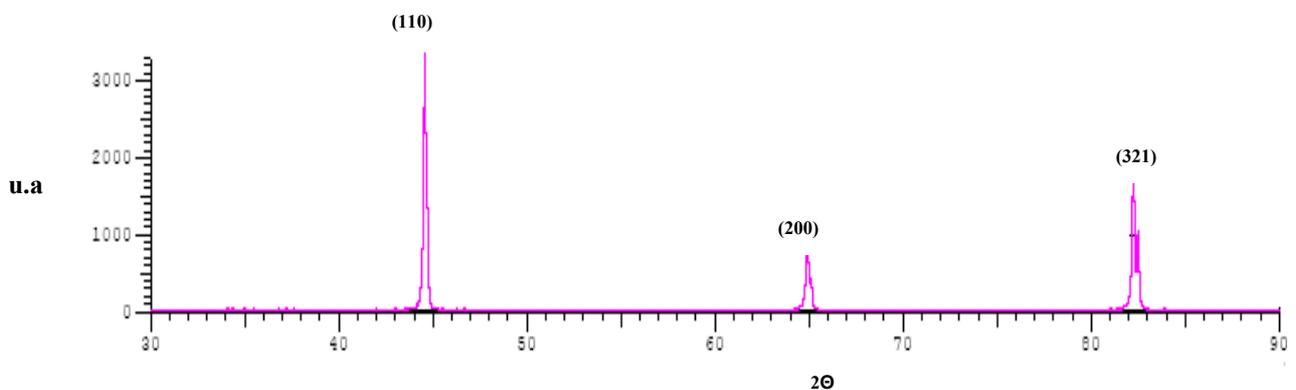
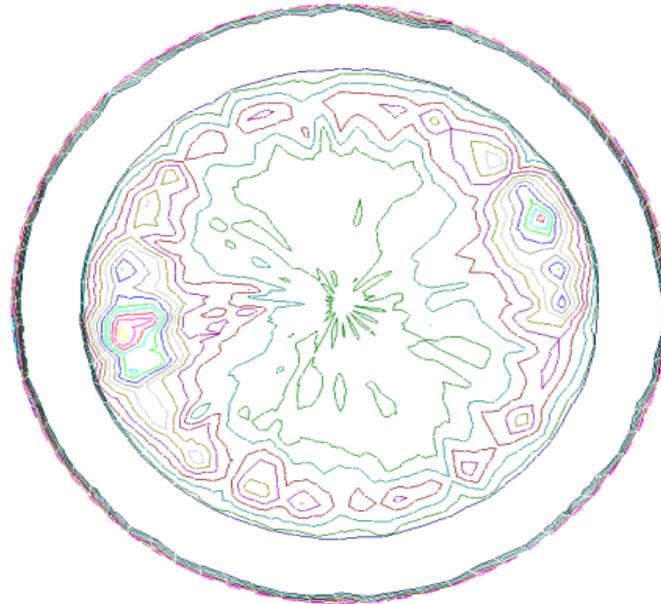


Figura 33 – Difratograma da amostra da liga de aço SAE 1006

Fonte: Autor.

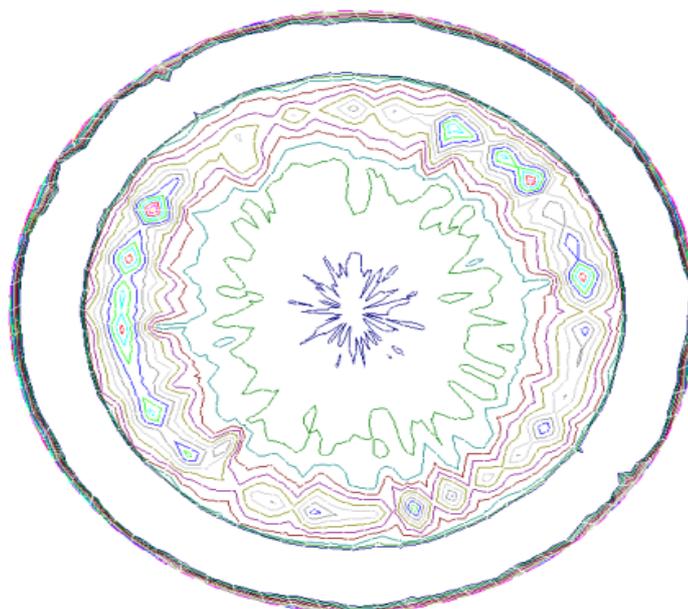
A avaliação da orientação preferencial foi obtida através da construção das figuras de pólo para verificação da orientação preferencial a uma dada direção cristalográfica, ou seja, as medidas de intensidade de uma linha foram plotadas em função da orientação tridimensional da amostra analisada. As figuras 35 a 37 demonstram as figuras de pólo das ligas estudadas.



**Intensidade Max.**  
**36,94735**

Figura 34 - Textura de aço laminado a frio I.F, figura pólo obtida para o plano (110).

Fonte: Autor.



**Intensidade Max.**  
**29,05263**

Figura 35 - Textura de aço laminado a frio ELC, figura pólo obtida para o plano (110).

Fonte: Autor.

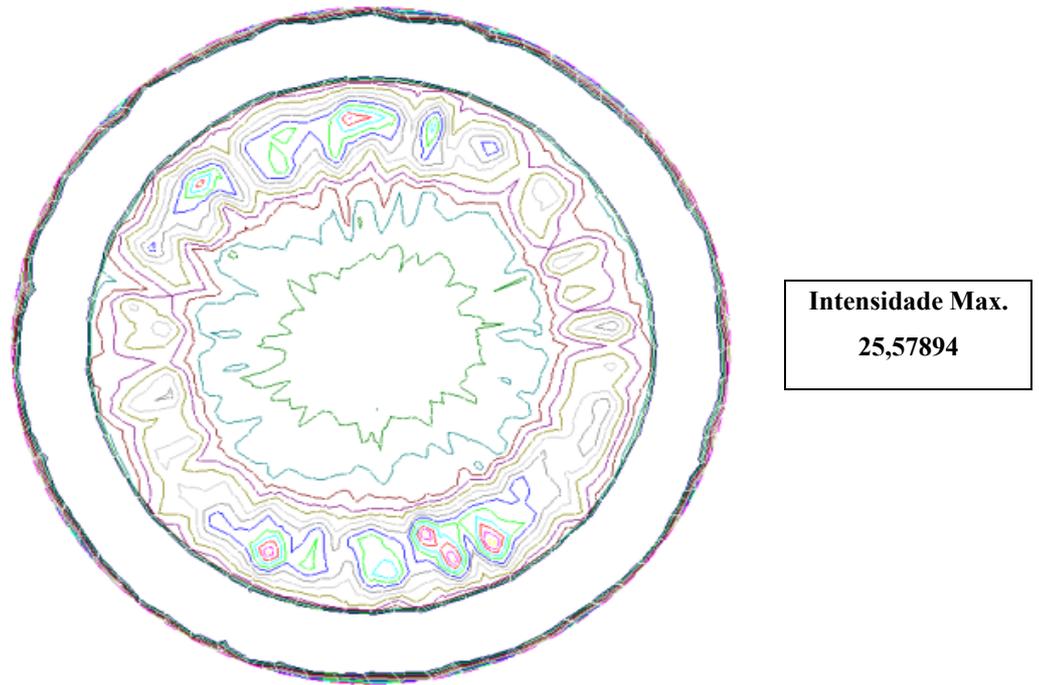


Figura 36 - Textura de aço laminado a frio SAE 1006, figura pólo obtida para o plano (110).

Fonte: Autor.

## 7 DISCUSSÃO

Como o objetivo deste trabalho foi avaliar a anisotropia em chapas de três diferentes ligas de aço de baixo carbono em termos microestrutura, propriedades mecânicas e os parâmetros de estampabilidade (anisotropia normal ( $r$ ), média ( $r_m$ ) e planar ( $\Delta r$ )), foi de fundamental importância correlacionar os seus resultados em relação à porcentagem de carbono em massa, componente de suma importância na alteração de suas características físicas, e os parâmetros de estampabilidade como anisotropia média ( $r_m$ ) e planar ( $\Delta r$ ), uma vez que a microestrutura de ambas as ligas estudadas apresentaram grande similaridade, por possuírem matrizes ferríticas.

O ensaio de embutimento Erichsen não foi utilizado uma vez que o mesmo avalia o estiramento do material quando ensaiado sob a condição padrão de uma determinada ferramenta. O que se necessita é a avaliação da anisotropia normal ( $r$ ), média ( $r_m$ ) e planar ( $\Delta r$ ) da chapa, em relação à estampagem profunda.

### 7.1. Análise microestrutural

As microestruturas apresentadas pelos materiais estudados estavam na condição de laminado a frio. As ligas de aço IF e ELC foram submetidas a tratamento térmico via recozimento contínuo, e a liga de aço comercial SAE 1006 via recozimento em caixa. Todas as ligas apresentaram qualidade de superfície tipo C, isto é, puderam apresentar algum tipo de defeito superficial. Os ensaios metalográficos permitiram uma análise previa relativa ao percentual de carbono das ligas analisadas, comprovado através da análise da composição química das ligas conforme mostrado na tabela 2. O carbono foi o elemento de grande influência nas propriedades mecânicas e nos parâmetros de anisotropia média ( $r_m$ ) e planar ( $\Delta r$ ). Notou-se pelas microestruturas a predominância de aços com matrizes ferríticas, que são características típicas de aços de baixo carbono aplicados para processos de conformação mecânica (estampagem).

As microestruturas não evidenciaram o alongamento dos grãos no sentido de laminação. Devido a esta morfologia dos grãos, quando as ligas estudadas foram submetidas ao ensaio de tração apresentaram propriedades mecânicas diferentes em relação ângulos que foram submetidas (0°, 45° e 90°). A comprovação e quantificação destas características foram obtidas através dos ensaios mecânicos de tração e apresentadas no tópico 7.2.

Os tamanhos de grão mostrados de acordo com a tabela 4 estão condizentes com as características das ligas estudadas, pois as diferenças apresentadas entre ambas estão ligadas aos processos de fabricação em que foram submetidas, sendo que a liga livre de intersticiais (IF) apresenta valores diferenciados em função da adição de elementos microligantes em sua composição química, como o nióbio que tem influência direta no aumento dos valores da anisotropia média ( $r_m$ ), redução da anisotropia planar ( $\Delta r$ ) e conseqüentemente da alteração da suas propriedades mecânicas, como seu alongamento total (AL), comprovados através dos resultados apresentados na tabela 5.

## 7.2. Propriedades mecânicas

### 7.2.1. Ensaio de tração

O fenômeno da anisotropia proporcionou diferentes valores nas propriedades mecânicas, como o limite de resistência a tração (LR), o limite de escoamento (LE) e o alongamento total (AL). Os ensaios foram realizados em três direções diferentes: a direção principal de trabalho que foi a longitudinal (90°), a direção transversal (0°) e a direção orientada a 45° da longitudinal.

Nas figuras 24 a 26 são mostradas as curvas convencionais da tensão – deformação de engenharia das três ligas em estudo em relação aos ângulos citados, 0°, 45° e 90°, em que são evidenciados os efeitos da anisotropia cristalográfica frente às propriedades mecânicas básicas, sendo que os valores encontrados são mostrados na tabela 5.

As ligas estudadas quando comparadas entre si, apresentaram-se com características diferenciadas em função das aplicações que as mesmas foram especificadas. A liga IF e a ELC são típicas de aplicações para estampagem profunda e a liga SAE 1006 aplicada sem requisitos específicos é classificada como um material comercial.

A liga de aço livre de intersticiais (IF), por ser um material propício para aplicações de alta estampabilidade, apresenta valores de alongamento (AL) e anisotropia média ( $r_m$ ) altos em relação às outras ligas. Os valores de limite de escoamento (LE) e limite de resistência a tração (LR) inferiores às ligas ELC e SAE 1006, devido a sua composição química. A redução dos teores de carbono e nitrogênio em solução sólida é devida a adição de nióbio, fixador dos átomos de carbono e nitrogênio sob a forma de carbonetos e nitretos.

A liga de aço ELC é também uma liga utilizada para aplicações de alta estampabilidade, pois apresenta valores altos de alongamento (AL) e anisotropia média ( $r_m$ )

quando comparados aos valores da liga SAE 1006, mas valores inferiores aos da liga IF. Entretanto, apresentaram valores de limite de escoamento (LE) e limite de resistência a tração (LR) superiores aos da liga IF, mas inferiores aos da liga SAE 1006, pois diferente das ligas de alta estampabilidade, na qual utilizam elementos microligantes como nióbio ou titânio em sua composição química, aliado a uma grande redução de carbono, a liga ELC apresentou características diferenciadas como a temperatura de reaquecimento das placas, menor do que da temperatura do processo convencional (faixa de 1200 °C), a temperatura de bobinamento em torno de 700 °C e no recozimento contínuo abaixou sua resistência mecânica e elevou a sua ductibilidade (valores conforme tabela 5). Como consequência eliminou a deformação acumulada, gerou um tamanho de grão adequado à estampabilidade (conforme tabela 4 e figura 22) e criou uma adequada textura cristalográfica (figura de polo conforme figura 36).

A liga de aço SAE 1006 apresentou propriedades mecânicas como limite de resistência a tração (LR) e limite de escoamento (LE) superiores às das ligas de aço livre de intersticiais (IF) e da liga de aço extra low carbon (ELC), sendo que o seu alongamento apresentou valores inferiores a ambas as ligas (conforme tabela 5), indicando que sua ductibilidade foi inferior ao das duas outras ligas estudadas. Isto foi devido às suas características de produção, que apresentam valores de reaquecimento de placas acima de 1200 °C, temperatura de bobinamento acima de 850 °C e devido ao seu processo de recozimento em caixa, que conferiu aumento de seu limite de escoamento (LE) e redução do seu alongamento (conforme tabela 5).

Nas figuras 27 a 29 foram analisadas as propriedades mecânicas básicas, o limite de resistência a tração (LR), o limite de escoamento (LE) e o alongamento total (AL) das ligas em estudo, nos ângulos 0°, 45° e 90° em função das quantidades de carbono de cada liga. O limite de resistência a tração (LR) e o limite de escoamento (LE) apresentaram uma tendência de aumento em função do carbono e o alongamento (AL) uma tendência de decréscimo em função da quantidade de carbono. Este fato pode ser explicado sobre dois pontos de vista: o carbono e o nitrogênio em solução sólida formam atmosferas de soluto em função da difusão da ferrita, e, para estas ligas de aços em estudo, o nitrogênio é retirado de solução através da precipitação do nitreto de alumínio (AlN), (fato das mesmas passarem pelo recozimento contínuo) como já mencionado, apresentam, ainda, baixa resistência ao envelhecimento devido a grande quantidade de carbono em solução sólida depois do seu processamento.

### 7.2.2. Coeficientes de anisotropia média ( $r_m$ ) e planar ( $\Delta r$ )

Nos resultados apresentados na tabela 6 em comparação com os dados da literatura, a liga IF apresentou um valor superior de anisotropia média ( $r_m$ ) em relação às ligas de aço ELC e SAE 1006. Alguns parâmetros puderam ter influenciado neste aumento, dentre eles: a quantidade de deformação a frio elevada, a temperatura de bobinamento, a composição química (decréscimo no teor de intersticiais em solução) e a textura cristalográfica.

Há um consenso em relação ao estudo da anisotropia em chapas de aço de baixo carbono quanto aos parâmetros para uma boa estampabilidade isto é, um alto valor de anisotropia média ( $r_m$ ) e um valor de anisotropia planar ( $\Delta r$ ), o mais próximo de zero. Sendo assim, das três ligas de aço estudadas nesta dissertação, aquela que apresentou maior aptidão a estampagem foi o aço IF, seguido pelo aço ELC e, por último, a liga de aço comercial SAE 1006. Isto mostra a importância do efeito dos elementos estabilizantes e da textura no aumento da anisotropia média ( $r_m$ ). Os resultados apresentados concordam com estudos realizados por Sumida (1983), no qual a adição de nióbio em aços livre de intersticiais elevaram o valor da anisotropia média ( $r_m$ ), isto é foram mais eficazes à estampabilidade quando comparadas às ligas de aço de baixo carbono sem adições de elementos de liga como o nióbio.

Como o valor de anisotropia média ( $r_m$ ) é maximizado pela presença de componentes  $\{111\}$  em metais CCC, a intensidade dessas componentes foi maior nos aços livre de intersticiais (IF). A anisotropia média ( $r_m$ ) do da liga de aço IF foi maior que a anisotropia média ( $r_m$ ) do aço ELC, sendo que, para o aço ELC foi maior que a do aço SAE 1006. Pode-se dizer, então, relativamente às suas intensidades que  $I_{IF} > I_{ELC} > I_{SAE\ 1006}$ . Estes resultados foram muito parecidos com os do trabalho de XU, Y.; et al. (1993).

Na tabela 6 é possível observar que o aço que apresentou menor tendência ao orelhamento é a da liga de aço IF, pois teve o menor valor para o coeficiente de anisotropia planar ( $\Delta r$ ), isto é, mais próximo a zero. Isto reforçou o fato que este material é o mais indicado para estampagem profunda, seguido do aço ELC e por último do aço comercial SAE 1006.

Todas as ligas de aço apresentaram valores de anisotropia planar ( $\Delta r$ ) positivos, indicando a tendência à formação de orelhamento nos ângulos de  $0^\circ$  e  $90^\circ$ . Portanto, esses aços se deformam mais nestas direções e menos na direção de 45 graus. Em razão disto todos os aços estudados apresentaram valores de limite de escoamento mais elevados na direção de  $45^\circ$ .

A tabela 4 mostra a influência do tamanho do grão na anisotropia planar ( $\Delta r$ ). Observa-se que o tamanho de grão para o aço IF apresentou mais refinado quando comparado aos aços ELC e o aço SAE 1006, embora as intensidades elevadas de componentes  $\{111\}$  sejam essenciais para um elevado valor de anisotropia média ( $r_m$ ). Certa aleatoriedade em relação às direções é desejável para obtenção de uma anisotropia planar ( $\Delta r$ ) próximo a zero, sendo o pequeno tamanho de grão um fator que aleatoriza a textura, ou seja, quanto menor o tamanho de grão, maior é o número de grãos, maior é a possibilidade de se obter grãos com diversas orientações. Pode-se, então, informar que o parâmetro tamanho de grão apresenta alguma influência na anisotropia planar ( $\Delta r$ ), conforme ocorrido no trabalho de Cunha (1987).

A figura 38 apresenta a relação entre o tamanho de grão e a anisotropia planar ( $\Delta r$ ), comprovando os resultados obtidos, uma vez que, o aço livre de intersticiais (IF) apresentou um valor de anisotropia planar ( $\Delta r$ ) menor, assim como, tamanho de grão menor em relação ao aço ELC e ao aço comercial SAE 1006. Conseqüentemente o aço ELC apresentou tamanho de grão maior que o aço IF e menor do que do aço comercial SAE 1006.

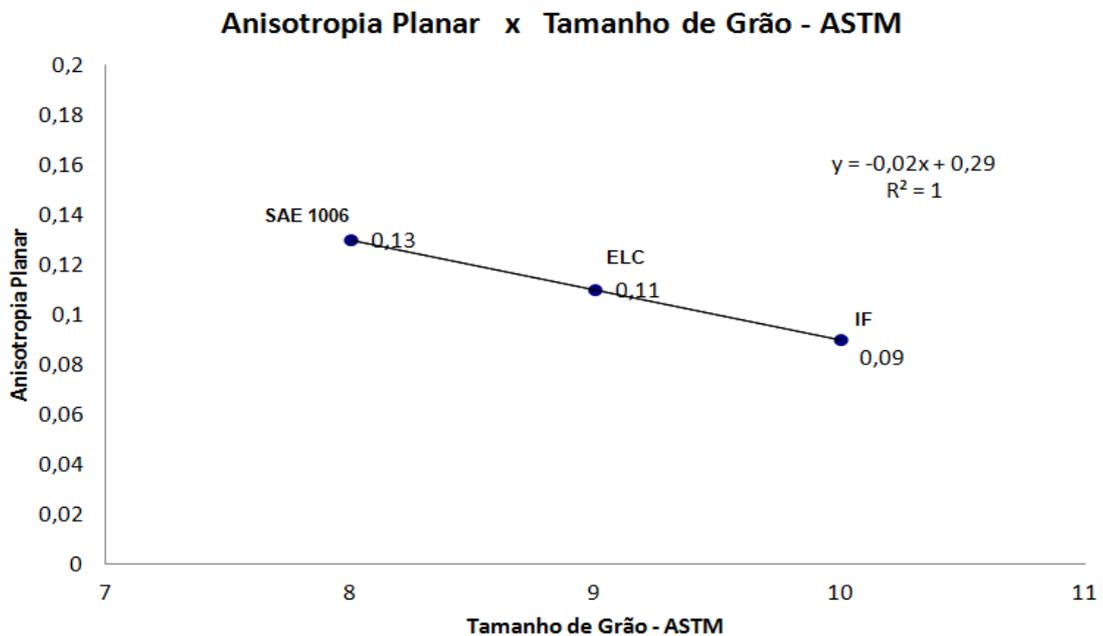


Figura 37 - Função linear da anisotropia planar ( $\Delta r$ ) x % percentagem de carbono das ligas de aço em estudo.

Fonte: Autor.

As figuras 30 e 31 mostraram a relação entre os coeficientes de anisotropia média ( $r_m$ ) e o coeficiente de anisotropia planar ( $\Delta r$ ) em relação às quantidades de carbono dos aços em estudo. A linha de tendência para o carbono em decréscimo da figura 30 demonstra que

quanto menor a quantidade de carbono, melhores são os valores de anisotropia média ( $r_m$ ). A linha de tendência da figura 31 demonstra que quanto menor a quantidade de carbono, menores são os valores da anisotropia planar ( $\Delta r$ ). Isto devido a não ocorrência da dissolução de precipitados durante o processo de laminação a quente, pois da mesma forma que os elementos de liga em excesso podem prejudicar os parâmetros de anisotropia, o carbono, da mesma forma, também não deve permanecer em excesso. A textura recristalizada favorável apresentou-se nos aços IF e o ELC, enquanto que desfavorável para o aço comercial SAE 1006. Os resultados apresentados na tabela 6 são próximos apresentados por Hoile (2000), sendo que para o caso dos aços em estudo, a diferença em relação ao processamento do aço IF em relação ao aço ELC e ao aço comercial SAE 1006, é substancial para que possamos afirmar que a liga de aço IF apresenta aptidão melhor em relação à estampabilidade do que os aços ELC e o aço SAE 1006, mesmo que o aço ELC tenha mostrado resultados de anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ) próximos ao aço IF, indicando ser uma alternativa para aplicação em casos de estampabilidade profunda.

### 7.3. Análise das figuras de polo

A caracterização realizada através dos ensaios de difração de raios X, confirma que as ligas em estudo apresentam somente uma fase presente, a ferrita, como se pode observar pelos difratogramas (DRX) das figuras 32 a 34.

A avaliação das orientações preferenciais das ligas de aço comercial SAE 1006, ELC e o IF, cujas figuras de pólo no plano (110), mostradas nas figuras 35 a 37, mostram a distribuição dos planos específicos paralelos ao sentido de laminação (RL), comprovando que as ligas de aço apresentam um sentido preferencial, podendo estar relacionado aos valores obtidos da anisotropia média ( $r_m$ ) de cada um dos aços utilizados nesta dissertação.

Quando comparados aos picos de intensidade de cada um dos difratogramas (DRX), figuras 32 a 34, dos aços em estudo, podem-se observar algumas semelhanças, entre o aço ELC e o aço comercial SAE 1006. Entretanto, não se observa as mesmas semelhanças com o aço IF, o que é um indicio que a textura cristalográfica apresenta influência de alguma forma nas ligas de aços estudo.

Por outro lado, observa-se pela tabela 6, que o aço livre de intersticiais (IF) é o que apresentou o maior valor de anisotropia média ( $r_m$ ), quando comparado aos valores dos aços ELC e SAE 1006. Observa-se, ainda, na tabela 5, que os aços livre de intersticiais (IF) apresentaram os menores valores de limite de resistência (LR) e limite de escoamento (LE),

nos diferentes ângulos estudados 0, 45 e 90 graus, assim como, respectivamente, os maiores alongamento (AL).

Comprova-se, então, que as diferenças obtidas nestas propriedades mecânicas e nos valores dos parâmetros de anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ) estão ligados ao fator textura cristalográfica, ou seja, que as ligas de baixo carbono em estudo nesta dissertação são fortemente influenciadas pelo fator textura.

#### 7.4. Avaliação de desempenho

Com o objetivo de avaliar qual das três ligas de aço (SAE 1006, ELC e livre de intersticiais – IF) seria a recomendada para aplicação de um processo de estampagem profunda, em relação aos parâmetros de anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ), são utilizados índices de desempenho calculados pela expressão 8 e 9 (FERRANTE, 2002).

A expressão 8 permite o cálculo isolado do desempenho de cada um dos aços:

$$\alpha = \frac{P}{Max.P} \quad (8)$$

$\alpha$ : é o índice de desempenho;

P: é o valor numérico do parâmetro a ser comparado;

Max.P: é o máximo valor numérico do parâmetro a ser comparado na mesma categoria;

O parâmetro final que avalia o desempenho relativo a estampabilidade é a colocação final (CF), média aritmética dos índices de desempenho entre os dois parâmetros, a anisotropia média e a planar (expressão 9). A tabela 7 mostra os resultados deste parâmetro. O material que apresentar o maior valor da colocação final (CF) é o de melhor desempenho.

$$CF = \frac{\alpha A + \alpha B}{2} \quad (9)$$

Tabela 7 – Avaliação dos parâmetros de estampabilidade das ligas de aço estudadas

<b>Item</b>	<b>Parâmetro</b>	<b>SAE 1006</b>	<b>ELC</b>	<b>IF</b>
<b>1</b>	Anisotropia média( $r_m$ )	1,13	1,81	2,03
	$\alpha A$	0,55	0,89	1
<b>2</b>	Anisotropia planar( $\Delta r$ )	0,13	0,11	0,09
	$\alpha B$	1	0,84	1,22
		0,775	0,865	1,11
<b>CF</b>	Colocação Final	<b>3°</b>	<b>2°</b>	<b>1°</b>

Fonte: Autor.

Observa-se pela tabela 7 que a liga de aço livre de intersticiais (IF) apresentou o melhor índice de desempenho, para o critério de estampabilidade profunda, em relação às ligas SAE 1006 e ELC, de acordo com o critério da colocação final (CF).

## 8 CONCLUSÕES

- As propriedades mecânicas das ligas de aço em estudo, medidas segundo os ângulos 0, 45 e 90 graus, indicaram que estas ligas são anisotrópicas.
- O elemento carbono apresentou forte influência nos valores das propriedades mecânicas e anisotropia dos aços em estudo. As ligas com maior quantidade de carbono apresentaram maiores valores resistência e menores valores de anisotropia média ( $r_m$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ), indicando condições desfavoráveis quanto a tendência de apresentar orelhamento.
- Os aços IF foram os que apresentaram os melhores índices de estampabilidade, isto é, anisotropia média e planar.
- As texturas cristalográficas dos aços IF foram as que se apresentaram mais favoravelmente quanto a estampabilidade.
- Os aços IF apresentaram os menores tamanhos de grão dentre os três aços estudados (microestrutura refinada favorável a estampabilidade).
- Os aços IF apresentaram os melhores índices de desempenho, relativamente anisotropia média e anisotropia planar.

## 9 SUGESTÕES PARA NOVOS TRABALHOS

Em face aos resultados obtidos e das conclusões formuladas, o autor apresenta as seguintes linhas de pesquisa como sugestões para trabalhos futuros.

- a. Avaliar a anisotropia das ligas de aço de baixo carbono SAE 1006, ELC e Livre de intersticiais (IF), frente aos graus de redução a frio de 65%, 75% e 85%.
- b. Avaliar a influência do coeficiente de encruamento nas ligas de aço de baixo carbono SAE 1006, ELC e Livre de intersticiais (IF).

## REFERÊNCIAS

- ALMEIDA, L. **Influência da Redução a Frio sobre a Estampabilidade de Chapas de Aço Inoxidável ABNT 430 Laminadas a Frio**. Belo Horizonte, Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais - Dissertação de Mestrado, 1987.
- ASTM E 517, -. “Standard Test Method for Plastic Ratio  $r$  for Sheet Metal.” *American Society for Testing and Materials*. 2000.
- ASTM E 8, -. “Standard Test Method for Tension of Metallic [Metric].” *American Society for Testing and Materials*. USA: ASTM, 2004.
- BAGGER, K.,K., et al. “Caracterização de um aço IF após Relaminação no Laminador de Encruamento.” Belo Horizonte, Brasil, 2009.
- BHATTACHARYA, D, e I. GUPTA. “Metallurgy of Formable Vacuum Degassed Interstitial Free Steels.” *Metallurgy of Vacuum Degassed Steels*, 1990, p. 43-72.
- BLECK, W.; et al. “Production and Properties of IF Steel.” *Thyssen Technische Berichte*, 1990, p. 69-85.
- BRAGA, F., S., J. **Avaliação da Estampabilidade do Aço Livre de Intersticiais Obtido Através de Recozimento Contínuo em Caixa**. Belo Horizonte, PUC - Minas Gerais - Dissertação de Mestrado, 2002.
- CABRAL, Ricardo Machado. *Avaliação da Condições de Transferência de Calor na Simulação do ciclo de Recozimento Contínuo na Gleeble*. Belo Horizonte, 2007.
- COSTA, L., N. **Formação da Textura de Recristalização dos Aços Inoxidáveis AISI 430 e AISI 430E**. Rio de Janeiro, Instituto Militar de Engenharia- Dissertação de Mestrado, 2006.
- CUNHA, M. **Efeito de uma Normalização da Evolução da Textura e no Enrugamento do Aço Inoxidável AISI 430**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais - Dissertação de Mestrado, 1987.
- DEARDO, A., et al.;. “Precipitation Behavior and Solute Effects in Interstitial Free Steel.” 1994, p. 293-321.
- DIETER, G., E. **Metalurgia Mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro, Rio de Janeiro: Guanabara, 1981.

EVANGELISTA, S., H.,. **Diagrama de Limite de Conformação Aplicados a Análise por Elementos Finitos de um Processo de Estampagem em Chapas Metálicas.** São Carlos, Dissertação de Mestrado, 2000.

FACO, Rubens José. *Levantamento das Inclusões nos Principais Grupos de Aços Produzidos em Aciaria do Tipo LD.* São Paulo, 2005.

FERRANTE, M. **Seleção de Materiais.** São Carlos, São Paulo: Editora da Universidade Federal de São Carlos, 2002.

FERREIRA, F. et al. *Controle da Microestrutura e da Textura de Chapas de Aço de Baixo Carbono para Estampagem.* São Paulo, EPUSP, 2001.

FREITAS, et. al. “Adequabilidade das Condições de Laminação de um Aço de Baixo Carbono à Estampagem Profunda.” *JORNADAS SAN/ CONAMET / SIMPOSIO MATERIAL*, 2003, p.04-31.

GORNI, A., A.; et al. “Evolução da Laminação de Aços IF no Laminador de Tiras a Quente da COSIPA.” *SEMINARIO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS - ABM*, 2006, p 323-331.

HAHM, H, e H, K. KIM. “Anisotropic Work Hardening of Steel Sheets Under Plane Stress.” *International Journal of Plasticity*, 2008, p. 24.

HASSIB, E., S. **Determinação do Grau de Conformabilidade de Chapas de Aço para Coluna de Direção e Identificação de Similar Nacional.** Curitiba, Universidade Federal do Paraná - Dissertação de Mestrado, 2002.

HOILE, S. “Processing and Properties of Mild Interstitial Free.” *Steels Materials Science and Technology*, October 2000, p. 1079-1093.

HUMPHREYS, F., J., e M. HATHERLY. “Recrystallization and Related Annealing Phenomena.” *Elsevier Science*, 1996.

JONAS, et al. “Cold Rolling and Annealing Textures in Low Carbon Steels.” *International Materials Reviews* 39 -1994, p. 129-172.

KATOH., H.; et al. *Cold Rolled Steel Sheets Produced by Continous Annealing.* Technology of Continously Annealed Cold Rolled Sheet Steel, 1985.

KELLER, S., P.; **Understanding Sheet Metal Formability.** Machinery, 1968, v.74.

KUMAR, D., R. “Formability Analysis of Extra Deep Drawing Steel.” *Journal of Materials Technology*, 2002, p.130-131.

LAVIGNE, J.J. et al. “Textures of Materials.” *Procedures 6 international Conference*. Tokyo - Japan, 1981, p. 749.

LOUREIRO, F., G. **Caracterização de Aços IF Ligados ao Ti.** Belo Horizonte, MG: Universidade Federal de Minas Gerais - Dissertação de Mestrado, 1999.

LOW, M. **Determinação em Ligas de Al e difração de Raio X.** São Paulo, SP: IPEN / CNEN-SP - Dissertação de Mestrado, 2000.

MAGNABOSCO, et al.;. *Determinação dos Índices de Anisotropia em Chapas Metálicas.* TRABALHO APRESENTADO NO 13 CBECIMAT, 1998.

MAGNABOSCO, R. *Classificação de Chapas de Aço Quanto a Estampabilidade - Medida de Estiramento Erichsen.* São Bernardo do Campo: FEI, 2007.

MATHEUS, J., R. **Textura de Laminação a Morno de Aços Livres de Intersticiais.** Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia - Dissertação de Mestrado, 1999.

MELO, A., e I. PIORKO. *Avaliação da Estampabilidade de Chapas Finas.* São Paulo, SP: II SEMINARIO BRASILEIRO INOX 90 - ABM, 1990.

NBR 5902, - 1980. “Determinação do Índice de Embutimento em Chapas de Aço pelo Método Erichsen Modificado.” *ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas*, 1980.

NBR 5915, - 2003. “Chapas Finas a Frio de Aço Carbono para Estampagem.” *Associação Brasileira de Normas Técnicas*, 2008.

PADILHA, A.F., SICILIANO, F., Jr. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura.** 3. Vol. 1. São Paulo, ABM, 2005.

PERO-SANZ, J.; et al. “Annealing Textures for Drawability: Influence of the Degree of Cold Rolling Reduction For Low-Carbon And Ferritic Steels.” *Materials Characterization*, 1999, p. 303-309.

PINTO, M.; et al. “Desenvolvimento de Aços Intersticial Free pela Usiminas.” *Metalurgia e Materiais* 48 1992, p. 327-333.

PRADHAN, R. *Cold-Rolled Interstitial Free Steels: a Discussion of Some Metallurgical Topics*. Tóquio: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL FORUM PHYSICAL METALLURGY OF II STEELS - ISJ INTERNATIONAL, 1996.

RABELO, M., G., B. **Avaliação Comparativa de Aços Livres de Intersticiais e Aços Endurecíveis por Envelhecimento na Cura da Pintura da Classe 220 MPa de Limite de Escoamento**. Belo Horizonte, Universidade Federal de Minas Gerais - Dissertação Mestrado, 1999.

RANDLE, V., e O. ENGLER. “Introduction to Textures Analysis, Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping.” *Gordon and Breach Science Publishers*, 2000, p. 388.

RAY, R., K.; et al. “Cold Rolling and Annealing Textures in Low Carbon and Extra Low Carbon Steels.” *International Materials Reviews* 39 – 1994, p. 129-172.

RED-HILL, R., E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2. Rio de Janeiro, RJ: Guanabara, 1982.

RICHTER, A. “Comparação dos Resultados de Diferentes Testes para Determinação da Curva Limite de Conformação.” Edição: Lirio Schaeffer. *VI Conferência Nacional de Deformação de Chapas*. Porto Alegre: Ed. Lirio Schaeffer, 2003, p. 24-29.

RIZZO, M.,S. **Introdução aos Processos de Refino Secundário dos Aços**. São Paulo, ABM, 2006, v.1.

SATOH, S.; et al.; “A New Process for Manufacturing Deep Drawing Cold-Rolled Steel Sheets from Extra Low Carbon Steels.” *Kawasaki Steel Giho*, 1984, p. 273-279.

SERENOS, A., L. **Aspectos da Melhoria da Estampabilidade de Chapas de Aço de Baixo Teor de Carbono**. São Paulo, SP: Universidade de São Paulo - Dissertação de Mestrado, 2006.

SHNEIDEER, S., G.; et al. “Type 430 With Better Drawability.” *Metals Engineering Quartely*, 1987, p. 40-43.

SILVA, André Luiz V. da Costa, e P.Roberto MEI. **Aços e Ligas Especiais**. Vol. 2. São Paulo, Edgard Blucher, 2006, v.2.

SOUZA, S.,A.,. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metalicos: Fundamentos Teóricos e Práticos.** 5 ed. São Paulo, Edgard Blucher, 1982.

SOUZA, Sergio Augusto. **Composição Química dos Aços.** São Paulo: Edgard Blucher, 2001.

SUMIDA, N.; et al.;. “A New Process for Manufacturing Deep Drawing Cold Rolled Steel Sheets from Extra Low Carbon Steels - Kawasaki Steel Technical Report.” *N.8*, Setember 1983, p. 83.

TAYLOR, B. *Formability Testing of Sheet Metals - Metals Handbook Forming and Forging.* Ohio, Metals Park, 1988, v.14.

USIMINAS. “Curso de Estampagem dos Aços.” *Apostila Estampagem dos Aços Planos*, 2007.

XU, Y.; et al. “Annealing Behavior and Formability of Ferritic Stainless.” *INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON LOW CARBON STEELS*, 1993.

YAMADA, T.; et al. “Effects of Cooper, Nickel, Chromium and Tin on Mechanical Properties of Titanium-bearing Extra Low Carbon Steel Sheets.” *ISIJ International*, 1995, p. 1422-1429.