

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE  
MATERIAIS**

**MARCIO ROBERTO DA ROCHA**

**ESTUDO DA CONFORMABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS  
304N E 304H E SUAS CORRELAÇÕES COM AS MICROESTRUTURAS OBTIDAS**

Tese submetida ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

**Prof. Dr. CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA  
ORIENTADOR**

Florianópolis, 12 de dezembro de 2006

**Marcio Roberto da Rocha**

**ESTUDO DA CONFORMABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS  
304N E 304H E SUAS CORRELAÇÕES COM AS MICROESTRUTURAS OBTIDAS**

Tese submetida ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

**Profa. Dra. Ana Maria Maliska**  
**Coordenadora**

**Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira**  
**Orientador**

**BANCA EXAMINADORA**

**Prof. Dr. Augusto Buschinelli**  
**Examinador - UFSC**

**Prof. Dr. Pedro A. N. Bernardini**  
**Examinador - UFSC**

**Prof. Dr. Sérgio S. Tavares**  
**Examinador – UFF**

**Prof. Dr. Lírío Schaeffer**  
**Examinador - UFRGS**

*Céus e trovoadas podem assustar o homem, mas nunca a sua curiosidade.*

*À Deus.  
À minha família.*

# AGRADECIMENTOS

- *Ao Professor Carlos A. S. de Oliveira pela orientação e amizade.*
- *Aos professores que de alguma forma oportunizaram um maior aprofundamento nos conteúdos estudados.*
- *A ACESITA pelo fornecimento das chapas utilizadas neste trabalho.*
- *À CAPES pela bolsa concedida.*
- *Ao PPGMat pela oportunidade na realização do doutorado.*
- *Aos bolsistas e estagiários, André, Robson, Mark e Carlos, pelo valioso auxílio no laboratório.*
- *Ao amigo Elídio Angioletto pelo apoio nos raios-X e ao Carioca, nas metalografias.*
- *Aos amigos que estiveram sempre presentes.*
- *À minha família, pelo apoio.*
- *À Andréa C. Neves, pela paciência e auxílio.*
- *Enfim, todos que de alguma forma participaram da elaboração deste trabalho, de forma direta ou indireta.*

# RESUMO

O presente trabalho teve por objetivo estudar o comportamento das transformações martensíticas induzidas por deformação de duas chapas de aços inoxidáveis austenítico AISI304N e AISI304H, submetidas a diferentes caminhos de deformação. Este estudo utilizou curvas de limite de conformação – CLC's, para determinar possíveis correlações entre a conformabilidade das chapas e suas variações microestruturais obtidas durante a deformação. Quando os aços inoxidáveis austeníticos são deformados, podem transformar parte da austenita em martensita- $\alpha$  e/ou  $\epsilon$ , principalmente se os esforços aplicados estiverem abaixo da temperatura  $M_d$ . Durante estas transformações, há também uma mudança no seu comportamento magnético que pode ser utilizada para o acompanhamento da proporção de fases transformadas sob diferentes condições de deformação. Embora tenha se verificado a existência de inúmeros trabalhos que relacionam a obtenção desta martensita com diferentes níveis de deformação e temperaturas, existe ainda pouca informação sobre as relações destas propriedades com as características de conformabilidade das chapas de aço inoxidável austenítico e, que sejam aplicadas a condições fora de carregamentos trativos. Assim, este trabalho avaliou as propriedades de conformabilidade de duas qualidades de chapas de aços inoxidáveis austeníticos, o AISI304 e o AISI304N, por ensaios de tração e de Nakazima, relacionando as variações dos caminhos de deformação com as mudanças microestruturais. Os resultados mostraram uma dependência das microestruturas induzidas com os diferentes caminhos de deformação.

Palavras-chave: AISI 304, aço inoxidável austenítico, conformabilidade, martensita, TRIP

# ABSTRACT

The present work was intended to study the effect of strain paths on the martensitic induced transformation of austenitic stainless steel AISI304N and AISI304H, and its correlations between mechanical behavior and conformability. The austenite present in these steels, can be transformed by deformation, change of initial microstructure to martensite- $\epsilon$  and martensite- $\alpha'$ . This transformation changes too the magnetic properties, from paramagnetic to ferromagnetic and the mechanical properties of austenitic stainless steels, and depending of conditions, to contribute to improve the uniform deformation. Although many works has been done about the mechanic properties and martensitic induced transformations, it's a few in studies about strain path from tension test and rolling process. Then, the objective of this work was to study two austenitic stainless steels, AISI304N (with 1,5%w copper) and AISI304H, by microstructural and mechanical evaluation, and to correlate their conformabilities with microstructures, using like base the Forming Limits Diagram's to simulate different strain path's.

Key words: martensite, AISI 304, stainless steel, TRIP, conformability.

# SUMÁRIO

Resumo.....	I
Abstract .....	II
Lista de Figuras .....	III
Lista de Tabelas.....	V
Lista de Símbolos .....	VII
1.INTRODUÇÃO .....	1
2.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1.COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS CHAPAS .....	4
2.1.1. Plasticidade das chapas metálicas .....	5
2.2. CONFORMABILIDADE .....	17
2.2.1. Efeito da Anisotropia sobre a conformabilidade.....	19
2.2.2. Ensaio de Conformabilidade .....	24
2.2.3. Curvas de Limite de Conformação – CLC’ .....	29
2.3. CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS .....	30
2.3.1.Fatores que Afetam a Microestrutura de um Metal Deformado .....	30
2.3.2. Heterogeneidades de deformação na Microestrutura.....	36
2.4. MARTENSITA – CARACTERÍSTICAS E COMPORTAMENTO.....	39
2.4.1. Martensita Ferrosa.....	39
2.4.2. Transformações martensíticas .....	43
2.5. AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS .....	46
2.5.1. Composição Química e Propriedades dos Aços Inoxidáveis Austeníticos .....	46
2.5.2.Martensita Induzida por Deformação em Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	49
2.5.3.ESTAMPAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.....	54
2.5.3.1. Estiramento dos aços inoxidáveis austeníticos .....	54
2.5.3.2. Embutimento dos aços inoxidáveis austeníticos .....	58
2.7. COMPORTAMENTO MAGNÉTICO .....	59
2.7.1. Curva de Histerese Magnética .....	60
2.7.2. Efeito da composição química nas perdas magnéticas .....	63
3. METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	64
4. RESULTADOS.....	73
5. DISCUSSÃO.....	98

6. CONCLUSÕES.....	115
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	117
REFERÊNCIAS.....	118
ANEXOS.....	129

# Lista de Figuras

## Capítulo 2

Figura 2.1.1 -	Tração uniaxial. a) corpo-de-prova; b) curva tensão-deformação. ....	6
Figura 2.1.2 -	Tensões, deformações e taxa de deformação. ....	7
Figura 2.1.3 –	Forma das curvas para as diferentes equações para o comportamento tensão x deformação.....	7
Figura 2.1.4 -	Representação geométrica de um estado de tensões plástico no espaço ...	11
Figura 2.1.5 -	Local de escoamento no plano $\pi$ para os critérios de Tresca e de von Mises.. ..	11
Figura 2.1.6 -	Modelos matemáticos para a repres. encruamento.....	12
Figura 2.1.7 a, b, c –	Representação esquemática da deformação em pontos diferentes durante a estampagem de uma peça.....	13
Figura 2.1.8 –	Diagrama de deformações apresentando os diferentes modos de deformação correspondentes a diferentes valores de beta .....	15
Figura 2.1.9 –	Estiramento equi-biaxial no domo de um punção.....	16
Figura 2.1.10 –	Deformação plana na parede de uma peça comprida.....	16
Figura 2.1.11 –	Extensão uniaxial da borda de um furo extrudado.....	16
Figura 2.1.12 –	Embutimento em uma flange de um copo embutido .....	17
Figura 2.2.1	Representação das principais direções avaliadas para o cálculo da anisotropia plástica de chapas. ....	20
Figura 2.2.2 –	Efeito da variação de $n$ sobre a deformação de um copo embutido .....	21
Figura 2.2.3 -	As curvas superiores indicam a maneira típica na qual varia com a direção de teste para um aço de baixo carbono. A relação do coeficiente de anisotropia normal, no embutimento é indicada pelo tamanho relativo dos copos abaixo de cada curva.....	21
Figura 2.2.5 –	Ilustração do embutimento profundo de um copo cilíndrico (a) antes e (b) após o embutimento. ....	22
Figura 2.2.6 -	Influência de $n$ sobre o LDR para várias chapas .....	23
Figura 2.2.7a –	Ensaio de Olsen (a) e de Erichsen (b).....	26
Figura 2.2.8 –	Ensaio de Swift .....	27
Figura 2.2.9 –	Esboço dos ensaios de dobramento.....	27
Figura 2.2.10 –	Ensaio de Fukui.....	28

Figura 2.2.11 –	Grade de círculos gravada antes e após a sua conformação.....	28
Figura 2.2.12 -	Círculo deformado na forma de elipse. ....	29
Figura 2.2.13 -	Diagrama esquemático de uma CLC. A linha crítica (em negrito) separa as condições de falha e sem falha. Os eixos $e_1$ e $e_2$ referem-se a máxima e mínima deformações principais, respectivamente .....	29
Figura 2.3.1 –	Micrografias revelando o padrão de escorregamento em materiais deformados. (a) escorregamento planar (planar glide) em material com baixa EFE; (b) escorregamento ondulado (wavy glide) em material com alta EFE.....	32
Figura 2.3.3 –	(a) Amostra de aço inoxidável austenítico de baixa EFE, deformada 3% em tração. (b) Amostra de aço inoxidável austenítico de alta EFE, deformada por forjamento rotativo com 15% de redução em área. MET.....	34
Figura 2.3.4 –	Correlações entre os mecanismos de deformação, EFE e microestruturas na liga 0,3%C-17%Cr-10%Mn-3%Si-10%Cr-0,1%N.....	35
Figura 2.3.5 -	Bandas de transição em grão deformado com subestrutura celular. ....	36
Figura 2.3.6 –	Representação esquemática de bandas de cisalhamento em um metal deformado, vistas no corte longitudinal (macroscópico). ....	37
Figura 2.3.7 –	(a) Macla de deformação esquemática e (b) rede de maclas em uma chapa de aço revestida com zinco. ....	38
Figura 2.4.1 –	Estrutura TCC da martensita para ligas de Fe-C mostrando os interstícios ocupados pelos átomos de carbono .....	39
Figura 2.4.2 –	Efeito do carbono sobre os parâmetros de rede da austenita e martensita no aço. ....	40
Figura 2.4.3 -	Distorção de Bain para a formação de martensita CCC (TCC) da austenita CFC em ligas ferrosas. ....	41
Figura 2.4.4 –	(a) Diagrama esquemático da martensita em ripas e (b) micrografia de um aço de baixa liga. ....	42
Figura 2.4.5 –	(a) Representação esquemática de uma placa de martensita e o plano denominado midrib e (b) martensita em placa (região escura) e austenita retida de um aço com 1,39%C. ....	43
Figura 2.4.6 –	Diagrama esquemático apresentando as tensões críticas necessárias para as transformações martensíticas assistidas por tensão e induzidas por deformação. ....	44

Figura 2.4.7 -	Representação esquemática do comportamento de transformação da austenita mostrando um aumento no percentual da martensita induzida mecanicamente com a deformação em temperaturas (a) acima e (b) abaixo de.....	46
Figura 2.5.1 -	Diagrama de Schaeffer indicando as microestruturas esperadas. A - austenita; F - ferrita; M - martensita, para diferentes valores de Cromo e Níquel equivalentes.....	47
Figura 2.5.2 -	Variação da fração volumétrica da fase $\alpha'$ (a) e $\varepsilon$ (b), de dois aços Fe-18%Cr-10%Ni, A e B.....	50
Figura 2.5.3 -	Comparação das curvas de transformação calculadas e experimentais, para o aço 304. $f'$ é a proporção de martensita formada em função da deformação imposta, em diferentes temperaturas.....	53
Figura 2.5.4 -	Fração volumétrica de martensita induzida por deformação em amostras deformadas a frio (5%) e envelhecidas (973K/3 dias) em função da temperatura de deformação.....	53
Figura 2.5.5 -	Efeito do conteúdo de níquel sobre a curva tensão real – deformação real e encruamento de aços com 0,1%C-18%Cr. ....	56
Figura 2.5.6 -	Efeito do níquel sobre a taxa de encruamento (work-hardening rate) de aços com 0,1%C-18%Cr.....	56
Figura 2.5.7 -	Efeito do níquel em aços com 17%Cr (a) e do cromo em aços com 8%Ni (b) sobre a máxima deformação uniforme e total.....	57
Figura 2.6.1 -	Variação da indução residual com a deformação imposta para um aço AISI 304L.....	60
Figura 2.6.2 -	Curvas de magnetização de amostras de aço 304 com diferentes níveis de deformação.....	60
Figura 2.6.3 -	Representação simplificada da curva de histerese magnética e das configurações dos domínios magnéticos.....	61
Figura 2.6.4 -	Variação nas curvas de histerese.....	62

### **Capítulo 3**

Figura 3.1 -	Descrição esquemática dos experimentos realizados.....	65
Figura 3.2 -	Corpos de prova utilizados no ensaio de tração (a) e de anisotropia (b), de acordo com a norma ASTM A370 e ASTM A517 – tipo C.....	66
Figura 3.3 -	Ferramental utilizado para o ensaio de Nakazima.....	67

Figura 3.4 -	Região de medida dos círculos nos cp's Nakazima ensaiados.....	68
Figura 3.5 -	Local de retirada das amostras – Região de fratura e próxima a esta (em torno de 5mm da região de ruptura da chapa). As deformações de cada amostra retirada foram medidas após a sua extração .....	69
Figura 3.6 -	Seqüência de embutimento realizado no ensaio de Nakazima para produzir peças com diferentes níveis de deformação .....	70
Figura 3.7 -	Regiões de extração das amostras a partir dos corpos-de-prova de Nakazima e código utilizado. A distância entre cada amostra extraída foi igual a 30mm para a chapa antes da deformação. Em b são apresentados exemplos da codificação utilizada para as amostras .....	70

## Capítulo 4

Figura 4.1 -	Microestrutura da seção longitudinal ao plano das chapas 304H e 304N. Ataque: Água régia glicerinada.....	74
Figura 4.2 -	Difratogramas de raios-X das chapas de aço 304N e 304H na condição de como recebida .....	75
Figura 4.3 -	Curvas de histerese magnética obtidas para as chapas de aço 304N e 304H, na condição de como recebidas.....	75
Figura 4.4 -	Microestruturas com ataque seletivo para determinação dos tamanhos de grãos das dos aços (a) 304H e (b) 304N. Ataque: eletrolítico com ácido nítrico, 1,5V. ....	76
Figura 4.5 -	Resultados do ensaio de tração para os aços 304N e 304H, na direção de laminação. O comportamento foi equivalente nas demais direções. ....	76
Figura 4.6 -	Determinação da deformação uniforme máxima nas chapas em carregamento monoaxial, através do critério de Considère. ....	78
Figura 4.7 -	Variação do expoente de encruamento das chapas de aço 304H e 304N com incrementos da deformação de 0,05.....	78
Figura 4.8 -	Microestruturas das regiões de ruptura dos corpos-de-prova de tração, para os aços 304N e 304H. Ataque: HCl + H <sub>2</sub> O + Metilsulfito de Na....	79
Figura 4.9 –	Difratograma de raios-X das amostras retiradas dos corpos-de-prova de tração na região de ruptura, dos aços 304N e 304H.....	80
Figura 4.10 -	Curvas de histerese magnética obtidas a partir das amostras extraídas dos corpos-de-prova tracionados na sua região de ruptura.....	80
Figura 4.11 -	Conjunto de amostras obtidas no ensaio de Nakazima. ....	81

Figura 4.12 -	Curva de limite de conformação para a chapa 304H, obtida a partir do ensaio de Nakazima.....	81
Figura 4.13 -	Curvas de limite de conformação para a chapa 304N, obtida a partir do ensaio de Nakazima.....	82
Figura 4.14 -	Comparação das curvas de limite de conformação entre os aços 304H e 304N.....	82
Figura 4.15 -	Difratograma de raios-X para as amostras de aço 304N, sem deformação (CR – adotada como referência de deformação zero) e deformadas. ....	83
Figura 4.16 -	Detalhe da Figura 4.15 – Ampliação dos intervalos entre (a) 42 – 53° e (b) 60 – 95°, para a melhor identificação e observação das fases presentes..	84
Figura 4.17 -	Difratograma de raios-X para as amostras de aço 304H, sem deformação (CR) e deformadas. ....	85
Figura 4.18 -	Detalhe da Figura 4.17 – Ampliação dos intervalos entre (a) 42 – 53° e (b) 60 – 95°, para a melhor identificação e observação das fases presentes..	86
Figura 4.19 -	Variação da histerese magnética com a deformação aplicada em amostras do aço 304H, até a sua ruptura. ....	86
Figura 4.20 -	Variação da espessura e da microdureza ao longo do corpo-de-prova com largura igual a 215mm, conformado no ensaio de Nakazima. ....	87
Figura 4.21 -	Micrografias apresentando a região de falha de chapas de aço 304N e 304H sob condições de carregamentos aproximadamente (a) tração-compressão $\beta = -0,5$ e (b) tração-tração $\beta = + 0,5$ . Regiões claras: austenita; regiões escuras: martensita-a' e e. ....	87
Figura 4.22 -	Fractografia das amostras com 30, 135 e 215mm de largura, na região de falha das mesmas para o aço 304H. ....	88
Figura 4.23 -	Fractografia das amostras com 30, 135 e 215mm de largura, na região de falha das mesmas para o aço 304N. ....	89
Figura 4.24 -	Corpos de prova testados no ensaio de Nakazima com alturas obtidas...	89
Figura 4.25 -	Microscopia óptica das amostras com diferentes larguras e alturas de embutimento utilizadas no ensaio de Nakazima para o aço 304H.....	91
Figura 4.26 -	Microscopia óptica das amostras com diferentes larguras e alturas de embutimento utilizadas no ensaio de Nakazima para o aço 304N.....	92
Figura 4.27 -	Microscopia eletrônica de varredura para as amostras de aço 304H com diferentes larguras e submetidas a diferentes níveis de deformação.....	93

Figura 4.28 -	Microscopia eletrônica de varredura para as amostras de aço 304N com diferentes larguras e submetidas a diferentes níveis de deformação.....	94
Figura 4.29 -	Indicação da variação da deformação efetiva com a mudança de $\beta$ , variando de -1/2 (tração) +1 (estiramento equibiaxial), com a indicação das CLC's para os aços 304H e 304N.....	95
Figura 4.30 -	Varição da dureza e fração volumétrica de martensita $\alpha'$ com a (a) mudança dos caminhos de deformação. Deformação máxima = 0,4 e deformação intermediária = 0,15. (b) Indicação da fração de martensita obtida para cada caminho indicado em (a) e; (b) microdurezas obtidas..	96
Figura 4.31 -	Relação entre as deformações efetivas e a dureza obtida nas amostras deformadas. ....	97
Figura 4.32 -	Relação entre a deformação aplicada, microdureza e saturação magnética das amostras deformadas.....	97

## Lista de Tabelas

Tabela 2.2.1 – Valores típicos de $\bar{R}$ e $\Delta R$ para aços inox. austeníticos (Guida, 2005).....	22
Tabela 2.2.2 – Efeito da redução a frio no $\bar{R}$ e $\Delta R$ para o aço 304 (Guida, 2005). .....	22
Tabela 2.2.3 – Conformabilidade dos aços inoxidáveis (Guida, 2005). .....	24
Tabela 2.3.1 – Energia de falha de empilhamento para metais CFC (Hertzberg, 1996). .....	33
Tabela 2.3.2 – Caráter de escorregamento e coeficientes de encruamento para vários metais..	34
Tabela 2.5.1 - Especificação e composição química de alguns aços inoxidáveis austeníticos..	48
Tabela 3.1 – Composição química das chapas de aço 304H e 304N utilizadas.....	65
Tabela 4.1 – Estimativa da diferença da energia de falha de empilhamento entre as chapas de aço 304N e 304H.....	74
Tabela 4.2 – Resultados obtidos na caracterização mecânica das chapas como recebidas.....	77

## Lista de símbolos e abreviações

$\alpha$	Relação entre tensões
$\beta$	Relações entre deformações
$\gamma$	Austenita
$\gamma_i$	Energia interfacial
$\gamma_{t,n}$	Tensões cisalhantes e normais
$\delta$	Ferrita delta
$\delta$	Variação deformação absoluta ( <i>deformation</i> )
$\Delta$	Variação
$\Delta R$	Coefficiente de anisotropia planar
$\varepsilon$	Deformação real ou verdadeira ( <i>strain</i> )
$\varepsilon_{1,2}$	Deformação real no comprimento e largura
$\varepsilon_t$	Deformação real na espessura
$\varepsilon_E$	Deformação verdadeira na direção da espessura
$\varepsilon_L$	Deformação verdadeira na direção da largura
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação
$\bar{\varepsilon}_{eff}$	Deformação efetiva
$\eta$	Eficiência do processo
$\kappa$	Parâmetro de encruamento
$\tau$	Tensão cisalhante
$\nu$	Coefficiente de Poison
$\rho$	Densidade de discordâncias
$\sigma$	Tensão aplicada
$\sigma_s$	Saturação magnética
$\sigma_1, \sigma_2$ e $\sigma_3$	Tensões principais
$\sigma_e$	Tensão limite de escoamento
$\sigma_n$	Tensão normal resolvida normal ao plano de hábito.
$\sigma_r$	Tensão limite de resistência
$s_m$	Tensões hidrostáticas
$\bar{\sigma}$	Tensão média

$\mathfrak{R}$	Relação entre locais de nucleação e fator auto-catalítico
A	Área final
$Al$	Deformação
$A_0$	Área inicial
$ b $	Módulo do vetor de Burgers
$b$	Vetor de burges
$\overrightarrow{b_{2,3}}$	Vetor de burges das discordâncias parciais
$c$	Coefficiente de resistência
$c, a$	Parâmetros de rede
CCC	Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
CLC	Curva de limite de conformação
$d$	Distância entre discordâncias parciais
$d$	Separação da discordância parcial;
$d$	Tamanho de grão
$D_{0, f}$	Diâmetro inicial e final do copo embutido
$d_{0,1,2}$	Diâmetro
$e$	Deformação convencional ou de engenharia, %
E	Módulo de elasticidade ou de Young
EFE	Energia de falha de empilhamento
$f( )$	Função de escoamento
FCT	Estrutura cristalina tetragonal de face centrada
$f_m$	Fração volumétrica de martensita
$\dot{f}_m$	Taxa de formação de martensita
G	Módulo de cisalhamento
$g( )$	Função escalar dos invariantes da tensão desviadora
$h( )$	Função escalar dos invariantes da tensão desviadora
HC	Estrutura cristalina hexagonal
$I_{1,2,3}$	Invariante do tensor tensões
$J_{2,3}$	Invariante do tensor de tensões desviadoras
K	Constante
k	Coefficiente de resistência
l	Comprimento final

LDR	Índice de limite de embutimento
$l_0$	Comprimento inicial
$m$	Expoente de sensibilidade à taxa de deformação
$m-\alpha'$	Martensita CCC
$M_d$	Temperatura acima da qual não há formação de martensita induzida por deformação
$M_{d30}$	Temperatura acima da qual não há formação de martensita induzida por deformação, com 0,3 de deformação e obtenção de 50% de martensita.
$M_f$	Temperatura de fim de transformação martensítica induzida por tensão
$M_i$	Temperatura de início da transformação martensítica por tensão
MID	Martensita induzida por deformação
MIT	Martensita induzida por tensão
$M_s$	Temperatura acima da qual não há formação de martensita induzida por tensões
$m-e$	Martensita HC
$M_s^\sigma$	Martensita induzida por tensões elásticas
$M_s^\sigma$	Temperatura limite entre a martensita induzida por tensão e por deformação
$n$	Constante dependente do modo de deformação / expoente de encruamento
$r$	Coefficiente de anisotropia ou de Lankford
$r_{0^\circ}$	Relação de deformação na direção longitudinal de laminação
$r_{45^\circ}$	Relação de deformação medida a 45° com a direção de laminação
$r_{90^\circ}$	Relação de deformação na direção transversal de laminação
$\bar{R}, R$	Coefficiente de anisotropia normal
RE	Razão elástica
$t$	Espessura
$t_{,0}$	Espessura final e inicial
TC	Estrutura cristalina tetragonal
TRIP	Plasticidade induzida por deformação
U	Força motriz mecânica
$W_p$	Trabalho plástico total
Y	Limite de escoamento
Z	Parâmetro relacionado à nucleação de martensita

# Capítulo 1

## 2 INTRODUÇÃO

A avaliação da conformabilidade de chapas de aços é um fator importante, pois a partir dela pode-se definir se um determinado material apresentará bom desempenho quando submetido a uma determinada operação de conformação. Porém, a conformabilidade não pode ser definida simplesmente como uma propriedade dependente unicamente do material. Ela depende também do processo de conformação que será utilizado e da espessura da chapa.

Todavia, a sua avaliação não é trivial, exigindo-se que sejam executados vários ensaios, como tração, dureza e, ensaios simulativos, como os de Erichsen, Olsen, Fukui, entre outros. Além destes, com o objetivo de melhorar a estimativa do comportamento das chapas durante o processo de conformação, novos ensaios têm sido desenvolvidos, envolvendo o uso crescente de métodos de análises de simulação computacional. Isto tem auxiliado na otimização e desenvolvimento dos processos, reduzindo o tempo de testes (try-out), de fabricação (lead time) e o número de refugos (Ferran et al., 1986; Doedge et al., 1997; Metals Handbook, 1969).

Dentre os materiais metálicos comumente utilizados na conformação de chapas, os aços inoxidáveis austeníticos, destacam-se por apresentar excelente conformabilidade. Estes aços contêm elementos estabilizadores da austenita, como o Ni e o Mn, os quais, em teores adequados, estabilizam a austenita na temperatura ambiente ou abaixo dela.

Quando os aços inoxidáveis austeníticos são deformados, a austenita, dependendo do seu nível de estabilidade termodinâmica, poderá transformar em martensita induzida por deformação (Tsakiris, 1999). Estas alterações microestruturais poderão resultar em grande endurecimento das chapas e em alguns casos, promover a indução de plasticidade por deformação, comumente denominado de efeito TRIP. Isto habilita a utilização destes materiais em uma ampla quantidade de aplicações industriais, inclusive para fins estruturais.

A formação de martensita induzida por deformação está relacionada a estabilidade da austenita, a temperatura e as condições de deformação impostas nas chapas durante a sua conformação. Como exemplo, pode-se obter um considerável aumento da resistência mecânica das chapas quando as deformações são realizadas abaixo da temperatura  $M_d$ , que é a temperatura abaixo da qual ocorre a formação de martensita-a' induzida por deformação.

Entretanto, apesar do efeito de endurecimento da martensita induzida por deformação ser bem conhecido, dispõe-se de poucos trabalhos sobre a sua influência na conformabilidade das chapas em diferentes condições de deformação (Andrade et al, 2004).

Isto pode ser verificado nos trabalhos desenvolvidos por Dumbleton et al. (2000), Hsu, Smith et al. (2000), Yang et al. (2000) e, Farias et al. (2000), os quais abordam os mecanismos de formação da martensita induzida por deformação em aços inoxidáveis austeníticos, porém, sem relacioná-los diretamente com a conformabilidade das chapas.

Destaca-se ainda que a maioria destes trabalhos foi desenvolvida sob condições de carregamento trativo monoaxial, possivelmente pela facilidade de controle e realização dos experimentos. Porém, a estampagem de peças com geometrias variadas desenvolve diferentes condições de carregamento ao longo do plano da chapa. Disto resulta em variações microestruturais no material, em maior ou menor intensidade, as quais irão depender da intensidade e combinação dos esforços aplicados (além da temperatura). Tais alterações afetam o comportamento mecânico das chapas e, conseqüentemente, a sua conformabilidade.

### ***Objetivos do trabalho***

O presente trabalho teve por objetivo principal estudar as transformações martensíticas induzidas por deformação em dois aços inoxidáveis austeníticos, identificados como AISI 304N e 304H. As transformações martensíticas nestes aços foi induzida por diferentes caminhos de deformação e avaliada, de modo a melhor compreender seus efeitos sobre a propriedades finais das chapas. Além disso, procurou-se relacionar estas variações microestruturais com as propriedades mecânicas do material, e a influência sobre a conformabilidade da chapas.

Os aços AISI 304N e 304H estudados são comumente utilizados em uma larga variedade de peças estampadas, em virtude de sua boa conformabilidade e excelente resistência a corrosão/oxidação. Porém, quando deformados, apresentam comportamentos ligeiramente distintos, sendo o aço 304N indicado principalmente para operações em que se desejam maiores profundidades de embutimento.

Estes aços apresentam transformação de fase induzida por deformação, a qual contribui para o aumento da sua deformação uniforme e da sua resistência mecânica. Deve-se destacar que este comportamento não é exclusivo dos aços inoxidáveis austeníticos, sendo também apresentado por outros aços com austenita metaestável/instável. Como exemplo pode-se citar os aços TRIP e os aços austeníticos duplex. Os ferros fundidos ADI e aços Hadfield também

apresentam a formação de martensita induzida por deformação, a qual aumenta significativamente a sua resistência mecânica. Porém, diferentemente dos exemplos anteriores, estas ligas têm baixa ductilidade e não apresentam o efeito de plasticidade induzida por deformação (TRIP).

Desta forma, os resultados obtidos neste trabalho podem ser estendidos a outras ligas que apresentem transformações martensíticas induzidas por deformação, com o intuito de contribuir para a compreensão destas transformações sobre o seu comportamento mecânico.

# Capítulo 2

## 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo é apresentada uma revisão sobre o comportamento mecânico das chapas metálicas e as características microestruturais. Estas características são também relacionadas com a conformabilidade das chapas, bem como com as variáveis que as influenciam.

Os aços inoxidáveis, em particular os austeníticos, também são apresentados. Tais aços podem apresentar transformações de fase induzidas por deformação, a qual altera o seu comportamento mecânico durante a conformação. Além disso, a medida que a austenita transforma-se em martensita, há uma mudança no comportamento magnético destes aços. Esta característica pode ser utilizada para a determinação das frações volumétricas dos produtos transformados, por meios magnéticos e, por este motivo, o último tópico abordado se refere a estas propriedades.

### 3.1 COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS CHAPAS

A conformação de chapas metálicas é um processo comum para a produção de peças de variadas formas e tamanhos. Estas operações de conformação são executadas em matrizes e punções, montados em prensas, de variadas capacidades, as quais são dimensionadas para suprir os esforços necessários na fabricação.

Neste sentido, a necessidade de determinar os esforços envolvidos nas operações de conformação é de grande interesse, de modo que previsões possam ser feitas sobre as forças requeridas para produzir a peça com a forma desejada. Entretanto, a distribuição dos esforços e deformações são geralmente complexas, tornando difícil a sua determinação de modo simplificado e, o desenvolvimento de modelos que possam atender as mais variadas formas produzidas. Neste contexto, a teoria da plasticidade tem sido desenvolvida continuamente, de modo a melhorar as previsões dos esforços gerados nos diferentes processos de conformação de chapas.

Como o equacionamento envolve uma grande quantidade de variáveis inter-relacionadas, o desenvolvimento de modelos nem sempre é fácil, necessitando de um conhecimento mais profundo das ferramentas matemáticas disponíveis. Porém, no intuito de facilitar o

entendimento destas operações e dos mecanismos de deformação envolvidos, modelos baseados em expressões e formas simples são geralmente sugeridos e utilizados.

Na mecânica dos meios contínuos, além da teoria clássica da plasticidade, destaca-se o enfoque experimental dado aos limites de conformabilidade de chapas de Keeler & Backhofen (1964) apud Stoughton (2000) e Goodwin (1968) apud Stoughton (2000), com a apresentação dos diagramas de limite de conformação. Os limites de deformação obtidos podem servir de parâmetros para controle, permitindo uma primeira forma de otimização do processo de conformação. Isto principalmente quando aliado aos testes de conformabilidade e a todo aparato técnico disponível tanto na indústria como em laboratórios.

Nesta linha, diversos autores (Marciniak et al., 2002) apresentaram considerações teóricas acerca dos limites aceitáveis de deformação no processo. Modelos matemáticos foram criados para apresentar de modo macroscópico alguns defeitos presentes, uma vez que estes são uma das causas do limite dos processos. Isto foi considerado no modelo de Marciniak & Kuczynski (1967), sendo descrito em Marciniak & Duncan (1992).

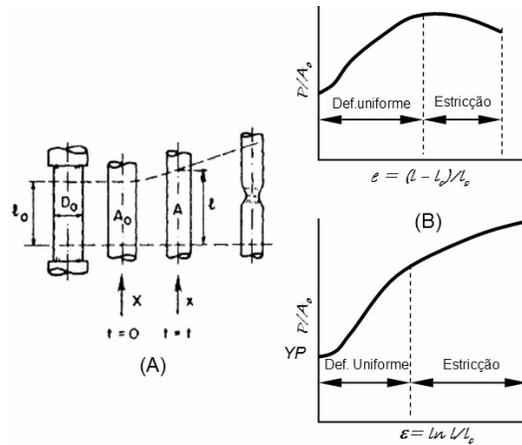
As grandezas que podem ser utilizadas para descrever o mecanismo de deformação de um corpo, passando de uma configuração para outra por meio de uma aplicação de um carregamento externo, são a tensão, deformação e a taxa de deformação (KOBAYASHI *et al.*, 1989).

Assim, a seguir é apresentada uma visão geral das principais equações disponíveis para a conformação de chapas, bem como um entendimento do comportamento do material frente a diferentes condições de carregamento.

### **3.1.1 Plasticidade das chapas metálicas**

Na Figura 2.1.1 é apresentado o corpo de prova utilizado em um ensaio de tração uniaxial, com comprimento inicial  $l_0$  e seção de área  $A_0$ . Após o acompanhamento da deformação em função dos esforços aplicados, obtém-se o gráfico tensão x deformação apresentado nesta figura.

A curva resultante pode ser separada em três regiões distintas: a primeira, que apresenta deformações elásticas, proporcionais à tensão aplicada; a segunda, apresentando uma deformação plástica uniforme, com gradativo encruamento do material e a terceira, a região de estricção (deformação plástica não uniforme)(Fancello, 2002).



**Figura 2.1.1** - Tração uniaxial. a) corpo-de-prova; b) Representação das curvas de tensão-deformação de engenharia e da tensão-deformação verdadeiras. (Kobayashi et al., 1989)

Para determinar a tensão no corpo-de-prova em tração uniaxial, utiliza-se a seguinte equação:

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad 2.1.1$$

em que  $\sigma$  é a tensão nominal na direção da carga  $P$  e  $A$  a seção transversal do corpo-de-prova.

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{l}}{l} \quad 2.1.2$$

$l$  é o comprimento final e  $\dot{\varepsilon}$  é a taxa de deformação. O ponto indica a derivada em relação ao tempo para a deformação  $\varepsilon$ , e:

$$e = \frac{l - l_0}{l} \quad 2.1.3$$

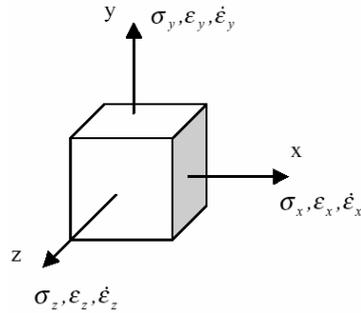
$e$  é a deformação de engenharia.

A tensão definida na eq. 2.1.1 é chamada de tensão verdadeira ou tensão de Cauchy. A deformação real é obtida pela relação:

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l d\varepsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad 2.1.4$$

Onde  $\varepsilon$  é chamada de deformação verdadeira, logarítmica ou natural.

Em um caso generalizado, pode-se fazer a representação simplificada da Figura 2.1.2, para as tensões, deformações e taxas de deformações, considerando-se um pequeno elemento do material.



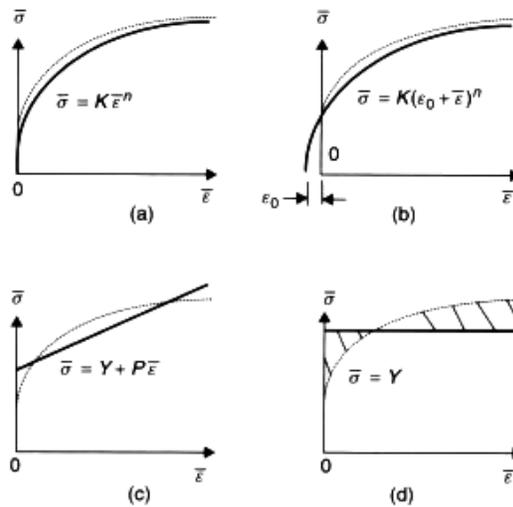
**Figura 2.1.2** - Tensões, deformações e taxa de deformação.

No gráfico de tensão-deformação, a primeira parte da curva pode ser descrita por uma relação linear,  $\sigma = E.\varepsilon$ , onde  $E$  é o módulo de elasticidade do material. A segunda parte, particularmente importante para os processos de conformação plástica, pode ser descrita de modo aproximado, pela relação proposta por Hollomon:

$$\sigma = K.\varepsilon^n \quad (2.1.5)$$

Onde:  $n$  é o expoente de encruamento e  $K$  uma constante inerente ao material.

A curva descrita pela equação 2.1.5 ajusta-se bem aos dados obtidos para uma chapa recozida, exceto na região próxima do início do escoamento; isto é mostrado na Figura 2.1.3a.



**Figura 2.1.3** – Forma das curvas para as diferentes equações para o comportamento tensão x deformação (Marciniak & Duncan, 1992).

A equação de Hollomon descreve de forma razoável o comportamento de aços de médio carbono e inoxidáveis ferríticos. Entretanto, esta equação não deveria ser utilizada para descrever o comportamento tensão-deformação dos aços inoxidáveis austeníticos e “dual-phase”, devido a instabilidade das fases presentes, que alteram o expoente de encruamento ( $n$ )

com a deformação (Klein e Cervelin, 1982). Há outras equações que poderiam ser utilizadas, porém são empíricas e, frequentemente apresentam coeficientes que são de difícil determinação por análises matemáticas simplificadas (KARL, 1977).

Uma outra desvantagem da relação de Hollomon é que com deformação igual a zero, ela prediz que a tensão é igual a zero, obtendo-se uma inclinação infinita para a curva. Ela não indica a real tensão para o escoamento inicial.

Para resolver este problema, poderia ser considerada uma pré-deformação inicial no material,  $\varepsilon_0$ , obtendo-se uma relação do tipo:

$$\bar{\sigma} = K.(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \quad (2.1.6)$$

A equação 2.1.6 é útil e ajusta-se bem a um material com uma tensão de escoamento definida, como mostrado na Figura 2.1.3b. Se o material foi endurecido por algum processo prévio, esta constante indica uma alteração nos eixos de deformação correspondentes para esta quantidade de deformação como mostrado na Figura 2.1.3b. Em materiais recozidos, a deformação inicial  $\varepsilon_0$  é praticamente zero, tornando a equação 2.1.6 igual a equação 2.1.5.

A equação 2.1.7 pode também pode ser utilizada, a qual aproxima o comportamento de encruamento do material para uma relação na forma linear:

$$\bar{\sigma} = Y + P\varepsilon \quad (2.1.7)$$

Onde:  $Y$  e  $P$  são constantes obtidas no ajuste da curva de deformação.

Em modelos aproximados (considerando um modelo rígido e perfeitamente plástico), o encruamento pode ser negligenciado e a relação  $\bar{\sigma} = Y$  empregada. Se a faixa de deformações do processo é conhecida, o valor de  $Y$  pode ser avaliado assim que o trabalho for calculado a partir daquela relação, igualando com o trabalho realizado no processo real. Isto é, a área sob a curva aproximada será igual aquela sob a área real da curva (as áreas hachuradas na Figura 2.1.3d serão iguais).

### 3.1.1.1 Critérios de Escoamento para Materiais Isotrópicos

Inicialmente, para o entendimento do comportamento de deformação dos materiais, cabe definir o tensor deformação e o tensor tensão. Assim, o tensor de deformação  $[\varepsilon_{ij}]$ , em que  $i, j = |x, y, z$ , é simétrico e seus componentes podem ser definidos por:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(u_{i,j} + u_{j,i}) \quad 2.1.8$$

O ponto indica a derivada em relação à coordenada  $u$  de deslocamentos de um ponto considerado. O tensor de tensões de Cauchy  $[\sigma_{ij}]$ , é representado por:

$$[\sigma_{ij}] = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{bmatrix} \quad 2.1.9$$

No caso em que  $\tau_{ij} = 0$  com  $i \neq j$ , para  $i = j$ , e que sejam iguais a 1, 2 ou 3, obtém-se as tensões principais representadas por:

$$[\sigma_{ij}] = \begin{bmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{bmatrix} \quad 2.1.10$$

E do tensor tensões extraem-se  $I_1, I_2, I_3$ , que são quantidades independentes das direções dos eixos selecionados e chamadas de invariantes do tensor de tensões  $\sigma_{ij}$ .

$$\begin{aligned} I_1 &= \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \\ I_2 &= -(\sigma_x \sigma_y + \sigma_y \sigma_z + \sigma_z \sigma_x) + \tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2 = -(\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1) \\ I_3 &= \sigma_x \sigma_y \sigma_z + 2\tau_{xy} \tau_{yz} \tau_{zx} - \sigma_x \tau_{yz}^2 - \sigma_y \tau_{zx}^2 - \sigma_z \tau_{xy}^2 = \sigma_1 \sigma_2 \sigma_3 \end{aligned} \quad 2.1.11$$

Um critério de escoamento pode ser definido, de modo simplificado, como uma “lei” que define um limite de elasticidade sob qualquer combinação de tensões possível (Evangelista, 2002). Este pode ser expresso por:

$$f(\sigma_{ij}) = C \text{ (const)}$$

A função das tensões  $f(\sigma_{ij})$  é chamada de função de escoamento. Para materiais isotrópicos, o escoamento plástico pode ser expresso como:

$$f(I_1, I_2, I_3) = C$$

A partir de resultados experimentais (Kobayashi et al., 1989) considera-se que o escoamento do material não é, em primeira aproximação, afetado por uma pressão hidrostática moderada, e portanto, o escoamento dependerá somente dos três componentes principais do tensor tensões desviatórias ( $\sigma'_1, \sigma'_2$  e  $\sigma'_3$ ), tais que:

$$\sigma_{ij} = \sigma'_{ij} + \delta_{ij} \sigma_m \quad 2.1.12$$

em que  $\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$  é o componente hidrostático da tensão e  $\delta_{ij}$  é o delta de Kronecker. Os três componentes principais do tensor de tensões desviatória não são independentes, uma vez que  $\sigma'_1 + \sigma'_2 + \sigma'_3$  é igual a zero.

Assim, o critério de escoamento isotrópico pode ser descrito da forma:

$$f(J_2, J_3) = C$$

onde :

$$J_2 = -(s_1' s_2' + s_2' s_3' + s_3' s_1') \quad 2.1.13$$

$$J_3 = s_1' s_2' s_3' \quad 2.1.14$$

Dois critérios têm sido amplamente utilizados em análises de deformação de metais. O critério de Tresca, que estabelece que o escoamento do material inicia-se quando a tensão de cisalhamento atinge um valor máximo  $|\tau_{\text{máx}}| = \text{valor crítico}$ . Fazendo-se uma análise das tensões, obtém-se:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \text{const} \quad \text{com} \quad \sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3 \quad 2.1.15$$

Já o critério de von Mises estabelece que o escoamento ocorre quando  $J_2$  atinge um valor crítico, ou seja, que a função de escoamento  $f$  da eq. 2.1.13 não envolva  $J_3$ . O critério pode ser descrito como:

$$J_2 = \frac{1}{2}(\sigma_1'^2 + \sigma_2'^2 + \sigma_3'^2) = \frac{1}{2}\sigma_{ij}'\sigma_{ij}' = k^2 \quad 2.1.16$$

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 6k^2 \quad 2.1.17$$

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) = 6k^2 \quad 2.1.18$$

em que  $k$  é um parâmetro que regula a escala de tensão e dependência das propriedades do material.

As constantes nas equações 2.1.16 a 2.1.18 podem ser determinadas a partir de um estado simples de tensões, como em tensão uniaxial. No escoamento em tração simples,  $\sigma_1 = Y$  e  $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ . Assim, pode-se escrever 2.1.15 e 2.1.16 como:

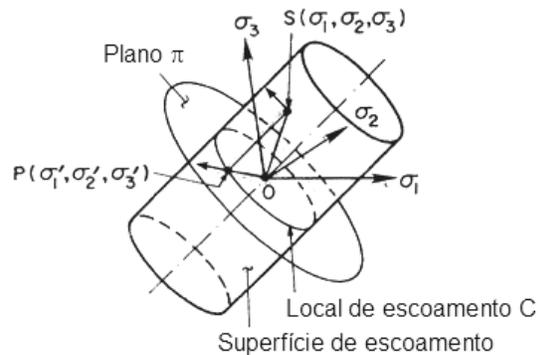
$$\sigma_1 - \sigma_3 = Y \quad 2.1.19$$

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2Y^2 \quad 2.1.20$$

O parâmetro  $k$  pode ser identificado como a tensão de escoamento no cisalhamento e  $k = Y/\sqrt{3}$  no critério de von Mises, comparando-se 2.1.20 com 2.1.18 e  $k = Y/2$  no critério de Tresca.

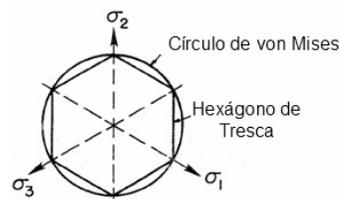
Deve-se notar que o critério de escoamento definido pela eq. 2.1.20 deve depender do processo de deformação plástica (encruamento). Caso assumamos que o encruamento ocorra somente se o trabalho plástico for realizado, então a hipótese de que o critério de escoamento é independente do componente hidrostático implica que não há mudança de volume durante a deformação plástica.

Um estado de tensões é completamente especificado pelos valores dos três componentes principais. Então, cada estado de tensões pode ser representado por um vetor no espaço tridimensional de tensões, em que as tensões principais são assumidas como sendo as coordenadas cartesianas. Na Figura 2.1.4, OS é o vetor  $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$  e seu componente OP, é o vetor representando a tensão desviatória  $(\sigma'_1, \sigma'_2, \sigma'_3)$ . OP sempre estará sobre o plano  $\pi$ , cuja equação é  $\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 = 0$ . O componente hidrostático  $(\sigma_m, \sigma_m, \sigma_m)$  da tensão é representada por PS, que é perpendicular ao plano  $\pi$ .



**Figura 2.1.4** - Representação geométrica de um estado de tensões no espaço  $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$   
(Kobayashi et al., 1989).

Um critério de escoamento, que seja independente do componente hidrostático de tensão, é representado pela curva C no plano  $\pi$ . O local de escoamento correspondente ao critério de tensão cisalhante e de distorção de energia são, respectivamente, o hexágono regular e o círculo mostrado na figura 2.1.5.

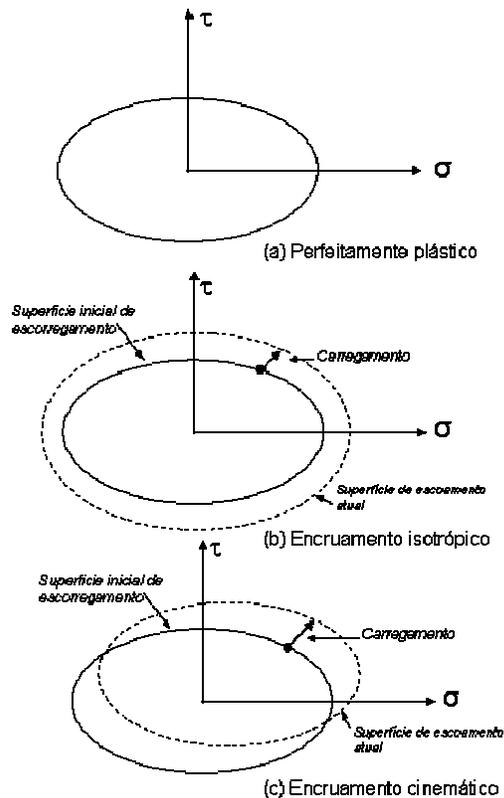


**Figura 2.1.5** - Local de escoamento no plano  $\pi$  para os critérios de Tresca e de von Mises.  
(Kobayashi et al., 1989).

### 3.1.1.2 Encruamento

Após o escoamento inicial, o estado de tensões no qual ocorre deformação plástica é dependente agora do grau de deformação plástica apresentado. Tal fenômeno é chamado de encruamento. Portanto, a superfície de escoamento irá variar a cada estágio da deformação

plástica, com as superfícies de escoamento subsequentes sendo de algum modo dependentes das deformações plásticas precedentes. Alguns modelos que descrevem o encruamento em um material são ilustrados na Figura 2.1.6. Em (a) mostra-se um material perfeitamente plástico, em que a tensão de escoamento independe do grau de plastificação.



**Figura 2.1.6** - Modelos matemáticos para a representação do encruamento (Owen, 1986).

Se as superfícies de escoamento subsequentes forem uma expansão uniforme da curva de escoamento original, sem translação, como mostrado em (b), o modelo de encruamento é isotrópico. Por outro lado, se as superfícies de escoamento subsequentes preservarem suas formas e orientações, mas transladarem no espaço das tensões como um corpo rígido, como mostrado em (c), o encruamento é dito cinemático. Tal modelo de encruamento representa o efeito Bauschinger observado experimentalmente no carregamento cíclico (Owen, 1986).

O desenvolvimento progressivo da superfície de escoamento pode ser definido relacionando-se a tensão de escoamento à deformação plástica por meio do parâmetro de encruamento  $\kappa$ . Isto pode ser feito de dois modos. Primeiramente, o grau de encruamento pode ser postulado como sendo uma função apenas do trabalho total plástico  $W_p$  (work hardening). Então:

$$\kappa = W_p \quad \text{em que} \quad W_p = \int \sigma_{ij} (d\varepsilon_{ij})_p \quad 2.1.21$$

em que  $(d\varepsilon_{ij})_p$  são os componentes de deformação plástica que ocorrem com o incremento de deformação. Alternativamente,  $\kappa$  pode ser relacionado a uma medida de deformação plástica total chamada de deformação plástica efetiva ou equivalente, a qual é definida como:

$$d\bar{\varepsilon}_p = \sqrt{\left(\frac{2}{3}\right) \left\{ (d\varepsilon_{ij})_p (d\varepsilon_{ij})_p \right\}^{1/2}} \quad 2.1.22$$

Para situações em que o escoamento independe de qualquer tensão hidrostática, é válida  $(d\varepsilon_{ij})_p = 0$  e, conseqüentemente,  $(d\varepsilon'_{ij})_p = (d\varepsilon_{ij})_p$ . Assim, 2.1.22 pode ser reescrita como:

$$d\bar{\varepsilon}_p = \sqrt{\left(\frac{2}{3}\right) \left\{ (d\varepsilon'_{ij})_p (d\varepsilon'_{ij})_p \right\}^{1/2}} \quad 2.1.23$$

Então o parâmetro de encruamento  $\kappa$  é assumido como sendo definido por:

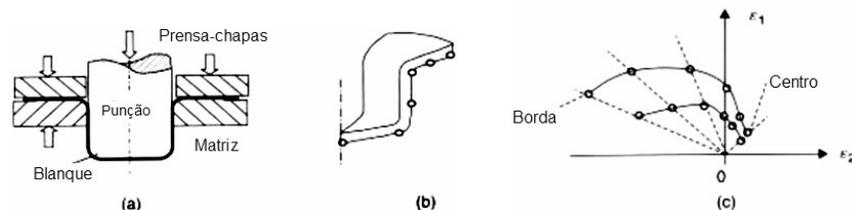
$$\kappa = \bar{\varepsilon}_p \quad 2.1.24$$

em que  $\bar{\varepsilon}_p$  é o resultado da integral de  $d\bar{\varepsilon}$  ao longo do caminho de deformação. Este comportamento é chamado de encruamento por deformação (*strain hardening*).

### 3.1.1.3 Distribuições de Deformação

As chapas metálicas quando são conformadas, apresentam diferentes perfis de deformação, a qual depende da geometria da peça e do modo em como são distribuídos os esforços no material.

Na Figura 2.1.7a é apresentado o embutimento de um copo, no qual é acompanhada a deformação em diferentes posições ao longo de sua seção (Fig. 2.1.7b). Verifica-se que elas não são homogêneas em todos os pontos. Isto é evidenciado no diagrama de deformações principais no centro e na borda do copo, indicado na Figura 2.1.7c, em um dado estágio do processo.



**Figura 2.1.7 a, b, c** – Representação esquemática da deformação em um copo deformado (a), em diferentes posições (b). Em (c) é indicado o caminho de deformações durante a estampagem (Marciniak, et al., 2002).

Os pontos individuais sobre o local de deformação na Figura 2.1.7(c) podem ser obtidos das medidas de uma grade de círculos, impressa sob a superfície das chapas. A partir destes círculos podem ser calculadas as deformações principais no final do processo:

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{d_1}{d_0} \quad \varepsilon_2 = \ln \frac{d_2}{d_0} \quad \varepsilon_3 = \ln \frac{t}{t_0} \quad 2.1.25$$

Onde  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  e  $\varepsilon_3$  são as deformações principais,  $d_0$  e  $d_1$  o tamanho inicial e final dos círculos e,  $t_0$  e  $t$  são as larguras da chapas inicial e final, respectivamente.

Para uma análise simplificada do caminho de deformação, geralmente admite-se que ocorre uma relação linear entre as deformações principais no plano da chapa,  $\varepsilon_2$  e  $\varepsilon_1$ . Assim, pode-se definir a relação de deformações  $\beta$  como:

$$\beta = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} = \frac{\ln\left(\frac{d_2}{d_0}\right)}{\ln\left(\frac{d_1}{d_0}\right)} \quad 2.1.26$$

Na prática deve ser verificado se esta hipótese é razoável, já que há casos em que o caminho de deformação se desviará significativamente da linearidade (Hosford,1999). Tais casos não podem ser analisados deste modo simplificado.

Durante a conformação das chapas, há certa dificuldade em se medir as deformações na espessura, em virtude da variação de deformações nos diferentes pontos, ou pela geometria desenvolvida. Assim, a deformação na espessura pode ser determinada utilizando a equação 2.1.26. Assim:

$$\varepsilon_3 = \ln \frac{t}{t_0} = -(1 + \beta)\varepsilon_1 = -(1 + \beta)\ln \frac{d_1}{d_0} \quad 2.1.27$$

Da equação 2.1.27, a espessura seria:

$$t = t_0 \cdot \exp(\varepsilon_3) = t_0 \exp[-(1 + \beta)\varepsilon_1] \quad 2.1.28$$

Ou, alternativamente, considerando um volume constante,  $t \cdot d_1 \cdot d_2 = t_0 \cdot d_0^2$ ,

$$t = t_0 \frac{d_0^2}{d_1 d_2} \quad 2.1.29$$

Na Figura 2.1.8 é apresentado um diagrama de deformações com diferentes valores de  $\beta$ . Neste diagrama podem ser observadas as deformações  $\varepsilon_1$  e  $\varepsilon_2$  (onde  $\varepsilon_1 \geq \varepsilon_2$ ) resultantes da combinação das tensões principais no plano da chapa.

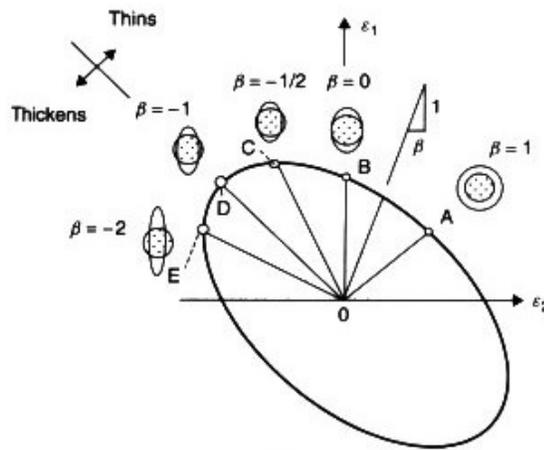
Quando uma das tensões aplicadas ao plano da chapa for igual a zero ( $\sigma_1 = 0$ ) encontra-se a partir das equações:

$$\varepsilon_1; \varepsilon_2 = \beta \cdot \varepsilon_1; \varepsilon_3 = -(1 + \beta)\varepsilon_1 \quad 2.1.30$$

$$\sigma_1; \sigma_2 = \alpha \cdot \sigma_1; \sigma_3 = 0 \quad 2.1.31$$

$$\alpha = \frac{2\beta + 1}{2 + \beta} \text{ e } \beta = \frac{2\alpha - 1}{2 - \alpha} \quad 2.1.32$$

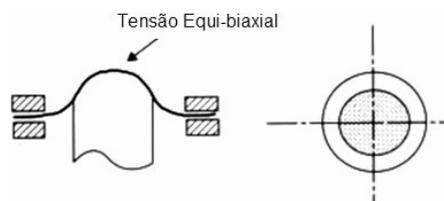
Onde,  $\alpha$  é a relação entre as tensões principais. Quando  $\alpha = -\infty$ ,  $\beta$  será igual a -2. Portanto, isto indica que todos os caminhos de deformação possíveis nos processos de conformação de chapas estarão sobre o intervalo das linhas AO e OE da Figura 2.1.8 e a relação de deformação estará entre  $-2 \leq \beta \leq 1$ .



**Figura 2.1.8** – Diagrama de deformações apresentando os diferentes modos de deformação correspondentes a diferentes valores de  $\beta$ . (Marciniak, et al., 2002).

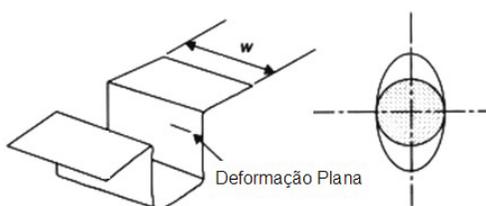
O caminho AO indica um estiramento equi-biaxial. A chapa estirada sobre um punção hemisférico se deformará neste caminho no centro da peça como mostrado na Figura 2.1.9. Nesta situação, as deformações na chapa serão iguais em todas as direções, e a grade de círculos se expandirá permanecendo circular. Como  $\beta = 1$ , a deformação na espessura é  $\varepsilon_3 = -2\varepsilon_1$ , de modo que a espessura diminui mais rapidamente com relação a  $\varepsilon_1$  do que em qualquer outro processo. É interessante notar que, neste caso a deformação efetiva será igual a  $\bar{\varepsilon} = 2\varepsilon_1$  e a chapa tenderá a encruar rapidamente com relação a  $\varepsilon_1$ .

$$\varepsilon_{\text{eff}} \text{ ou } \bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{9} \{ (\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 \}} \quad 2.1.33$$



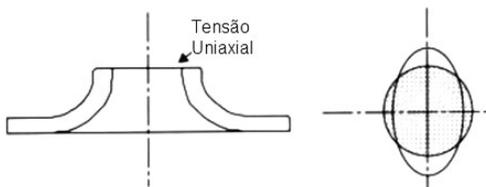
**Figura 2.1.9** – Estiramento equi-biaxial no domo de um punção.

Quando  $\beta = 0$ , tem-se uma condição de deformação plana, a qual é representada pelo caminho OB da Figura 2.1.8a. Aqui a chapa deforma-se somente em uma direção e o círculo impresso torna-se uma elipse na qual o eixo menor é inalterado. Tal condição promove o aparecimento de deformação localizada na parede das peças, Figura 2.1.10, sendo susceptível a falha por rasgamento (*splitting*) (Marciniak et al., 2002).



**Figura 2.1.10** – Deformação plana na parede de uma peça comprida.

O ponto C na Figura 2.1.8 representa o teste de tração e ocorre na chapa quando a menor tensão é igual a zero, isto é, quando  $\sigma_2 = 0$ . A chapa estira em uma direção e contrai-se em outra, apresentando um  $\beta = -1/2$ . Este processo ocorrerá sempre que uma borda livre é estirada, como é o caso da extrusão de um furo, Figura 2.1.11.



**Figura 2.1.11** – Extensão uniaxial da borda de um furo extrudado.

No ponto D da Figura 2.1.9, para  $\beta = -1$ , as tensões e as deformações na chapa são iguais e opostas, resultando em uma deformação sem mudança na espessura. Tal processo é denominado de embutimento. O processo é também denominado de cisalhamento puro e ocorre no flange de um copo embutido como mostrado na Figura 2.1.12. Da equação 2.1.30, a deformação na espessura é zero e a deformação efetiva é  $\bar{\varepsilon} = (2/\sqrt{3})\varepsilon_1 = 1,155\varepsilon_1$ , com gradual

encruamento. O rasgamento (*splitting*) é improvável e em operações práticas, grandes deformações são freqüentemente obtidas nesta condição.



**Figura 2.1.12** – Embutimento ou cisalhamento puro em uma flange de um copo embutido.

### 3.2 CONFORMABILIDADE

A severidade de conformação das peças durante o processo de estampagem depende tanto da forma da peça que está sendo deformada quanto de fatores de projeto, lubrificação e velocidade de deformação. Como consequência, a conformabilidade de uma chapa não pode ser expressa através de uma única propriedade, e sim, por uma combinação de várias propriedades do material e do processo envolvido.

Mais comumente, a conformabilidade de uma chapa metálica é a sua capacidade de se deformar, adquirindo a forma imposta pelos esforços gerados por uma matriz e por um punção, sem que ocorra falha ou aparecimento de defeitos que inviabilizem a utilização do produto (orelhas, enrugamentos, etc.) (Hosford, 1993; Semiatin, 1984; Mielnik, 1991). Esta falha pode ser devida à ocorrência de fratura ou à instabilidade plástica localizada (estricção), sendo esta última a causa mais comum da limitação da conformabilidade (Hosford, 1993; Caladine, 1969).

Não há um índice simples para a medida da conformabilidade, uma vez que um material que atendeu perfeitamente ao projeto de uma determinada peça pode falhar quando da realização de outra, já que a conformabilidade é uma função do material e das características de processo.

#### **Efeito do encruamento e da taxa de deformação**

O expoente de encruamento, obtido no ensaio de tração, fornece uma medida da capacidade do material distribuir a deformação durante a estampagem na presença de um gradiente de tensões. Apesar de geralmente estados combinados de tensão estarem envolvidos nos processos de conformação, tal coeficiente constitui um parâmetro útil para prever o

comportamento da chapa metálica no que se refere a formação de um pescoço difuso ou localizado. A sensibilidade à taxa de deformação também tem relevante efeito sobre o comportamento do material na conformação, sendo a seguir comentada.

### **Efeito do Expoente de Encruamento, $n$**

A região de deformação plástica uniforme da curva tensão real ( $\sigma$ ) versus deformação real ( $\epsilon$ ), obtida em ensaios de tração em aços de baixo carbono para estampagem, é razoavelmente descrita pela equação de Hollomon,  $\sigma = K \cdot \epsilon^n$ .

Nesta equação, para um material sobre tração,  $n$  é a medida da habilidade do metal de resistir à deformação localizada e assim, resistir a uma deformação complexa não uniforme. De fato, a deformação verdadeira uniforme,  $\epsilon_u$ , é numericamente igual a  $n$  (material sob tração uniaxial).

Um metal com um alto valor de  $n$  tende a deformar-se mais uniformemente, até mesmo sobre tensões não uniformes. Assim, para um bom estiramento, um alto expoente de encruamento,  $n$ , é desejável.

É importante destacar que  $K$  e  $n$ , embora sejam considerados constantes do material, dependem da história termomecânica do mesmo. Ou seja,  $k$  e  $n$  são dependentes da microestrutura do material. Valores típicos de  $n$  para aços baixo carbono destinados à estampagem variam entre 0,16 e 0,26 (Filho *et al*, 2001).

### **Efeito da taxa de deformação**

Outro parâmetro importante nas operações de conformação é o expoente de sensibilidade à taxa de deformação,  $m$ , o qual é uma medida da mudança do fluxo de tensões com uma mudança incremental na taxa de deformação. Uma equação semelhante à equação de Hollomon para o endurecimento com a taxa de deformação é apresentada abaixo (Hosford, 1993)(para temperatura constante):

$$\sigma = c \cdot \dot{\epsilon}^m \quad 2.2.1$$

onde:

$\sigma$  - é a tensão de escoamento

$\dot{\epsilon}$  - é a taxa de deformação

$c$  - é o coeficiente de resistência

$m$  - é o expoente de sensibilidade à taxa de deformação

O valor de  $m$  calculado a partir da equação 2.2.1 é um indicativo da influência da distribuição de deformações, de modo similar ao valor do expoente de encruamento,  $n$ .

Assim, um valor de  $m$  positivo reduz a localização de deformação na presença de um gradiente de tensões e opõe-se a rápida formação do pescoço, tornando-o mais difuso. De maneira reversa, um valor de  $m$  negativo promove a localização da deformação e gera um gradiente de deformação mais severo. Portanto, ambos os sinais e valores de  $m$  devem ser considerados (Graf, 1993; Hosford, 1993).

### 3.2.1 Efeito da Anisotropia sobre a conformabilidade

Uma chapa metálica pode apresentar comportamento anisotrópico como resultado de sua textura. Tal variação pode ser avaliada através da relação entre a resistência oferecida à deformação nas diferentes direções do plano e espessura das chapas, obtidas a partir de um ensaio de tração simples (Padilha, 1996; Mielnik, 1991). Define-se então o índice de anisotropia plástica,  $r$ , como o quociente das deformações reais na largura pela espessura do corpo de prova ensaiado:

$$r = \varepsilon_L / \varepsilon_E \quad 2.2.2$$

onde:

$r$  - coeficiente de anisotropia ou de Lankford

$\varepsilon_L$  - deformação verdadeira na direção da largura

$\varepsilon_E$  - deformação verdadeira na direção da espessura

Como as propriedades mecânicas podem variar nas diferentes direções no plano da chapa (Figura 2.2.1), é de interesse uma relação média do comportamento de deformação ao longo deste plano. Pode-se caracterizar então, o coeficiente de anisotropia normal, a partir de medidas das deformações nas direções  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e a  $90^\circ$  em relação à direção de laminação. Nestas direções são extraídos corpos-de-prova que serão tracionados e terão suas deformações  $\varepsilon_L$  e  $\varepsilon_E$  medidas, conforme indicado na Figura 2.2.1. Utiliza-se então a equação 2.2.2 para determinar os coeficientes de anisotropia para cada direção, as quais são então utilizadas para a determinação do coeficiente de anisotropia normal,  $\bar{R}$  (eq. 2.2.3) e planar,  $\Delta R$  (eq. 2.2.4), pelo qual se verifica a variação do comportamento da deformação nas diferentes direções no plano da chapa.

$$\bar{R} = (r_{0^\circ} + 2.r_{45^\circ} + r_{90^\circ})/4 \quad 2.2.3$$

$$\Delta R = (r_{0^\circ} - 2.r_{45^\circ} + r_{90^\circ})/2 \quad 2.2.4$$

Onde:

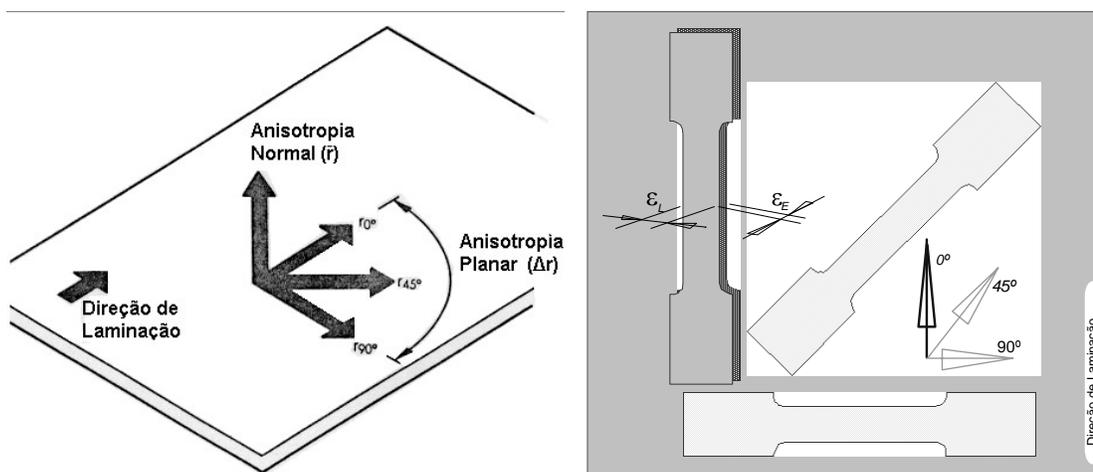
$\bar{R}$  - coeficiente de anisotropia normal

$\Delta R$  - coeficiente de anisotropia planar

$r_{0^\circ}$  - relação de deformação na direção longitudinal de laminação

$r_{45^\circ}$  - relação de deformação medida a 45° com a direção de laminação

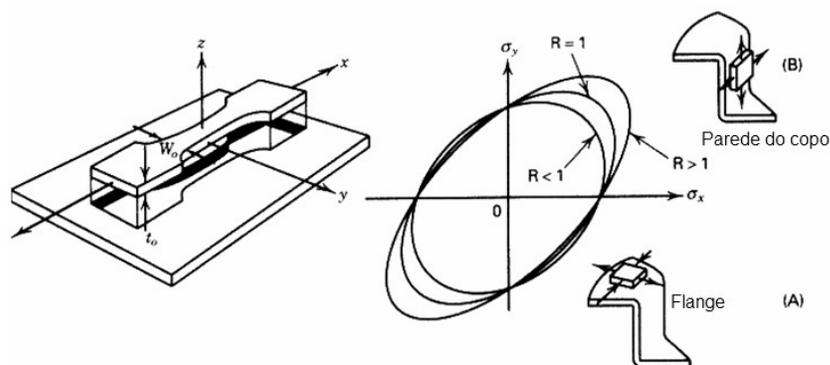
$r_{90^\circ}$  - relação de deformação na direção transversal de laminação



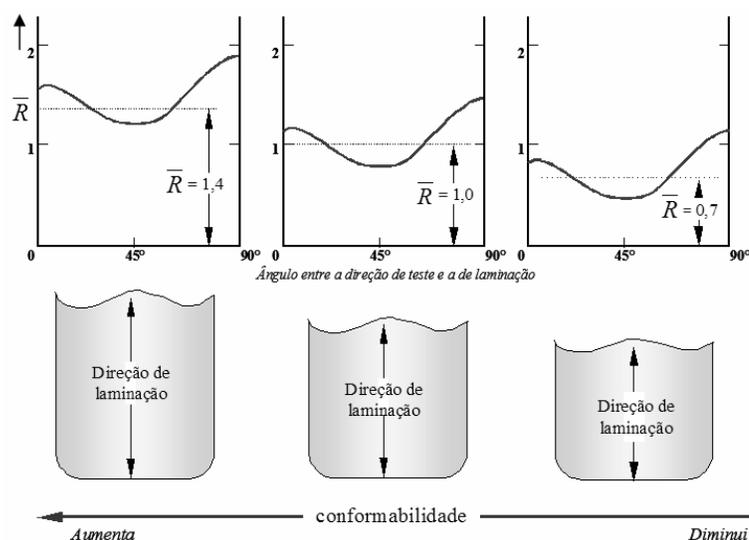
**Figura 2.2.1** - Representação das principais direções avaliadas para o cálculo da anisotropia plástica de chapas. (SME Handbook, 1978)

Um  $\bar{R} = 1$  é um indicativo de igual resistência ao escoamento na direção da espessura da chapa, em relação às outras direções. Se a resistência na direção da espessura é maior que a média da resistência nas diferentes direções do plano da chapa, a relação de deformação média é maior que a unidade, ou seja,  $\bar{R} > 1$ . Neste caso o material é resistente ao afinamento e terá maior resistência ao escoamento em condições de compressão-compressão ou tração-tração (Figura 2.2.2b).

Em geral,  $\bar{R}$  é comumente relacionado com a profundidade do embutimento. Maiores valores de  $\bar{R}$  resultam em um embutimento mais profundo. O efeito desta relação é exemplificado na Figura 2.2.3.



**Figura 2.2.2** – Efeito da variação de  $\bar{R}$  sob a deformação de um copo embutido. (Hertzberg, 1996)



**Figura 2.2.3** - As curvas superiores indicam a maneira típica na qual  $\bar{R}$  varia com a direção de teste para um aço de baixo carbono. A relação do  $\bar{R}$ , no embutimento é indicada pelo tamanho dos copos (SME Handbook, 1978).

Quanto ao coeficiente de anisotropia planar, se a chapa metálica apresentar um  $\Delta R = 0$ , isto indica que o material apresenta um comportamento isotrópico em relação ao plano da chapa. É de interesse nas operações de embutimento que  $\Delta R$  seja igual ou próximo de zero, pois isto permite uma deformação uniforme sem a formação de “orelhas” em um produto estampado.

Na Tabela 2.2.1 são mostrados valores de  $\bar{R}$  e  $\Delta R$  para alguns aços inoxidáveis. Estes valores também podem ser afetados pela porcentagem de redução a frio, executada na laminação inicial das chapas, como pode ser observado na Tabela 2.2.2, onde maiores valores de deformações resultaram em  $\Delta R$  mais altos.

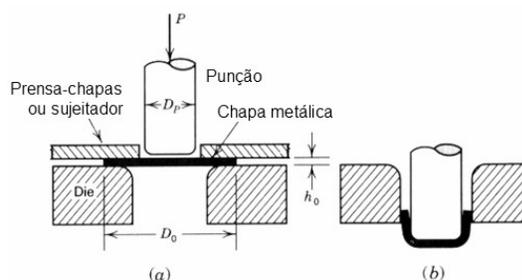
**Tabela 2.2.1** – Valores típicos de  $\bar{R}$  e  $\Delta R$  para aços inoxidáveis austeníticos (Guida, 2005)

Tipo	$\bar{R}$	$\Delta R$
302	0,96	-0,14
304	0,95	-0,06
316	0,96	-0,17

**Tabela 2.2.2** – Efeito da redução a frio no  $\bar{R}$  e  $\Delta R$  para o aço austenítico 304 (Guida, 2005).

% de Redução	$\bar{R}$	$\Delta R$
69	0,97	-0,18
53	1,04	-0,31

Como exemplo da influência da anisotropia plástica sobre a conformação do metal pode-se citar o embutimento profundo de chapas planas em cartuchos, tubos, estojos de lanternas e painéis de automóveis. Nestes processos, uma chapa metálica é fixada sobre uma matriz aberta e então pressionada com um punção (Figura 2.2.5).

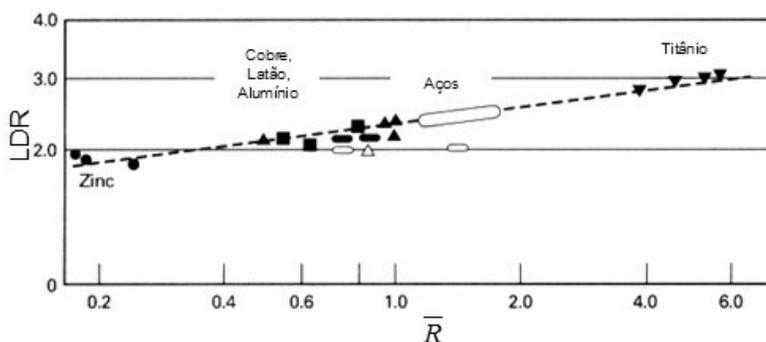
**Figura 2.2.5** – Ilustração do embutimento profundo de um copo cilíndrico (a) antes e (b) após o embutimento.

O carregamento do punção é transmitido ao longo das paredes laterais do copo para a área do flange (borda) onde a maioria da deformação ocorre. Na área do flange, o estado de tensões aproxima-se do cisalhamento puro, correspondendo à tensão de tração na direção radial e compressão na direção circunferencial (Figura 2.2.2a). Em contraste, uma condição de deformação plana em tração biaxial existe na parede do copo (Figura 2.2.2b). Nesta condição, pode ocorrer um afinamento localizado na parede do copo, logo acima do raio do punção, resultando em uma falha na chapa. Conforme já indicado, chapas com  $\bar{R}$  baixo (p. ex.  $\bar{R} < 1$ ) tenderiam a apresentar prematuramente este tipo de comportamento.

Nas condições de embutimento, pode-se ainda determinar o limite superior teórico a partir da razão de limite de embutimento – LDR (ver seção 2.2.2), a qual pode ser estimada por:

$$LDR \approx \left( \frac{D_0}{D_p} \right)_{\max} \approx e^\eta \quad 2.2.5$$

onde  $D_0$  e  $D_p$  são os diâmetros inicial e final do copo, respectivamente e,  $\eta$  é um parâmetro que considera as perdas por atrito nos processos de embutimento. Para uma eficiência ideal,  $\eta = 1$ , resultando num LDR  $\approx 2,7$ . Na prática, porém,  $\eta$  encontra-se entre 0,74 a 0,79, sendo encontrados LDR's entre 2,1 a 2,2. Para que se obtenham copos mais profundos, a razão de limite de embutimento deveria ser aumentada através do aumento da resistência ao afinamento da chapa na zona crítica próxima a base da parede do copo. Isto pode ser conseguido pelo aumento do valor de  $\bar{R}$  para valores maiores que 1. Isto dificultaria a deformação na espessura das paredes do copo durante a conformação da chapa. O efeito de  $\bar{R}$  sobre o LDR pode ser observado na Figura 2.2.6 para várias ligas metálicas.



**Figura 2.2.6** - Influência de  $\bar{R}$  sobre o LDR para várias chapas metálicas (Hertzberg, 1996)

### Condição de Estiramento

A conformação por estiramento é definida por um estado biaxial trativo de deformações, e geralmente leva a uma redução na espessura das chapas. Assim, um material para ter um bom comportamento em processo de estiramento deveria distribuir as deformações de forma homogênea para retardar ao máximo o início da estricção, a qual leva à fratura. Então, chapas que apresentam alta ductilidade e maior encruamento são particularmente desejáveis para os processos de estiramento.

Para se determinar a capacidade de estiramento das chapas metálicas, pode-se utilizar a equação de Holomon (equação 2.1.15). Considerando que a primeira derivada  $d\sigma/d\varepsilon = nK.\varepsilon^{n-1}$  e que a máxima deformação uniforme, ou seja, o início da estricção, ocorre quando  $d\sigma/d\varepsilon = \sigma$ , pode-se deduzir que  $n = \varepsilon_u$  (somente válido para o ensaio de tração). Ou seja, o coeficiente de encruamento  $n$ , além de ser uma medida do endurecimento por deformação, é também uma medida da máxima deformação logarítmica uniforme.

Então, uma maneira de avaliar a capacidade de estiramento de uma chapa metálica seria pela determinação do alongamento uniforme  $\varepsilon_u$ , o qual pode ser calculado a partir dos dados fornecidos pelo ensaio de tração uniaxial,  $\varepsilon_u = \ln(1+e_u)$ .

Como exemplo, é apresentado na Tabela 2.2.3 alguns valores de  $\varepsilon_u$  para os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Estes são ainda comparados com os valores do ensaio de Ericksen (ver seção 2.2.2) onde, valores maiores indicam melhor comportamento das chapas sob condições predominantemente de estiramento. A Tabela 2.2.3 mostra que os aços inoxidáveis ferríticos (exemplificado pelo 439) apresentam baixa deformação uniforme sob condições de estiramento, quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos.

**Tabela 2.2.3** – Conformabilidade dos aços inoxidáveis (Guida, 2005).

Tipo	Estrutura Inicial	$\varepsilon_u$	Valores do ensaio de Ericksen (mm)
439	$\alpha$	0,15	9,2
316	$\gamma$	0,41	11,2
304H	$\gamma$	0,44	12,2
304L	$\gamma$	0,44	12,6
302	$\gamma$	0,45	13,8

### 3.2.2 Ensaio de Conformabilidade

Os ensaios de conformabilidade procuram avaliar as condições de conformação que evitem defeitos como rugas, trincas de bordas (no caso da estampagem de copos), entre outros. Estes ensaios também são úteis para determinar os esforços envolvidos entre a ferramenta de conformação e o material de trabalho nas diferentes situações existentes em um determinado processo.

Para a avaliação do comportamento mecânico das chapas, o ensaio de tração é o mais comumente aplicado, já que a partir dele pode-se determinar a tensão de escoamento, limite de

resistência, alongamento uniforme, alongamento máximo e expoente de encruamento. Pode-se também calcular, a partir de corpos-de-prova extraídos em diferentes direções da chapas, os coeficientes de anisotropia normal e planar.

Além disso, pode ser calculada a razão elástica, RE, que é o quociente entre a tensão de escoamento e o limite de resistência. Para chapas que apresentam menor RE, geralmente têm uma maior capacidade de encruamento e maior ductilidade. Estes fatores contribuem para um maior estiramento.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração são medidas indiretas da conformabilidade do material e não têm relação direta com os processos de estampagem, onde o comportamento das chapas irá depender, além das características já citadas, do atrito, da condição de carregamento e da distribuição de esforços no momento da conformação. Por este motivo, a utilização de ensaios diretos ou simulativos, têm grande importância na seleção de chapas e na resolução de problemas que ocorrem na sua conformação.

Tais testes têm por finalidade determinar o comportamento das chapas em condições padronizadas, de acordo com o tipo de aplicação e carregamento. Para condições de embutimento, por exemplo, poderá ser utilizado o teste de Swift (ou teste de copo), enquanto que para condições predominantemente de estiramento, o ensaio de Ericksen é o mais utilizado. Ainda, quando se deseja avaliar a conformabilidade das chapas em diferentes condições de deformação, isto é, desde estiramento até embutimento, pode-se construir as chamadas curvas de limite de conformação (CLC's), as quais podem ser determinadas a partir do ensaio de Nakazima (Silveira, 2004).

### **Ensaio simulativos**

A seguir, são brevemente comentados alguns testes comumente utilizados para a avaliação da conformabilidade das chapas metálicas:

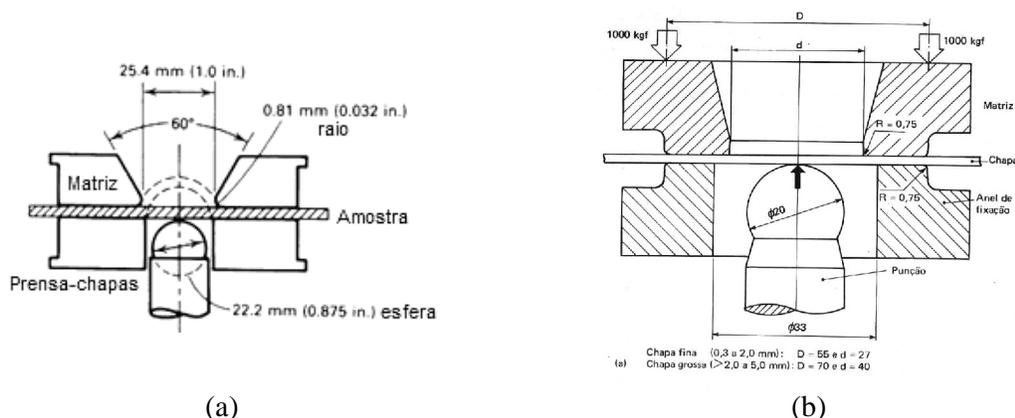
- Ensaio de Olsen e Erichsen

Os ensaio de Olsen e Erichsen são similares, diferindo principalmente nas dimensões da ferramenta utilizada. O ensaio de Olsen utiliza um punção esférico de 22,2mm de diâmetro, com uma matriz de 25,4mm de diâmetro interno, conforme mostrado na Figura 2.2.7a. O teste de Erichsen, o qual é muito utilizado na Europa, utiliza um punção esférico de 20mm de diâmetro, com uma matriz com 27mm de diâmetro interno (Figura 2.2.7b).

Em ambos os testes, a altura do copo na fratura é utilizada como uma medida da estirabilidade da chapa.

Estes ensaios são utilizados quando se deseja simular condições de estiramento.

As condições dos ensaios são descritas na norma ASTM E643-84 (2000) - *Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material*.



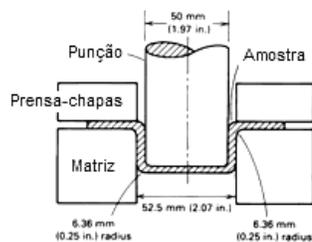
**Figura 2.2.7** – Ensaios de Olsen (a) e de Erichsen (b). (ASM Metals Handbook, 1998)

- Ensaio de Swift

O ensaio de Swift é comumente utilizado quando se deseja simular uma condição de embutimento. Consiste em conformar um copo cilíndrico a partir de um esboço circular, utilizando um punção de fundo plano (Figura 2.2.8). A força aplicada pelo prensa-chapas na chapa é mínima, tendo o objetivo somente de evitar a formação de rugas na parede do cilindro.

O ensaio consiste em deformar copos com diâmetros crescentes, geralmente com incrementos de 0,4mm. O ensaio é executado até o momento do aparecimento de fraturas ou falhas nos copos conformados. A partir daí, é definida a relação entre o diâmetro do último copo conformado sem a presença de falhas e o diâmetro do copo conformado, comumente chamado de LDR.

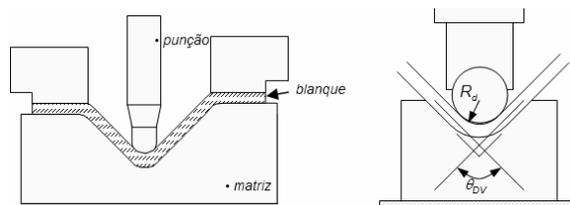
Uma variante do ensaio de Swift é a utilização de um punção com fundo semi-esférico, no lugar de um punção plano. Esta geometria permite simular um comportamento simultâneo de deformação por embutimento e estiramento [Guida, 2005].



**Figura 2.2.8** – Ensaio de Swift (ASM Metals Handbook, 1998).

- Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento, Figura 2.2.9, é importante para a determinação do retorno elástico das chapas após o dobramento devido às deformações elásticas do material. Isto permite obter valores físicos precisos e o ajuste adequado do ângulo de dobra das matrizes, permitindo a conformação da peça nos ângulos desejados.

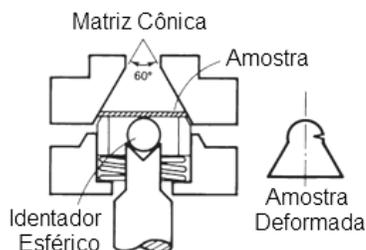


**Figura 2.2.9** – Esboço dos ensaios de dobramento (Evangelista, 2001).

- Ensaio de Fukui

O teste Fukui foi desenvolvido para acompanhar o desempenho de um material em conformação com operações simultâneas de estampagem e estiramento. Este tipo de ensaio consiste em conformar um disco metálico na forma de um cone com vértice esférico (Figura 2.2.10). Ele exige a utilização de diversos corpos-de-prova, e é usado para análise de estampagem profunda.

Os corpos-de-prova utilizados têm espessuras que variam entre 0,5 e 1,6 mm, sendo a medida da conformabilidade a altura do copo produzido no momento da fratura.



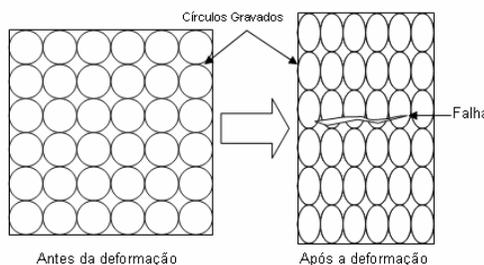
**Figura 2.2.10** – Ensaio de Fukui (ASM Metals Handbook, 1998).

- Ensaio de Nakazima

No ensaio de Nakazima são utilizadas chapas com diferentes larguras, que são deformadas em uma matriz com um punção semi-hemisférico. As variações nas larguras das chapas visam simular desde condições de deformação em tração-compressão, até as condições de tração-tração.

Na superfície das chapas, inicialmente é gravada uma grade na forma de quadrados ou círculos, sendo esta última a mais utilizada, por permitir a medida direta do alongamento máximo sobre a chapa em qualquer posição. As chapas são presas por um prensa-chapas, o qual impede o seu livre deslocamento para o interior da matriz. O ensaio é executado até o aparecimento da estrição ou de fratura das calotas, sendo então interrompido. Faz-se a medição dos “círculos” deformados, na sua largura e comprimento (Figura 2.2.11), na região da falha, sendo os valores registrados em um gráfico de deformações principais.

O conjunto de pontos registrados para as diferentes larguras no ensaio de Nakazima permite a construção da curva de limite de conformação, CLC, para a avaliação das chapas metálicas sob diferentes condições de deformação.



**Figura 2.2.11** – Grade de círculos gravada em uma chapa, antes e após a sua conformação.

Durante a conformação das peças, os círculos são deformados, podendo apresentar uma forma elíptica, os quais podem ser medidos para determinar as deformações maiores e menores produzidas no componente. Os valores de deformação e a relação da deformação maior e menor dão uma informação do tipo de deformação nas várias regiões da peça.

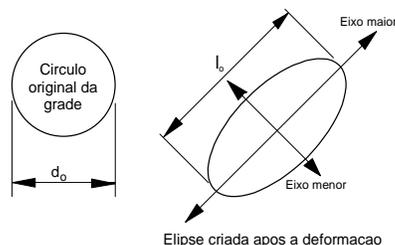
A deformação dos círculos pode ser medida diretamente sobre a superfície das chapas deformadas, sendo avaliadas a partir da deformação verdadeira,  $\epsilon$ , cuja equação é mostrada abaixo. Na figura 2.2.12 é observado um círculo antes e após a deformação, sendo os eixos principais de medição indicados.

Nas elipses formadas, pode-se calcular a deformação convencional,  $e$ , por:

$$e = (l_0 - d_0) \cdot 100 / d_0 \quad 2.2.6$$

onde:

$l_0$  – comprimento, eixo maior;  
 $d_0$  – diâmetro inicial do círculo.



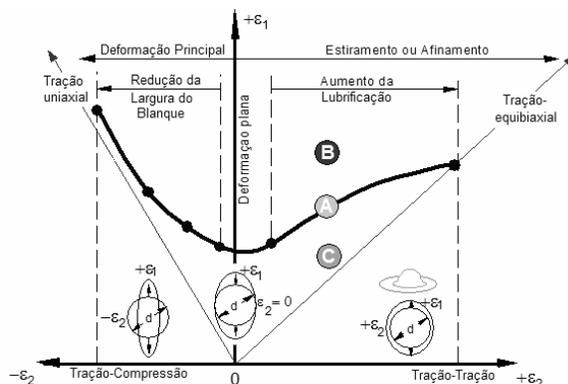
**Figura 2.2.12** - Círculo deformado na forma de elipse.

### Curvas de Limite de Conformação – CLC's

A avaliação da conformabilidade de chapas metálicas pode ser feita através do uso de curvas de limite de conformação, ou CLC's. Uma CLC é um diagrama empiricamente construído, largamente utilizado para descrever o lugar geométrico das deformações principais críticas que ocorrem na superfície da chapa, para as quais a estricção altamente localizada se torna visível ou ocorre a fratura.

Uma CLC é também algumas vezes referida como “mapa de conformabilidade”, que mostra, para diferentes condições de carregamento, a máxima deformação que a chapa metálica pode suportar antes do início da estricção, ou de sua fratura.

A CLC (Figura 2.2.13) permite inferir se o estado de deformação a ser aplicado ao material é viável, isto é, sem que ocorra a sua ruptura (ou estricção). Ela possibilita prever se o material utilizado é adequado para a peça projetada, bem como ajustar as condições de lubrificação e geometria do ferramental adotado no processo para melhorar a sua conformação.



**Figura 2.2.13** - Diagrama esquemático de uma CLC. A linha crítica (em negrito) separa as condições de falha e sem falha. Os eixos  $\epsilon_1$  e  $\epsilon_2$  referem-se a máxima e mínima deformações principais, respectivamente (Savoie *et al*, 1998).

Na prática, uma combinação de deformações que se localiza exatamente sobre a CLC é uma condição com alta probabilidade de ocorrência de falha na operação de conformação (ponto A na Figura 2.2.13). Pontos acima da CLC indicam condições que levam à falha do material em operação (ponto B) e pontos situados abaixo da CLC indicam combinações de deformações viáveis (ponto C) (Magnabosco *et al*, 1994).

Na Figura 2.2.13, a região do gráfico à direita representa deformações de tração-tração, as quais comumente ocorrem sobre o topo do punção ou sobre condições de estiramento. Já a porção à esquerda representa estados de tração-compressão.

Quando a deformação principal  $\varepsilon_2$  encontra-se próximo de zero, geralmente a CLC apresenta um mínimo. Esta combinação de deformações indica uma condição de deformação plana, a qual é crítica na operação de conformação das chapas. Segundo Ayres (1979), 85 % das falhas em prensas ocorrem nestas condições, com a menor deformação  $\varepsilon_2$  apresentando valores em torno de  $\pm 2\%$  (Ayres *et al*, 1979). Com ambas as deformações principais positivas, têm-se maior distribuição das deformações e a estrição se torna mais difusa, enquanto que no caso de se ter uma deformação principal fortemente positiva e outra fortemente negativa, há a tendência de se ter uma compensação e a deformação ao longo da espessura é pequena. Por sua vez, quando uma das deformações principais no plano da chapa se aproxima de zero, a estrição é menos difusa, ocorrendo o afinamento da chapa devido à conservação de volume (Xua *et al*, 2000; Xu *et al*, 1998; Mielnik *et al*, 1991).

### 3.3 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS

#### 3.3.1 Fatores que Afetam a Microestrutura de um Metal Deformado

A densidade e distribuição dos defeitos gerados na deformação plástica dependem da estrutura cristalina do metal, temperatura, quantidade e velocidade de deformação, pureza do metal e sua energia de falha de empilhamento (Bueno *et al.*, 2002; Kustov *et al*, 2004; Hull *et al.*, 1975; Maehara, 1990). Assim, a seguir será apresentada uma breve revisão sobre estes fatores, para uma melhor compreensão do processo de deformação.

##### 3.3.1.1 Energia de falha de empilhamento (EFE)

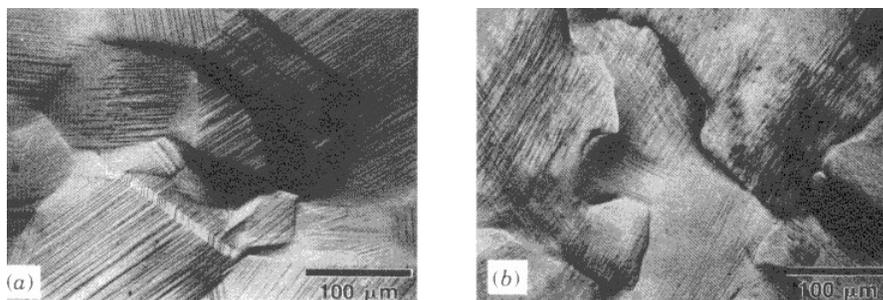
Os materiais cristalinos são formados pelo empilhamento de diversos planos atômicos, organizados de forma seqüencial e bem definidos ao longo do espaço. Cada plano atômico pode ser identificado por letras – A, B, C – os quais podem se organizar de diferentes formas,

resultando em estruturas cristalinas distintas. Por exemplo, uma combinação de planos na seqüência ABCABCABCA resultaria na formação de um cristal cúbico de faces centradas, CFC, enquanto que a seqüência ABABAB resultaria em uma estrutura HC (Hull, 1975; Cahn & Haasen, 1996).

Porém, em algumas situações podem ocorrer falhas na seqüência de empilhamento, resultando em estruturas diferentes em pontos localizados dos cristais formados. Por exemplo, uma falha de empilhamento em um cristal cúbico de face centrada (CFC), poderia ser identificada como a formação de uma camada de um cristal hexagonal compacto (HC) na sua seqüência de planos atômicos. Quando o empilhamento muda de ABABAB para ABABCABC, esta última incluirá uma camada de um cristal HC na estrutura CFC. Este tipo de falha de empilhamento pode ocorrer pela dissociação de uma discordância em duas parciais e em uma falha de empilhamento (Hirth & Lothe, 1982). Logicamente, inerente a estes defeitos cristalinos, haverá também associada um determinado nível de energia livre (Hertzberg, 1996).

Assim, um material com baixa energia de falha de empilhamento apresenta geralmente discordâncias parciais bem separadas, com maior área de falha de empilhamento. A tensão necessária para recombinar estas discordâncias parciais dependerá da distância de equilíbrio de separação entre elas, as quais dependerão da magnitude da energia de falha de empilhamento.

Para materiais com baixa energia de falha de empilhamento, a separação das discordâncias parciais é elevada (da ordem de 10 a 20 vezes o vetor de burges,  $b$ ) e a força necessária para recombiná-las - no intuito de formar uma discordância - também. Em materiais com mais alta energia de falha de empilhamento, uma menor tensão é necessária para recombinar as discordâncias parciais, já que a separação entre elas é pequena (da ordem de  $1b$  ou menos). Materiais com mais alta EFE apresentam geralmente maior facilidade para realizar deslizamento cruzado (*cross-slip*) de discordâncias, podendo-se observar o aparecimento de um padrão ondulado sobre as superfícies do cristais deformados (Figura 2.3.1b). Neste caso, a deformação é chamada de *deslizamento ondulado* (*wavy glide*). Para materiais com baixa energia de falha de empilhamento o padrão apresentado é o de um *deslizamento planar* (*planar glide*), Figura 2.3.1a (Hertzberg, 1996).



**Figura 2.3.1** – Micrografias revelando o padrão de escorregamento em materiais deformados. (a) escorregamento planar (*planar glide*) em material com baixa EFE; (b) escorregamento ondulado (*wavy glide*) em material com alta EFE. (Hosford, 1996, p.78)

De acordo com Cottrell (1975), a distância de separação entre as discordâncias parciais varia inversamente com a energia de falha de empilhamento, podendo ser dada por:

$$d = \frac{G(\vec{b}_2\vec{b}_3)}{2\pi.EFE} \quad 2.3.1$$

onde:  $d$  = separação entre discordâncias parciais;  $\vec{b}_2$  e  $\vec{b}_3$  = vetores de Burgers das discordâncias parciais;  $G$  = módulo de cisalhamento e; EFE = energia de falha de empilhamento.

A energia de falha de empilhamento dos cristais depende da composição dos metais e ligas. Na Tabela 2.3.1 são apresentados alguns valores típicos para diferentes metais e ligas.

O principal efeito da EFE sobre o deslizamento cruzado é o papel dominante que ela tem na determinação das características de encruamento de um material. Quando a energia de falha de empilhamento é baixa, o deslizamento cruzado é restrito. Deste modo, as barreiras para o movimento das discordâncias permanecem efetivas para níveis mais altos de tensão do que em um material de mais alta EFE, ou seja; um material com baixa EFE tende a encruar mais.

Os expoentes de encruamento,  $n$ , dependem dos valores de energia de falha de empilhamento como mostrado na Tabela 2.3.2 (Hertzberg, 1996). Deve-se notar que os  $n$ 's aumentam com a diminuição da energia de falha de empilhamento, enquanto o caráter de escorregamento muda de um modo ondulado para planar. Com isso, valores mais baixos de EFE resultam em uma distribuição mais homogênea de discordâncias, menor tendência à formação de células de discordâncias, maior resistência mecânica, baixa taxa de fluência, e a uma maior suscetibilidade à formação de martensita induzida por deformação nos aços inoxidáveis austeníticos (Procopiak, 2000). Na Figura 2.3.2 pode-se observar de modo

esquemático um arranjo de discordâncias planar (homogênea) e celular de metais com baixa e alta EFE deformados, respectivamente.

A Figura 2.3.3 ilustra dois aços inoxidáveis austeníticos com diferentes EFE, e os respectivos efeitos destas variações sobre a distribuição de defeitos cristalinos após a deformação a frio. Na Figura 2.3.3a observa-se uma subestrutura típica de um material com baixa EFE levemente encruado (Fe-21%Cr-7%Ni-2,2%Mo-0,22%N e EFE = 10mJ/m<sup>2</sup>) (Padilha, 1996), onde são observados numerosos defeitos de empilhamento e discordâncias. Na Figura 2.3.3b observa-se a formação de células na austenita, em um aço Fe-15%Cr-15%Ni-1,2%Mo, com EFE = 30mJ/m<sup>2</sup> (Padilha, 1996).

Como apontado anteriormente, a adição de átomos de soluto num metal puro tende a alterar a sua EFE, o que influenciará na distribuição de discordâncias após a deformação. Por exemplo, nos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Ni, um aumento na concentração de cromo causa um abaixamento da EFE, enquanto que um aumento no teor de níquel aumenta a EFE. Além disso, a mobilidade das discordâncias pode ser diminuída com sua interação com os átomos de soluto.

À medida que átomos de soluto são adicionados em um metal, há um gradativo aumento na densidade de discordâncias e da energia armazenada na deformação, assim como a diminuição gradativa do tamanho médio das células de discordâncias (Cahn & Haasen, 1996).

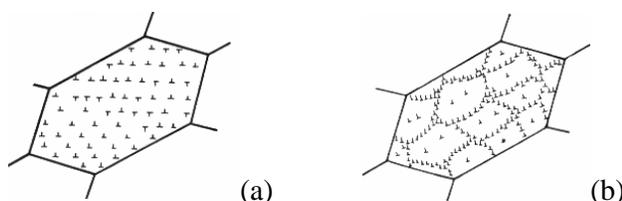
Para um dado grau de deformação, um metal de alta EFE apresenta menor densidade de discordâncias que um metal de baixa EFE. Isto ocorre porque em metais de alta EFE, as discordâncias têm maior mobilidade, sendo mais freqüente a sua aniquilação e rearranjo (Cahn & Haasen, 1996).

**Tabela 2.3.1** – Energia de falha de empilhamento para metais CFC (Hertzberg, 1996).

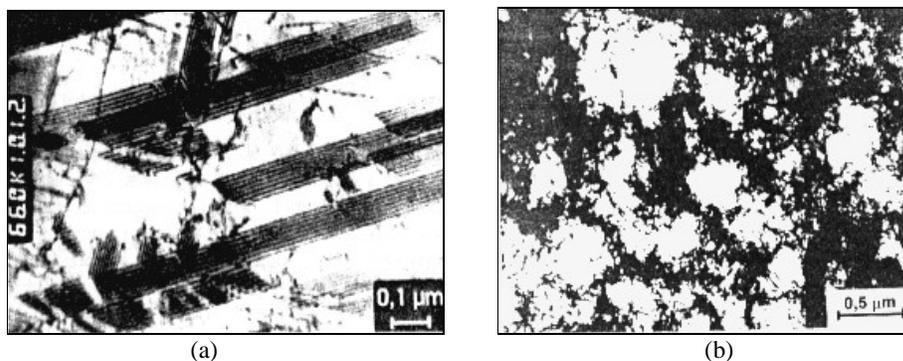
Metal	Energia de Falha de Empilhamento (mJ/m <sup>2</sup> )
Latão	<10
Aço Inox. Austenítico 303	8
<b>Aço Inox. Austenítico 304</b>	20
Aço Inox. Austenítico 310	45
Ag	~25
Au	~75
Cu	~90
Ni	~200
Al	~250

**Tabela 2.3.2** – Caráter de escorregamento e coeficientes de encruamento para vários metais (Hertzberg, 1996).

Metal	Energia de Falha de Empilhamento (mJ/m <sup>2</sup> )	Coefficiente de encruamento, $n$	Caráter de escorregamento
Aço Inoxidável (301, 303)	<10	~0,45	Planar
Cu	~90	~0,3	Planar/Ondulado
Al	~250	~0,15	Ondulado

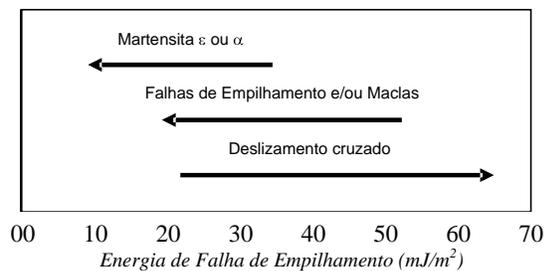


**Figura 2.3.2** – Distribuição de discordâncias em metais deformados com (a) baixa EFE, apresentando arranjo planar e, (b) com alta EFE, apresentando arranjo celular (Padilha, 1996 p18).



**Figura 2.3.3** – (a) Amostra de aço inoxidável austenítico de baixa EFE, deformada 3% em tração. (b) Amostra de aço inoxidável austenítico de alta EFE, deformada por forjamento rotativo com 15% de redução em área. MET (Padilha, 1996).

Na Figura 2.3.4 é apresentado um diagrama esquemático desenvolvido por Simoneau et al. (1987), o qual mostra o efeito do aumento da EFE sobre os defeitos cristalinos e microestruturas desenvolvidas na deformação de uma liga resistente ao desgaste por cavitação. Com a redução da EFE há uma maior tendência de formação de falhas de empilhamento, maclas e martensitas  $\alpha$  e  $\epsilon$ , e uma maior dificuldade de ocorrência de deslizamento cruzado na estrutura do material (Tadmor et al, 2004; Stupkiewicz et al., 2004).



**Figura 2.3.4** – Correlações entre os mecanismos de deformação, EFE e microestruturas na liga 0,3%C-17%Cr-10%Mn-3%Si-10%Cr-0,1%N (Simoneau et al., 1987)

### 3.3.1.2 Influência do tamanho de grão inicial

Estudando a deformação de ferro policristalino de alta pureza, Keh e Weissmann (1973) mostraram que amostras com diferentes tamanhos de grão submetidas a um mesmo grau de deformação apresentavam densidades de discordâncias diferentes. A densidade de discordâncias aumentava com a redução dos tamanhos de grão. Conrad e Christ (1976) obtiveram a seguinte relação para o ferro puro:

$$\rho = \frac{\varepsilon}{k_1 \times b} \times \frac{1}{d^n} \quad 2.3.2$$

Onde:  $\varepsilon$  é a deformação,  $d$  o tamanho de grão,  $\rho$  a densidade de discordâncias;  $k_1$  e  $n$  são constantes dependentes do modo de deformação e,  $b$ , é o módulo do vetor de Burgers.

As diferenças locais de densidade de discordâncias entre os grãos são pequenas para altos graus de deformação se comparadas com amostras com baixos níveis de deformação.

### 3.3.1.3 Temperatura e taxa de deformação

A densidade e distribuição das discordâncias, assim como a energia armazenada na deformação são fatores que dependem da temperatura na qual o metal foi deformado. Swann (1980) estudando a deformação do alumínio a 78K observou uma maior energia armazenada e elevada dificuldade na formação de células de deformação, quando comparada com outra amostra deformada em temperatura ambiente. A redução da temperatura de deformação além de diminuir a mobilidade das discordâncias, pode também ocasionar a diminuição da energia de falha de empilhamento.

As maiores temperaturas de deformação favorecem a formação de células (ou subgrãos) maiores e mais definidas (Padilha, 1996; Hertzberg, 1996). O efeito do aumento da velocidade de deformação equivale microestruturalmente, a um abaixamento da temperatura de deformação. Deve-se mencionar que pequenas variações na temperatura de deformação

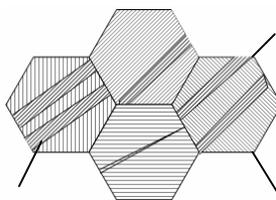
causam grandes modificações na subestrutura de discordâncias, enquanto grandes modificações na velocidade de deformação influenciam relativamente pouco.

### 3.3.2 Heterogeneidades de deformação na Microestrutura

A distribuição de defeitos cristalinos em um metal encruado é bastante heterogênea, ocorrendo variações de densidade de defeitos cristalinos tanto no interior do grão como entre grãos. De modo a identificar as principais heterogeneidades que ocorrem em metais encruados, a seguir são apresentados os principais defeitos que ocorrem nestas estruturas.

#### 3.3.2.1 Bandas de Transição

As bandas de transição ou bandas de deformação são heterogeneidades freqüentemente encontradas em uma estrutura deformada e são caracterizadas por deformações heterogêneas do reticulado, ficando confinadas no interior dos grãos e não ultrapassando os seus contornos (Padilha, 1996), Figura 2.3.5. São formadas entre regiões de um mesmo grão que sofreram rotações diferentes durante a deformação devido a utilização de diferentes sistemas de escorregamento.



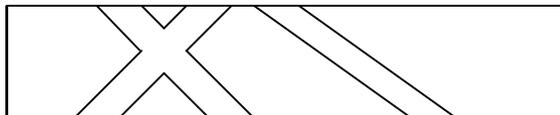
**Figura 2.3.5** - Bandas de transição em grão deformado com subestrutura celular (Padilha, 1996).

A banda de transição pode apresentar diferenças de orientação entre regiões próximas, com afastamento entre elas de poucos micrômetros (Cahn & Haasen, 1996). As células de deformação dentro da banda de transição são menores e mais alongadas como mostrado esquematicamente na Figura 2.3.5 (Padilha, 1996).

#### 3.3.2.2 Bandas de cisalhamento

As bandas de cisalhamento foram estudadas por Grewen e colaboradores (1986) em liga de cobre altamente deformada a frio. Mathur e Backofen (1990) propuseram um modelo que se resume em concentrações de escorregamento em regiões de máxima tensão macroscópica de cisalhamento e em planos nos quais a deformação encontra pequena resistência. Essas regiões,

em geral, formam ângulos de aproximadamente  $30^\circ$  a  $60^\circ$  em relação à direção de deformação. A característica principal das bandas de cisalhamento é o fato de não se limitarem a um determinado grão, atravessando vários grãos (Hertzberg, 1996). As bandas de cisalhamento também são heterogeneidades importantes no início da recristalização. Sua ocorrência está associada com metais altamente deformados a frio, com tamanho de grão grosseiro e deformações com predominância de componentes de compressão. A Figura 2.3.6 mostra esquematicamente as bandas de cisalhamento em um metal deformado.



**Figura 2.3.6** – Representação esquemática de bandas de cisalhamento em um metal deformado, vistas no corte longitudinal (macroscópico) (Padilha, 1996).

As bandas de cisalhamento, quando analisadas por microscopia eletrônica de transmissão, também apresentam células de deformação menores e alongadas no seu interior e grandes diferenças de orientação em curtas distâncias, quando comparadas com uma região do metal que não apresenta essa heterogeneidade.

As bandas de cisalhamento diferenciam-se das bandas de transição já que se formam no material como um todo, independente da estrutura de grãos, enquanto que as bandas de transição ficam restritas ao interior de um grão.

### 3.3.2.3 Maclas de deformação

A maclação mecânica (maclas de deformação) é uma maneira complementar de deformação plástica. Ela ocorre quando a deformação plástica por deslizamento de planos se torna difícil, como por exemplo, em materiais com estrutura cristalina que apresentam poucos sistemas de escorregamento, ou durante a deformação plástica em baixas temperaturas ou, em elevadas velocidades de deformação. A maclação mecânica exige pequenos movimentos atômicos; todavia estes movimentos devem ser coordenados como nas transformações martensíticas. As maclas de deformação são heterogeneidades que também desempenham importante papel no início da recristalização (Padilha, 1996). Na Figura 2.3.7 é apresentada de modo esquemático uma macla de deformação.



**Figura 2.3.7** – (a) Macla de deformação esquemática (Bhadeshia, 2002) e (b) rede de maclas em uma chapa de aço revestida com zinco (Forest, 2000).

As maclas de deformação são formadas principalmente em metais com estrutura hexagonal compacta (HC), eventualmente em metais de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e mais raramente em metais de estrutura cúbica de face centrada (CFC). A formação de maclas de deformação ocorre, principalmente quando há poucos sistemas de escorregamento disponíveis, como por exemplo em estruturas cristalinas de baixa simetria, como o Sn (tetragonal) e o zinco (hexagonal) e com altas taxas de deformação (Bhadeshia, 2002).

Nos metais CCC deformados com altas velocidades e/ou em baixas temperaturas, também ocorre a maclação mecânica. No entanto, esse fenômeno é mais difícil de ocorrer quando comparado aos metais HC. A estrutura CCC não apresenta planos compactos como o (0001) da estrutura HC ou o (111) da estrutura CFC. No total, a estrutura CCC apresenta 48 sistemas cristalográficos onde pode ocorrer deformação por escorregamento (famílias {110}, {211} e {321}) e, ativados de acordo com a temperatura utilizada na deformação. Já a estrutura CFC apresenta apenas 12 sistemas de deslizamento possíveis (Dieter, 1982), porém compactos e simétricos. A estrutura HC apresenta 3 sistemas de deslizamento possíveis.

No caso dos metais CFC, a maclação mecânica dificilmente é observada quando o material é de elevada pureza. Para que ela ocorra há a necessidade de altas velocidades de deformação em temperaturas baixas e orientação cristalográfica desfavorável ao escorregamento (Badeshia, 2006).

Conforme já apresentado, a energia de falha de empilhamento afeta a mobilidade dos planos atômicos, o que afeta, portanto, a maclação mecânica dos metais. É esperado que a diminuição da EFE leve a uma crescente diminuição da mobilidade das discordâncias, desfavorecendo a deformação por escorregamento e favorecendo a maclação. Este fato é geralmente observado na literatura (Cahn, 1996, Tadmor et al., 2004) em estudos de maclação mecânica de metais puros com adições de solutos que reduzem a EFE. A energia de contorno

de macla também é diminuída com a redução da EFE, o que implica em menor gasto energético para a formação das maclas e, conseqüentemente, maior facilidade de ocorrência de maclação mecânica (Kumar et al., 2002).

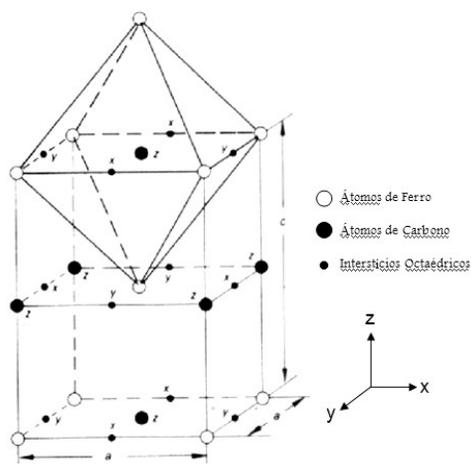
### 3.4 MARTENSITA – CARACTERÍSTICAS E COMPORTAMENTO

#### 3.4.1 Martensita Ferrosa

Essencialmente três tipos diferentes de estrutura cristalina de martensitas ferrosas existem: a martensita  $\alpha'$  - CCC ou TCC, a martensita  $\varepsilon$  - HC e, a martensita – FCT (tetragonal de face centrada). A mais comum é a  $\alpha'$ , formada em ligas Fe-C e Fe-Ni. A martensita- $\varepsilon$  pode se formar em ligas ferrosas com uma baixa energia de falha de empilhamento da austenita, tais como nas ligas Fe-Cr-Ni e Fe com alto Mn (Sinha, 2003).

A martensita- $\alpha'$  e a martensita- $\varepsilon$  podem formar-se espontaneamente no resfriamento dos aços inoxidáveis austeníticos abaixo da temperatura ambiente. Já a martensita-FCT é incomum, sendo observada somente em ligas Fe-Pt e Fe-Pd (Sinha, 2003), e não será tratada neste trabalho.

A martensita- $\alpha'$  ferrosa pode ser considerada uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro, a qual tem uma estrutura tetragonal de corpo centrado, formada basicamente por uma transformação militar (adifusional). Como os átomos de carbono estão presentes nos interstícios octaédricos da austenita, promovem uma expansão da rede martensítica no eixo c, de acordo com a Figura 2.4.1. Esta expansão gera uma distorção direcional neste eixo, produzindo a rede tetragonal (Reed Hill, 1984).

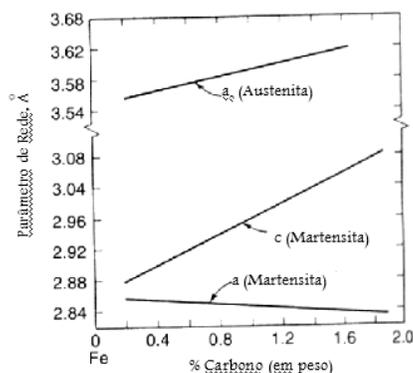


**Figura 2.4.1** – Estrutura TCC da martensita para ligas de Fe-C mostrando os interstícios ocupados pelos átomos de carbono (Sinha, 2003).

A Figura 2.4.2 mostra o efeito do teor de carbono sobre o parâmetro de rede da austenita e da martensita. Ela ilustra que no caso da martensita, o eixo “c” aumenta significativamente com o aumento do teor de carbono no reticulado cristalino, ocorrendo uma pequena redução no eixo “a” para adições de carbono acima de 0,25%. Portanto, a relação axial c/a aumenta com o teor de carbono. A equação abaixo mostra esta relação (Sinha, 2003):

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,467 \times (\% \text{ peso de C}) \quad 2.4.1$$

No ferro puro ou em aços de baixo carbono, a estrutura seria CCC, livre de distorções. A martensita CCC é também favorecida quando somente solutos substitucionais estão presentes.

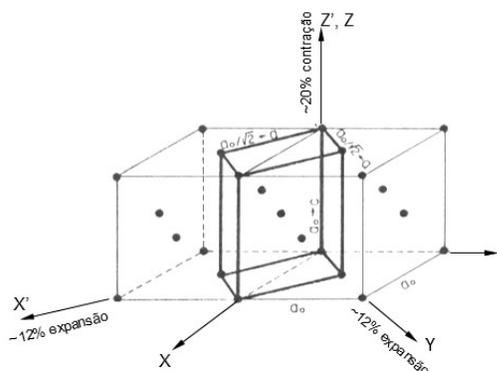


**Figura 2.4.2** – Efeito do carbono sobre os parâmetros de rede da austenita e martensita no aço (Reed-Hill, 1984).

#### 3.4.1.1 Cristalografia da Martensita

Em 1921, Bain (1945) propôs um modelo para a transformação martensítica - CFC → CCC (ou TCC). Ele sugeriu que a célula unitária CFC pode ser considerada como uma unidade celular com uma relação axial de  $\sqrt{2}/1$  e mostrou como uma célula TCC poderia ser formada no interior de duas células unitárias da austenita (Figura 2.4.3).

De acordo com o mecanismo de Bain, a formação de martensita ocorre pela contração homogênea, em torno de 20% ao longo da direção  $[001]_{\gamma}$  (correspondendo ao eixo c da célula da martensita) e uma expansão homogênea em torno de 12% ao longo das direções  $[100]_{\gamma}$  e  $[010]_{\gamma}$  (correspondendo as direções x e y, respectivamente). Estas variações dimensionais irão depender dos teores dos elementos de liga. Tais distorções homogêneas são chamadas de distorções de Bain.



**Figura 2.4.3** - Distorção de Bain para a formação de martensita CCC (TCC) da austenita CFC em ligas ferrosas (Sinha, 2003).

Embora o mecanismo proposto por Bain descreva bem a formação de martensita cúbica e da martensita tetragonal, ela apresenta algumas falhas (Sinha, 2003):

1. O mecanismo de Bain não envolve cisalhamento.
2. A transformação de Bain não considera a utilização de um plano de hábito invariante para a transformação da martensita e nem a relação da orientação da martensita formada com a austenita.
3. Neste mecanismo somente 3 direções podem sofrer alterações dimensionais; entretanto, na prática são encontrados 24 orientações possíveis.

Entretanto, estudos de difratometria de raios-X e de microscopia eletrônica de transmissão (Shimizu & Nishiyama, 1972) têm confirmado a ocorrência da distorção de Bain e cisalhamento heterogêneo em transformações martensíticas ferrosas.

Greninger e Troiano (1949) apud Sinha (2003) observaram que a mudança da forma do reticulado não poderia ser produzida somente pela deformação da rede. Assim, eles propuseram que outra deformação seria necessária para satisfazer o plano de deformação invariante (plano este que não sofre mudança de orientação após transformação martensítica). Assim, a deformação homogênea da rede, quando combinada com pequenas deformações heterogêneas, tais como escorregamento, maclação, ou falhas, levaria a uma interface não distorcida  $\gamma/\alpha'$ .

#### 3.4.1.2 Morfologia da Martensita

A martensita de ligas de ferro pode ser classificada em dois tipos básicos: (1) martensita em ripas (Tipo I), com uma alta densidade de discordâncias e regiões com pouca ou nenhuma

macla no interior das ripas; (2) martensita em placas ou lenticular (Tipo II), apresentando uma subestrutura interna de maclas com ou sem discordâncias (Sinhá, 2003).

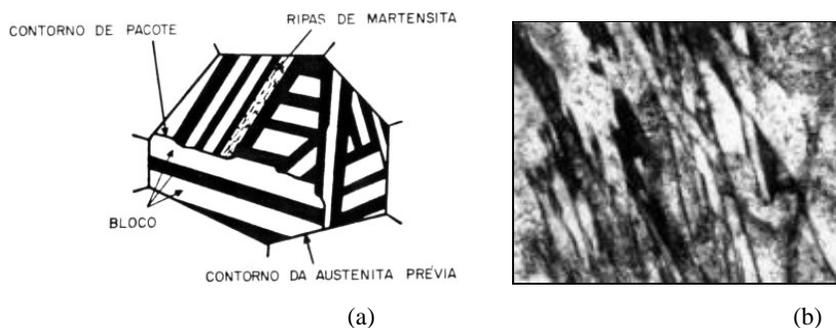
Estas morfologias dependem principalmente do teor de carbono da liga. As ripas de martensita tendem a se formar em aços com carbono inferior a  $\sim 0,6\%$  (em peso); uma mistura de martensita em ripas e em placas ocorre entre  $\sim 0,6$  e  $\sim 1,0\%C$  e; a martensita em placas predomina para teores acima de  $\sim 1,0\%C$  (Cahn & Haansen, 1996).

### Tipo I – Martensita em ripas

Muitos trabalhos (Sinha, 2003) têm indicado que o plano de hábito da martensita em ripas é próximo de  $\{111\}_\gamma$ , bem como a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs entre os arranjos de ripas e os grãos da austenita.

As ripas de martensita são observadas em aços de baixo e médio carbono; em ligas Fe-V, Fe-W, Fe-Sn, Fe-Mn e, em ligas de Fe-Mo; e em ligas Fe-Ni ( $<25\%Ni$ ). Elas estão geralmente agrupadas em pacotes aleatoriamente orientados, com tamanhos de ripas relativamente próximos. Cada ripa adjacente e paralela no interior de um pacote tem o mesmo plano de hábito, a mesma relação de orientação. Estas ripas estão separadas geralmente por contornos de baixo ângulo, embora contornos de alto ângulo sejam algumas vezes observados.

Na Figura 2.4.4 é apresentado um diagrama esquemático e uma micrografia da martensita em ripas (Oliveira, 1994).



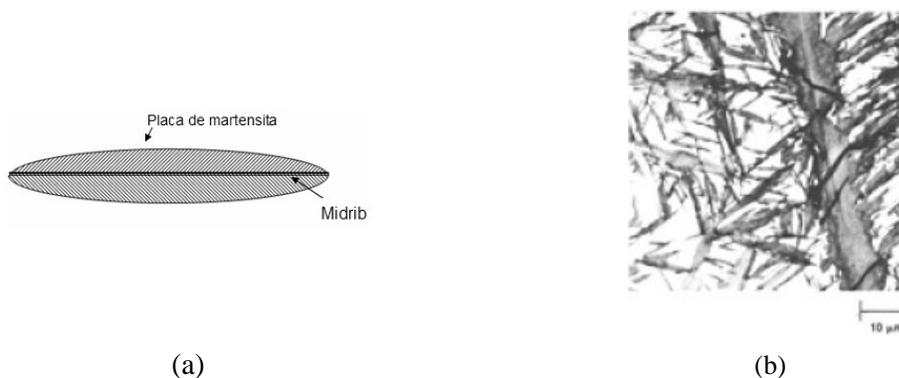
**Figura 2.4.4** – (a) Diagrama esquemático da martensita em ripas e (b) micrografia de um aço de baixa liga (Oliveira, 1994).

### Tipo II: Martensita em Placas

Na martensita em placas, o plano de hábito da austenita muda de  $\{225\}_\gamma$  em aços com carbono entre 1,0 a 1,4%C, para  $\{259\}_\gamma$ , para teores maiores que 1,5%C (Sinha, 2003).

A adição de N, Ni, Pt e Mn (estabilizadores da austenita) tendem a favorecer a transição para a martensita em placas; já o Si, Cr, W e V (estabilizadores da ferrita) tendem a evitar a sua formação (Mori, 2004; Klauss, 1999).

Em aços de alto carbono (de 0,8 a 1,8% C) e ligas Fe-Ni (29–33% Ni), a martensita formada é exclusivamente em placas ou lenticular. Esta formação está associada a menor temperatura  $M_s$  e a maior quantidade de austenita retida, devido ao maior teor de carbono. Em aços de alto e médio carbono, a martensita consiste de placas lenticulares com um núcleo central no seu interior. Este núcleo é chamado de *midrib*, Figura 2.4.5. O *midrib* é o plano onde inicia a transformação da martensita, com a interface de crescimento avançando dos dois lados deste plano, porém em direções opostas (Sinha, 2003).



**Figura 2.4.5** – (a) Representação esquemática de uma placa de martensita e o plano denominado midrib e (b) martensita em placa (região escura) e austenita retida de um aço com 1,39% C (ASM Handbook v.2, 1993).

### 3.4.2 Transformações martensíticas

A martensita pode ser formada tanto pelo resfriamento rápido da austenita, como pela deformação da austenita metaestável inicial. A formação de martensita nas ligas metálicas causa um aumento da resistência mecânica, porém, em algumas situações pode também contribuir para o aumento da deformação uniforme do material (Dieter, 1984, Lebedev, 2000).

Para uma melhor compreensão da contribuição da martensita na conformação das chapas, há necessidade de definir as condições em que ela ocorre, principalmente aquelas promovidas durante a deformação.

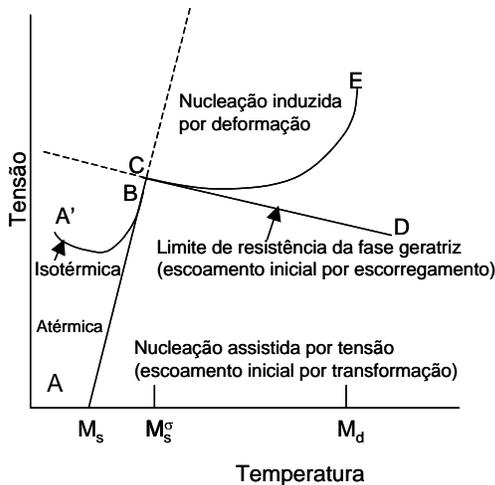
Neste contexto, as transformações martensíticas podem ser classificadas em: transformações martensíticas induzidas por tensão (MIT) e, transformações martensíticas

induzidas por deformação (MID). Tal classificação baseia-se na origem dos locais de nucleação da martensita.

Quando uma tensão ou deformação é aplicada ao material, poderá ocorrer uma transformação de fases, que irá alterar o seu comportamento mecânico. Em algumas situações, além do aumento de sua resistência mecânica, pode ocorrer um gradativo aumento da plasticidade em decorrência destas transformações. Isto comumente é chamado de plasticidade induzida por deformação ou simplesmente TRIP (Verlinden et al., 2001; Rathbun, 2000; Fisher et al., 1998; Fisher et al., 2000).

Em aços austeníticos metaestáveis, a plasticidade induzida por deformação é responsável por significativa melhoria da ductilidade e da tenacidade da liga. Já nos aços martensíticos de ultra-alta resistência uma melhora na tenacidade em torno de 40% pode ser obtida em decorrência da transformação da austenita inicialmente presente (Sinha, 2003).

Na transformação martensítica induzida por tensão, a “nucleação” ocorre a partir de núcleos pré-existent e é acompanhada por tensões aplicadas externamente. Já para a nucleação induzida por deformação, se supõem que novos locais de nucleação (ou embriões) são produzidos por grandes deformações plásticas. As condições necessárias para cada modo de transformação podem ser observadas no diagrama da Figura 2.4.6.



**Figura 2.4.6** – Diagrama esquemático apresentando as tensões críticas necessárias para as transformações martensíticas assistidas por tensão e induzidas por deformação (Evangelista, 2000, Sinha, 2003).

A transformação martensítica induzida por tensão é mais efetiva quando a tensão aplicada está abaixo da tensão de escoamento das fases iniciais (ponto C, Figura 2.4.6), que define a mais alta temperatura,  $M_s^\sigma$ , para que a transformação seja induzida somente por

tensões elásticas. Para uma liga exibindo cinética de transformações atérmica, a tensão crítica para a formação da martensita induzida por tensão aumenta linearmente com o aumento da temperatura na faixa entre  $M_s$  e  $M_s^\sigma$ ; isto é, a transformação atérmica induzida por tensão segue a linha ABC.

A transformação martensítica assistida por tensão tem dois efeitos: um de “amolecimento”, principalmente devido ao cisalhamento da martensita, que diminui a tensão cisalhante aplicada e, um de “endurecimento”, resultante da inserção de uma fase mais resistente na rede, além de discordâncias, entre outros fatores.

A transformação induzida por deformação torna-se o modo dominante em temperaturas mais altas ( $\geq M_s^\sigma$ ), quando a tensão de escoamento é alcançada. Assim, a transformação de martensita induzida por deformação segue a curva CE. Devido à efetividade dos locais de nucleação da martensita induzida por deformação, esta curva pode acompanhar a curva CD para a iniciação do escorregamento (*slip*) da austenita inicialmente presente. O ponto E representa a quantidade de tensão aplicada limitada pela fratura, a qual define a mais alta temperatura,  $M_d$ , na qual a martensita pode ser mecanicamente induzida. Acima desta temperatura é praticamente impossível nuclear martensita por indução mecânica, até mesmo em regime de deformação plástica (Sinha, 2003). A temperatura  $M_d$  é comumente empregada para caracterizar a estabilidade da austenita frente a uma dada deformação (Pickering, 1978).

A transformação martensítica induzida por tensão (MIT), poderá iniciar a formação de martensita através da atuação de tensões cisalhantes e normais em um determinado plano invariante. Assim, a tensão aplicada aumenta a força motriz termodinâmica através da força motriz mecânica  $U$ , a qual pode ser expressa por:

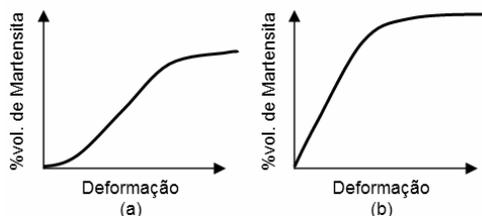
$$U = \tau\gamma_T + \sigma_n\varepsilon_n \quad 2.4.2$$

Onde:  $\tau$  é a tensão cisalhante resolvida ao longo da direção de transformação no plano de hábito da martensita e  $\sigma_n$  é a tensão resolvida normal ao plano de hábito (Bhattacharayya, 1994).

Quando a transformação ocorre em baixas temperaturas e bem abaixo da tensão de escoamento do material, a fração volumétrica de martensita formada,  $f_m$ , é inicialmente proporcional à deformação,  $\varepsilon_n$ . Assim, para uma deformação constante, uma taxa de transformação constante,  $\dot{f}_m$ , pode ser obtida.

A transformação martensítica induzida por deformação pode ser observada em aços austeníticos metaestáveis e aços TRIP de alta resistência, em temperaturas acima e abaixo de

$M_s^\sigma$ . Isto é mostrado esquematicamente na Figura 2.4.7. Pode-se observar nesta figura um aumento no volume da martensita induzida mecanicamente pela deformação aplicada.



**Figura 2.4.7** - Representação esquemática do comportamento de transformação da austenita mostrando um aumento no percentual da martensita induzida mecanicamente com a deformação em temperaturas (a) acima e (b) abaixo de  $M_s^\sigma$  (Sinha, 2003).

### 3.5 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Neste item apresentam-se aspectos da composição química, microestrutura e propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos, bem como da transformação martensítica.

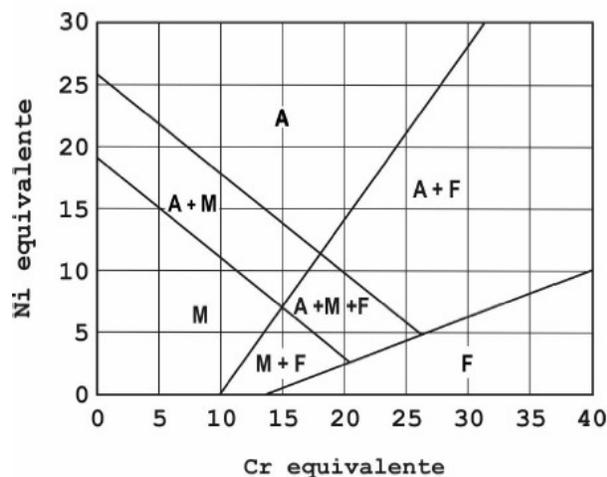
#### 3.5.1 Composição Química e Propriedades dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas Fe-Cr-Ni, contendo geralmente de 16% até 26% de cromo e de 6% a 22% de níquel. Esses aços são designados pelas séries 300 e 200, segundo o método de classificação da *American Iron and Steel Institute* (AISI). Na série 300 são incluídas as ligas Fe-Cr-Ni, e na série 200, as ligas contendo de 4% a 15,5% de manganês e até 0,60% de nitrogênio (Campbell, 1992).

A maioria dos aços inoxidáveis austeníticos não são endurecíveis por tratamento térmico e apresentam microestrutura predominantemente austenítica. Além disso, sua elevada ductilidade e capacidade de encruamento permitem que sejam trabalhados a frio até atingirem valores elevados de limite de escoamento (Pickering, 1992; Chiaverini, 1971).

A boa resistência à corrosão nos aços inoxidáveis austeníticos pode ser obtida mediante um balanço de elementos estabilizadores da ferrita com elementos estabilizadores da austenita. Da mesma maneira que o cromo, elementos como o molibdênio, silício, titânio e nióbio estabilizam a ferrita, ao passo que o níquel, carbono, nitrogênio e manganês contribuem fortemente para a estabilidade da austenita (Padilha e Guedes, 1994).

Na avaliação do efeito ferritizante ou austenitizante dos elementos na estrutura obtida após a solidificação, podem ser utilizados diagramas como o de Schaeffer, contruídos a partir de amostras soldadas e que permitem prever a microestrutura para uma determinada composição química, como mostrado na Figura 2.5.1.



**Figura 2.5.1** - Diagrama de Schaeffer indicando as microestruturas esperadas. A - austenita; F - ferrita; M - martensita, para diferentes valores de Cromo e Níquel equivalentes (Manual ESAB, 2000).

A avaliação é feita em função do cromo e níquel equivalentes, parâmetros que agrupam os elementos conforme seus efeitos ferritizantes e austenitizantes.

Várias expressões para o cálculo do Cromo e níquel equivalentes foram obtidas empiricamente em função da composição química, em diferentes condições, podendo-se citar a equação de Truman (1992):

$$Ni_{eq} = Ni + 0,5Mn + 30 C + 25 N + 0,3 Cu + Co \quad 2.5.1$$

$$Cr_{eq} = Cr + 2 Si + 1,5 Mo + 5,5 Al + 1,75 Nb + 1,5 Ti + 0,75W + 5V \quad 2.5.2$$

Na Tabela 2.5.1, apresentam-se alguns dos aços inoxidáveis austeníticos mais comuns, com os principais elementos de liga.

**Tabela 2.5.1** - Especificação e composição química de alguns aços inoxidáveis austeníticos (ASM Handbook vol. 1, 2002).

AISI	Composição Química Nominal, % em peso					
	C	Cr	Ni	Mn	Si	Outros
<b>201</b>	0,15	16,00-18,00	3,50-5,50	5,50-7,50	1,00	$N = 0,25$
<b>202</b>	0,15	17,00-19,00	4,00-6,00	10,00	1,00	$N = 0,25$
<b>301</b>	0,15	16,00-18,00	6,00-8,00	2,00	1,00	...
<b>302</b>	0,15	17,00-19,00	8,00-10,00	2,00	1,00	...
<b>303</b>	0,15	17,00-19,00	8,00-10,00	2,00	1,00	...
<b>304</b>	0,08	18,00-20,00	8,00-10,50	2,00	1,00	...
<b>304L</b>	0,03	18,00-20,00	8,00-12,00	2,00	1,00	...
<b>308</b>	0,08	19,00-21,00	10,00-12,00	2,00	1,00	...
<b>310</b>	0,25	24,00-26,00	19,00-22,00	2,00	1,50	...
<b>316</b>	0,08	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00	1,00	$Mo = 2,00 - 3,00$
<b>316L</b>	0,03	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00	1,00	$Mo = 2,00 - 3,00$
<b>317</b>	0,08	18,00-20,00	11,00-15,00	2,00	1,00	$Mo = 3,00 - 4,00$
<b>321</b>	0,08	17,00-19,00	9,00-12,00	2,00	1,00	$Ti = 5 \times C$ (min)
<b>347</b>	0,08	17,00-19,00	9,00-13,00	2,00	1,00	$Nb = 10 \times C$ (min)

Aços contendo poucos elementos de liga, como os AISI 301 e 304 apresentam altas taxas de encruamento quando sujeitos à deformação a frio, com um aumento considerável do limite de escoamento e de resistência. A formação da martensita induzida por deformação contribui para com esse encruamento (Fischer e Maciag, 1977; Jeng et al., 2004; Jimenez et al., 2001).

Por terem elevados teores de cromo e níquel, em relação aos aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos, os austeníticos apresentam maior resistência à corrosão e boa resistência à oxidação. Este é o caso do aço AISI 310, com teores de cromo e níquel em torno de 26% e 22%, respectivamente.

A adição de silício aumenta a resistência a oxidação e a corrosão. A adição de molibdênio acima de 2% aumenta a resistência a corrosão por pites, quando expostos, por exemplo, em ambientes marinhos. A redução do teor de carbono, como no caso dos aços L (*low carbon*), AISI 304L e 316L diminui a susceptibilidade à corrosão intergranular. (Padilha e Guedes, 1996).

Para reduzir o custo e aumentar a resistência mecânica, com sacrifício mínimo na resistência à corrosão, adicionam-se manganês e nitrogênio, reduzindo o teor de níquel, como no caso dos aços AISI 201 e 202. Entretanto, o nível de resistência mecânica nessas ligas é relativamente baixo. Assim, a adição de teores mais elevados de nitrogênio (até 0,9%) pode elevar o limite de escoamento de 200 para 500MPa (Padilha, 1996).

Além da austenita ( $\gamma$ ), da ferrita ( $\delta$ ) e da fase sigma ( $\sigma$ ), outras fases, como martensitas induzidas por deformação, carbonetos  $M_{23}C_6$ , MC e  $M_6C$ , fases intermediárias Chi ( $\chi$ ) de Laves ( $\eta$ ), nitretos, sulfetos e boretos podem estar presentes na microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos. A quantidade, tamanho, morfologia e distribuição dessas fases influenciam as propriedades mecânicas desses materiais (Padilha e Guedes, 1996).

Os aços inoxidáveis austeníticos recebem tratamento térmico de solubilização entre 950 a 1150°C, para dissolução dos carbonetos e, resfriamento rápido ao ar ou em água, para evitar a sua precipitação (Padilha, 1996). No entanto, as ligas da série 300, com teores elevados de cromo e adição de molibdênio, de titânio ou nióbio, e os aços com teores reduzidos de carbono podem apresentar ferrita e/ou a fase  $\sigma$ . Isso produz efeito negativo na resistência à corrosão, que, no caso dos aços com baixos teores de carbono, pode ser evitado com o aumento da porcentagem de níquel (Novak, 1977).

### 3.5.2 Martensita Induzida por Deformação em Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são susceptíveis à transformação martensítica quando submetidos à deformação plástica, à tratamentos sub-zero, à descarga de hidrogênio, implantação iônica e *Magnetron Sputtering* (Tavares *et al*, 2002; Mongonon *et al*, 1970; Padilha & Guedes, 1994; Kustov, 2002; Chang, 1994).

Aços com microestrutura metaestável, por exemplo, AISI 301, 302, 304, 304L, 316 e 316L, podem formar martensita- $\epsilon$  (HC - paramagnética) e  $\alpha'$  (CCC - ferromagnética), enquanto que os aços com microestruturas estáveis (como por exemplo, 310) formam somente martensita- $\epsilon$  induzida por deformação plástica (Krauss *et al*., 1999) Nos aços metaestáveis, a seqüência de transformação induzida por deformação é:



A transformação da austenita em martensita- $\alpha'$ , aumenta a taxa de endurecimento durante a deformação, tendo este efeito grande interesse para a produção de aços inoxidáveis com boa ductilidade e alta resistência mecânica. Substantial endurecimento pode ser obtido em aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis, se os mesmos forem deformados plasticamente em temperaturas abaixo de  $M_d$  (Lebedev & Kosarchuk, 2000).

A fração volumétrica de martensita no metal apresenta um significativo efeito sobre a característica de endurecimento por deformação, na sua resistência e ductilidade. Este

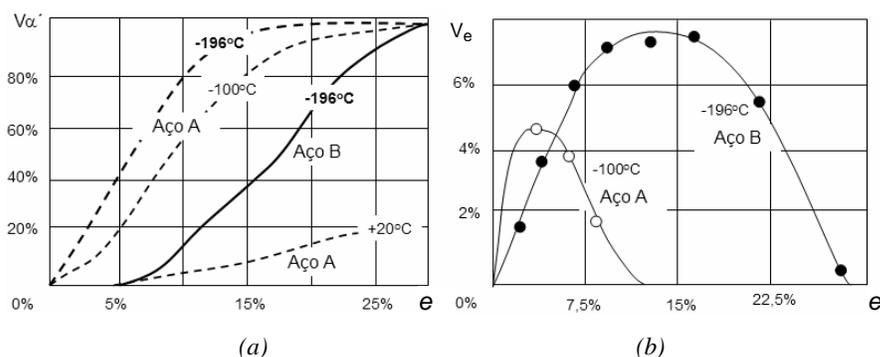
endurecimento adicional obtido com a formação de  $\alpha'$  pode também ser utilizado na prática para reduzir o peso das peças produzidas (Tavares *et al*, 2000; Guy *et al*, 1983).

As propriedades mecânicas e a intensidade de transformações de fase de materiais metaestáveis, em particular de aços Fe-Cr-Ni, dependem de muitos fatores, tais como a taxa de deformação, nível de deformação, estado de tensões, regime de carregamento mecânico, temperatura, energia de falha de empilhamento e composição da liga (Lebedev & Kosarchuk, 2000).

Estudos sobre as transformações de fases em várias ligas puras e comerciais de Fe-Cr-Ni, com diferentes níveis de deformação plástica na temperatura ambiente e sub-zero, mostraram que a fração volumétrica de martensita transformada depende significativamente da sua composição química. O Ni, Cr e C têm um efeito particularmente forte sobre o processo de transformação de fases. O efeito total dos principais elementos ligantes sobre a transformação martensítica destes aços pode ser avaliado pelo  $Ni_{equivalente}$ , de acordo com as equações 2.5.1 e 2.5.2.

O efeito do  $Ni_{equivalente}$  pode ser observado na Figura 2.5.2, na qual são indicados dois aços, um com  $Ni_{equivalente} = 22,46\%$  e outro com  $26,73\%$ .  $Ni_{equivalentes}$  menores contribuem para maiores frações de fase transformadas.

A quantidade de martensita induzida por deformação também é fortemente influenciada pela temperatura na qual esta deformação é executada. A Figura 2.5.2a e b mostra que menores temperaturas de deformação favorecem a formação de maiores quantidade de martensita- $\alpha'$  e de martensita- $\varepsilon$  (Watanabe,2002).



**Figura 2.5.2** - Variação da fração volumétrica da fase  $\alpha'$  (a) e  $\varepsilon$  (b), de dois aços Fe-18%Cr-10%Ni, A e B, com  $Ni_{equivalente} = 22,46\%$  e  $26,73\%$ , respectivamente, com a deformação em diferentes temperaturas (Hirayama,1970).

Observa-se ainda na Figura 2.5.2a, que quanto menores as temperaturas utilizadas, menores serão as deformações necessárias para gerar uma maior quantidade de martensita- $\alpha'$ . Já para a obtenção de martensita- $\epsilon$ , há um nível adequado de deformação para maximizá-la, porém, menores temperaturas contribuem para a obtenção de maiores frações desta fase.

Dai *et al.* (2004), trabalhando com aços austeníticos Fe-Mn-Cr-N em meios criogênicos, observaram que a redução da energia de falha de empilhamento facilita a formação de martensita- $\epsilon$  (HC), de bandas de escorregamento e de falhas de empilhamento. Segundo Dai *et al.* (2004), a martensita- $\epsilon$  formada nestas condições apresenta-se como finas bandas, que geralmente iniciam nos contornos de grão e terminam tanto nas maclas como nos contornos de grãos da austenita.

Em aços inoxidáveis austeníticos, a martensita pode se formar termicamente durante o resfriamento abaixo da temperatura ambiente, ou mecanicamente por trabalho a frio. A temperatura  $M_s$  em aços austeníticos pode ser estimada pela equação:

$$M_s = 75(14,6 - Cr) + 110(8,9 - Ni) + 60(1,33 - Mn) + 50.(0,047 - Si) + 3000([0,068 - (C+N)]) \quad 2.5.3$$

Esta equação mostra que o carbono e o nitrogênio têm efeito muito forte, enquanto que o Cr e o Ni têm um efeito moderado sobre  $M_s$ . Geralmente o teor residual de N entre 0,03 – 0,07% presente nos aços inoxidáveis austeníticos, junto com seu teor de C, estabiliza fortemente a austenita com relação a martensita (Sinha, 2003).

A martensita induzida por deformação contribui fortemente para o aumento da resistência trativa e é uma característica dos aços inoxidáveis e dos aços TRIP (Jacques *et al.*, 2001). Conforme já comentado a quantidade de martensita formada é uma função da composição química do aço e da temperatura de deformação. Assim, Angel *et al.* (1954) e Pickering *et al.* (1978), respectivamente, formularam as seguintes equações para  $M_{d30}$ , como uma função principalmente da composição química dos aços inoxidáveis austeníticos:

$$M_{d30}(^{\circ}C) = 413 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 9,5Ni - 18,5Mo \quad 2.5.4$$

$$M_{d30}(^{\circ}C) = 497 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 20Ni - 18,5Mo \quad 2.5.5$$

Onde:  $M_{d30}$  é a temperatura na qual 50% de martensita forma-se com 0,3 de deformação (deformação de área) em tração. Assim,  $M_{d30}$  indica a estabilidade do aço austenítico.

Outra fórmula apresentada por Ohara (2002), leva em consideração, além dos elementos citados acima, também o efeito do cobre, do Nb e do tamanho de grão austenítico presente ( $d$  – tamanho de grão ASTM).

$$M_{d30}(^{\circ}\text{C}) = 551 - 462(\text{C}+\text{N}) - 9,2\text{Si} - 8,1\text{Mn} - 13,7\text{Cr} - 29(\text{Ni}+\text{Cu}) - 18,5\text{Mo} - 68\text{Nb} - 1,42(d-8) \quad 2.5.6$$

Vários pesquisadores (Leal e Guimarães, 1981; Varma et al., 1994, Ohara et al., 2002) mostraram que o tamanho de grão afeta as transformações martensíticas induzidas por deformação. Maiores tamanhos de grão da austenita tendem a aumentar a fração volumétrica de martensita induzida por deformação (MID).

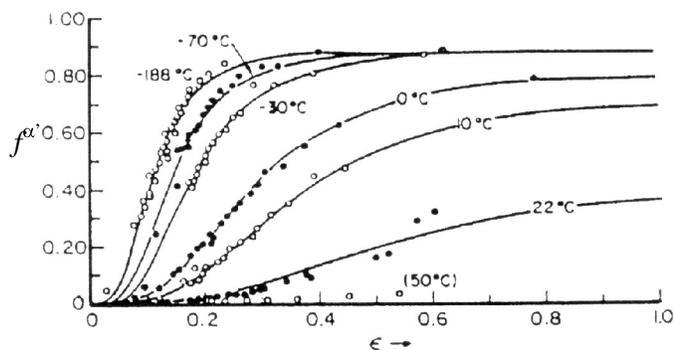
Como pode ser observado nas equações 2.3.4 a 2.3.6, há um pronunciado efeito do C e do N sobre a estabilidade da austenita e uma grande sensibilidade dos aços de extra baixo teor de C (tais como o 304L) à transformação induzida por deformação. A MID, entretanto, aumenta significativamente a resistência ao trabalho a frio, sendo que os aços AISI 301 e 302, por exemplo, são fabricados com mais baixo teor de C e N para explorar este mecanismo de endurecimento. O aço AISI 301, com mais baixo teor de Ni, produz mais MID que o AISI 302 para um dado nível de deformação.

Assim, a estimativa da fração de martensita transformada,  $f^{\alpha'}$ , é um fator importante, já que pode determinar a resistência mecânica das peças produzidas. Neste sentido, Olson e Cohen (1975) estudando a cinética das transformações martensíticas induzidas por deformação no aço AISI 304 desenvolveram a equação 2.5.7. Esta equação leva em consideração a densidade de bandas de cisalhamento e suas intersecções, as quais contribuem para a formação de martensita- $\alpha'$ .

$$f^{\alpha'} = 1 - \exp\{- (v(\alpha') \cdot k/v(\text{sb})^n) \cdot P_n (1 - \exp(-\alpha\varepsilon))^n\} \quad 2.5.7$$

Onde:  $v(\alpha')$  é o volume médio da martensita,  $v(\text{sb})$  é o volume médio de uma banda de cisalhamento,  $k=\pi d^2/16$ ,  $d$  é o tamanho de grão médio da austenita,  $P$  é a probabilidade para que uma intersecção forme um núcleo (embrião),  $n$  está relacionado com o número de intersecções,  $\alpha$  é uma constante independente da deformação e  $\varepsilon$  é a deformação plástica.

Olson e Cohen (1975) comparam os resultados obtidos com a equação 2.5.7 com os de Angel et al. (1954), evidenciando o excelente ajuste entre a estimativa teórica e experimental daquela equação. Isto pode ser observado na Figura 2.5.3.



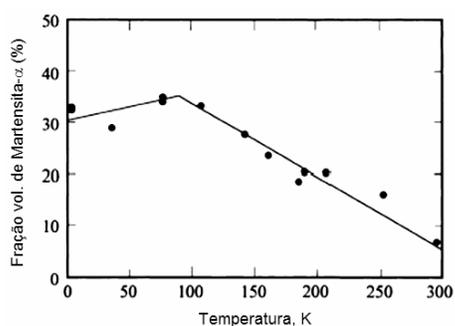
**Figura 2.5.3** – Comparação das curvas de transformação calculadas e experimentais, para o aço 304.  $f^{\alpha}$  é a proporção de martensita formada em função da deformação imposta  $\epsilon$ , em diferentes temperaturas (Thadhani, 1986).

É importante observar que as curvas têm a mesma forma senoidal como uma função dependente do tempo, e que o valor de saturação da transformação aumenta com o decréscimo da temperatura utilizada. Guimarães (1977) propôs uma formulação alternativa, chegando a seguinte equação:

$$\ln[\mathfrak{R} + f] / \mathfrak{R}(1 - f) = Z(\mathfrak{R} + 1) \cdot \epsilon \quad 2.5.8$$

Onde:  $\mathfrak{R}$  é a relação entre o número de locais de nucleação inicial e um fator auto-catalítico e  $Z$ , é um parâmetro relacionado à probabilidade de nucleação da martensita.

O efeito da temperatura sobre a quantidade de martensita pode também ser observada na Figura 2.5.4.



**Figura 2.5.4** - Fração volumétrica de martensita induzida por deformação em amostras deformadas a frio (5%) e envelhecidas (973K/3 dias) em função da temperatura de deformação (Watanabe, 2002).

### 3.5.3 Estampagem de aços inoxidáveis austeníticos

#### 3.5.3.1 Estiramento dos aços inoxidáveis austeníticos

Uma grande deformação uniforme é desejável nos aços que irão sofrer estiramento. Assim, características como encruamento e limite de escoamento apresentado pelo material devem ser considerados. Neste sentido, devem ser avaliados o comportamento de dois tipos de aço:

- (a) Os aços austeníticos estáveis, os quais não apresentam transformação martensítica durante a deformação e;
- (b) Os aços austeníticos metaestáveis, que apresentam transformação martensítica durante a sua deformação.

#### ■ Aços austeníticos estáveis

Os aços austeníticos estáveis não sofrem transformações martensíticas durante a sua deformação, uma vez que nestes aços, as temperaturas  $M_s$  e  $M_d$  são baixas (muito abaixo da temperatura ambiente). Nestes aços, observa-se uma redução contínua da taxa de encruamento com o aumento da deformação (Pickering, 1978; Sinha, 2003; Padilha, 1996).

O estiramento de um aço inoxidável austenítico pode ser aumentado pela redução da taxa de encruamento, o que pode ser feito através do aumento da energia de falha de empilhamento. Assim, em um aço austenítico estável, uma energia de falha de empilhamento tão alta quanto possível é requerida para manter as cargas de conformação baixas e permitir a sua máxima deformação uniforme.

Porém, uma grande redução na taxa de encruamento poderá reduzir a máxima deformação uniforme, o que prejudica o estiramento. No entanto, isto não ocorre se houver uma redução correspondente no limite de escoamento do material, que pode ser conseguido através das seguintes alternativas: obtenção de um tamanho de grão relativamente grosseiro e/ou; pela utilização de elementos de liga que aumentem a energia de falha de empilhamento, porém que apresentem um pequeno endurecimento por solução sólida.

Então, para aços austeníticos estáveis serem capazes de apresentar um ótimo estiramento seria necessário:

- (a) Tamanho de grão relativamente grosseiro;
- (b) Baixa taxa de encruamento, i.e., uma alta energia de falha de empilhamento. Isto pode ser conseguido com altos teores de níquel e cobre, e mantendo o teor de nitrogênio e

carbono baixos; a adição de cromo, molibdênio, cobalto, silício, carbono e nitrogênio tendem a reduzir a EFE;

- (c) Mínimo endurecimento por solução sólida e;
- (d) Baixo limite de escoamento.

Deve ser destacado que a adição de teores elevados de níquel para aumentar a estabilidade das ligas não é econômica, sendo comumente utilizado cobre e manganês na sua substituição (Fritz, 2002; Hunter, 2002). Isto de certa forma garante a produção de aços com boa conformabilidade. A substituição nos aços austeníticos de níquel por manganês não altera significativamente a energia de falha de empilhamento, e reduz levemente a sua taxa de encruamento.

Nohara et al. (1996) mostraram que o Cu tem efeito semelhante ao do níquel sobre a estabilidade da austenita, e conseqüentemente, sobre a temperatura  $M_{d30}$ , a qual diminui com o aumento da quantidade destes elementos.

Deve ser observado, ainda, que uma vez que uma quantidade ótima de elementos de liga tenha sido alcançada para inibir efetivamente a formação de martensita durante a deformação, posteriores adições não teriam efeito sobre o aumento do alongamento, embora eles possam ainda ter influência sobre a energia de falha de empilhamento e na taxa de encruamento.

Todavia, em aços inoxidáveis com substituição parcial do níquel pelo manganês (Série 200), um alto teor de nitrogênio é utilizado junto com a substituição de níquel. Este nitrogênio marcadamente aumenta o limite de escoamento e a taxa de encruamento destes aços, resultando em menor conformabilidade, quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos da Série 300.

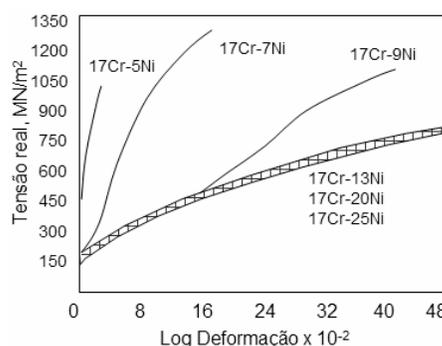
#### ■ Aços austeníticos metaestáveis

Quando a temperatura  $M_d$  é alta o suficiente para formar martensita durante a deformação, há um aumento na taxa de encruamento da chapa, quando comparada a um aço estável. O limite de escoamento rapidamente aumenta com o aumento da quantidade de martensita transformada. Isto produz um aumento na taxa de encruamento para um nível muito acima daquele que seria obtido por um aço estável, no mesmo nível de deformação.

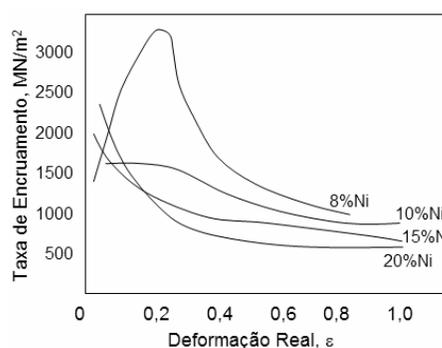
O maior encruamento produzido pela martensita induzida na deformação retarda a deformação localizada nas chapas, permitindo um aumento no seu alongamento uniforme. Este efeito pode ser observado nas Figuras 2.5.5 e 2.5.6. Assim, um aço que forma martensita logo

que a deformação é aplicada, tende a apresentar uma taxa de encruamento inicial menor que aquela apresentada por um aço estável. Isto pode ser observado na Figura 2.5.6, onde há um rápido aumento da taxa de encruamento em uma baixa deformação, resultado da grande quantidade de martensita induzida por deformação. Em maiores deformações a taxa tende a cair, já que menor quantidade de martensita é formada no final do processo.

A máxima deformação uniforme em tração para um aço instável será consideravelmente maior que para um aço estável devido a mais alta taxa de encruamento em deformações intermediárias. Isto melhora muito as características de estiramento.



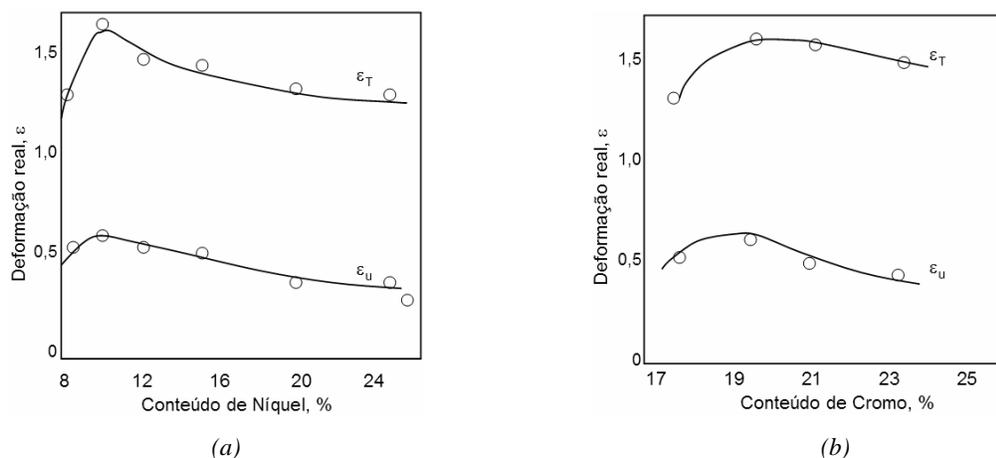
**Figura 2.5.5** – Efeito do teor de níquel sobre a curva tensão real – deformação real e encruamento de aços com 0,1% C-18% Cr. (Pickering, 1978)



**Figura 2.5.6** – Efeito do níquel sobre a taxa de encruamento (*work-hardening rate*) de aços com 0,1% C-18% Cr. (Pickering, 1978)

Ressalta-se ainda, que o efeito dos elementos de liga adicionados irá depender da estabilidade do aço base no qual ele foi introduzido. Por exemplo, em um aço com uma temperatura  $M_s$  acima da temperatura ambiente, a presença de martensita prévia à deformação resultará em altos valores de tensão de escoamento e baixos alongamentos uniformes. A adição de elementos de liga neste aço irá diminuir  $M_s$ , de modo que a martensita somente se formaria durante a deformação, propiciando um aumento da deformação uniforme. Uma maior adição

de elementos de liga tornará o aço completamente estável, resultando em baixa taxa de encruamento, e dessa forma, diminuindo a sua deformação uniforme. Assim, como pode ser visto na Figura 2.5.7, há um ponto ótimo na quantidade de elemento de liga adicionado, onde se obtém a máxima deformação uniforme na liga.



**Figura 2.5.7** – Efeito do níquel em aços com 17%Cr (a) e do cromo em aços com 8%Ni (b) sobre a deformação uniforme ( $\epsilon_u$ ) e total ( $\epsilon_T$ ). (Pickering, 1978)

Está claro, portanto, que a indução de martensita por deformação pode ocorrer em uma condição adequada no ciclo de deformação, de modo a obter o mais alto valor de deformação uniforme e assim um estiramento ótimo. Isto indica que haverá uma temperatura  $M_d$  ótima, i.e., uma ótima combinação de elementos de liga para um máximo estiramento. É possível otimizar estas variáveis de modo que resulte em uma maior deformação uniforme, e portanto um ótimo estiramento, possam ser previstos a partir de sua composição química. Teores mais altos de (C+N) e cromo equivalente são comumente utilizados para otimizar esta propriedade, com redução no teor de níquel (Pickering, 1978; Spencer et al., 2004).

Então, de modo resumido, os fatores importantes para um bom estiramento em um aço inoxidável austenítico metaestável seriam:

- (a) A fração de martensita antes da deformação na liga deve ser nula, garantindo assim um baixo limite de escoamento inicial e maior alongamento;
- (b) Uma taxa de formação de martensita induzida na deformação otimizada, de modo a gerar uma alta taxa de encruamento e por conseqüência, uma maior deformação uniforme;
- (c) Um tamanho de grão relativamente grosseiro, resultando em baixo limite de escoamento;

- (d) Ausência de ferrita  $\delta$ , já que ela aumenta o limite de escoamento e reduz o alongamento uniforme. A ferrita  $\delta$  também aumenta a taxa de encruamento e diminui a ductilidade total.

### 3.5.3.2 Embutimento dos aços inoxidáveis austeníticos

De modo a minimizar os carregamentos na conformação, os aços deveriam ter um limite de escoamento pequeno e a menor taxa de encruamento possível. Isto pode ser obtido por uma estrutura bem recozida ou solubilizada, a ausência de ferrita  $\delta$  e um mínimo de adições de elementos de liga que reduziriam a energia de falha de empilhamento. Entretanto, uma grande quantidade de martensita formada durante a deformação deveria ser evitada. Em adição, a textura cristalográfica deve ser considerada, pois também é um fator importante no embutimento das chapas (Huh et al., 2001, Bacroix et al., 1995; Ferreira et al., 2001).

Para os aços inoxidáveis austeníticos, em adição ao efeito da deformação sobre o desenvolvimento de uma textura cristalográfica, deve-se considerar o efeito da energia de falha de empilhamento da austenita e da tendência da austenita para transformar em martensita induzida por deformação.

Com a laminação a frio e reduções na ordem de 90%, pode-se obter texturas típicas da ferrita, isto é, martensita, que são produzidas juntas com uma textura comum para a maioria das ligas CFC com baixa energia de falha de empilhamento (Suwas et al, 2003, Kumar et al., 2004).

A textura ferrítica ou martensítica é principalmente  $\{111\}\langle 112\rangle$ , enquanto que a austenita é principalmente  $\{110\}\langle 112\rangle$ , embora ambas possam conter menores quantidades de outras texturas. Com o aumento da temperatura de laminação, a textura ferrítica ou martensítica é eliminada assim que a temperatura  $M_d$  é excedida (Turteltaub et al., 2005).

Com o aumento na temperatura de laminação, a textura austenítica muda para  $\{123\}\langle 412\rangle$  e  $\{146\}\langle 211\rangle$ , as quais são típicas em metais CFC com alta energia de falha de empilhamento. Então, quanto mais estável o aço com respeito a formação da martensita, menor a intensidade de textura ferrítica ou martensítica. Se a martensita é formada no final do processo de conformação, ela não terá tempo para desenvolver sua textura característica, e assim, formando uma textura relacionada a da austenita através das relações de Kurdjumov-Sachs,  $\{111\}\langle 112\rangle$ , ou Nishiyama  $\{001\}\langle 011\rangle$  (Pickering, 1978).

O modo de deformação no embutimento é favorecido por uma textura que desenvolva alta resistência através da espessura das chapas. Isto pode ser obtido em metais CFC, deformando-

os sobre os planos de escorregamento  $\{111\}\langle 110\rangle$ , pelas componentes de textura com planos  $\{111\}$  ou  $\{110\}$  paralelos a superfície da chapa.

Em geral, considerável variação nos efeitos da textura sobre o embutimento tem sido reportada (Tange et al., 2000; Toth et al., 1996; Suwas et al., 2003), provavelmente devido aos complexos efeitos produzidos pela presença de martensita, formada durante o processo de embutimento. Então, uma das alternativas para melhorar a condição de embutimento das chapas, seria inibir a formação de martensita induzida por deformação. Há três métodos possíveis de se conseguir isto (Pickering, 1978):

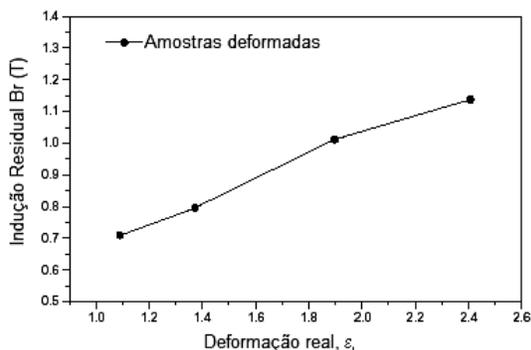
- (a) Utilização de temperaturas de embutimento acima de  $M_d$ ;
- (b) Aumento na estabilidade da austenita através do controle da composição química e;
- (c) Desenvolvimento de uma textura de recristalização adequada, uma vez que a formação da martensita induzida por deformação depende da textura inicial da austenita.

### 3.6 COMPORTAMENTO MAGNÉTICO

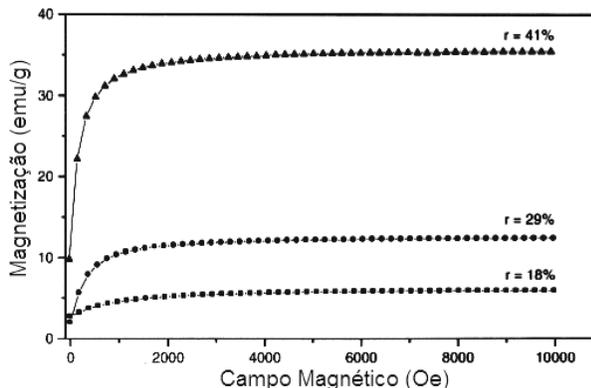
A maioria dos aços inoxidáveis austeníticos convencionais apresentam comportamento paramagnético, se sua microestrutura for efetivamente austenítica. Tais aços podem ter seu comportamento magnético alterado pela quantidade de martensita  $\alpha'$  transformada, a qual tem comportamento ferromagnético (Tavares et al., 2000; Tavares et al., 2002; Padilha, 2004).

Nas Figuras 2.6.1 e 2.6.2 pode ser observado a variação do comportamento magnético do aço 304L, com diferentes níveis de deformações aplicados. Estas variações são decorrentes do aumento da proporção de martensita  $\alpha'$  transformada durante a deformação.

Tal comportamento é interessante, pois através dele é possível prever a quantidade de fases ferromagnéticas induzidas por deformação nos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis. Isto facilita em muito a análise microestrutural e mecânicas destes aços quando submetidos a diferentes condições de deformação.



**Figura 2.6.1** - Variação da indução residual com a deformação imposta para um aço AISI 304L (Tavares et al., 2000).



**Figura 2.6.2** - Curvas de magnetização de amostras de aço 304 com diferentes níveis de deformação (Tavares *et al.*, 2000).

Estas variações no comportamento magnético dos aços austeníticos são apresentadas em diversos trabalhos. Pode-se citar os trabalhos de Eymerin e Krishnan (1992), Childress *et al.* (1988) e, Ding *et al.* (1995), os quais obtiveram variações no comportamento magnético do aço 304 como resultado das diferentes condições de processamento, as quais resultaram em diferentes quantidades de martensita  $\alpha'$ .

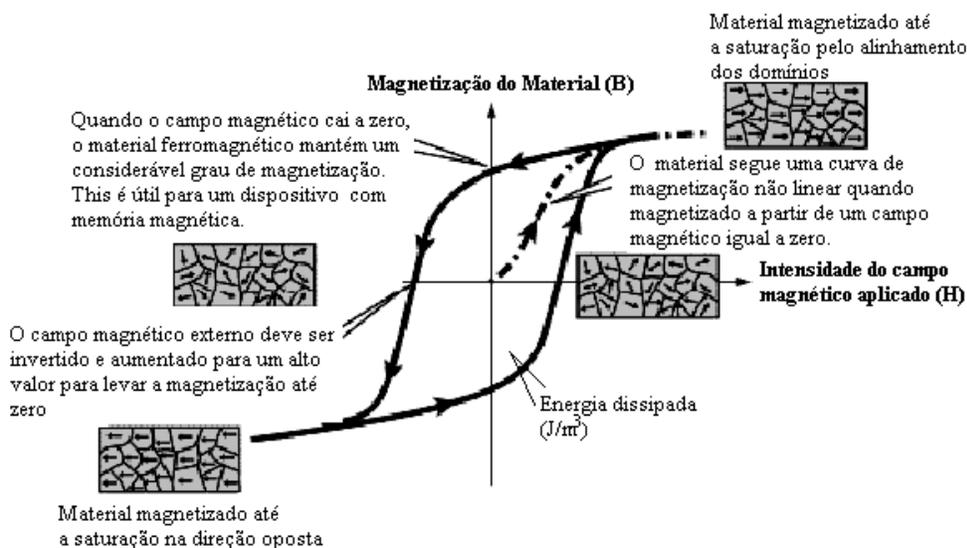
Como parte do presente trabalho envolveu a avaliação do comportamento magnético dos aços inoxidáveis austeníticos, a seguir serão comentados as curvas de histerese magnéticas, suas características principais e modos de obtê-las.

### 3.6.1 Curva de Histerese Magnética

Quando um material ferromagnético é submetido a um ciclo de varredura de campo magnetizante  $H$ , ocorre um rearranjo da distribuição dos momentos magnéticos para manter reduzida a energia do sistema. Há dois mecanismos relevantes que poderão atuar para compensar o efeito do campo magnético externo: o deslocamento das paredes de domínios e a rotação dos momentos. O primeiro, atua no sentido de aumentar o número de regiões com direções de magnetização alinhadas com o campo magnético externo. Este processo acaba suprimindo as demais paredes de domínios. Quando este mecanismo não é mais possível, ocorre então a rotação dos momentos que tendem ao alinhamento com o campo magnético externo (Zhao *et al.*, 2001).

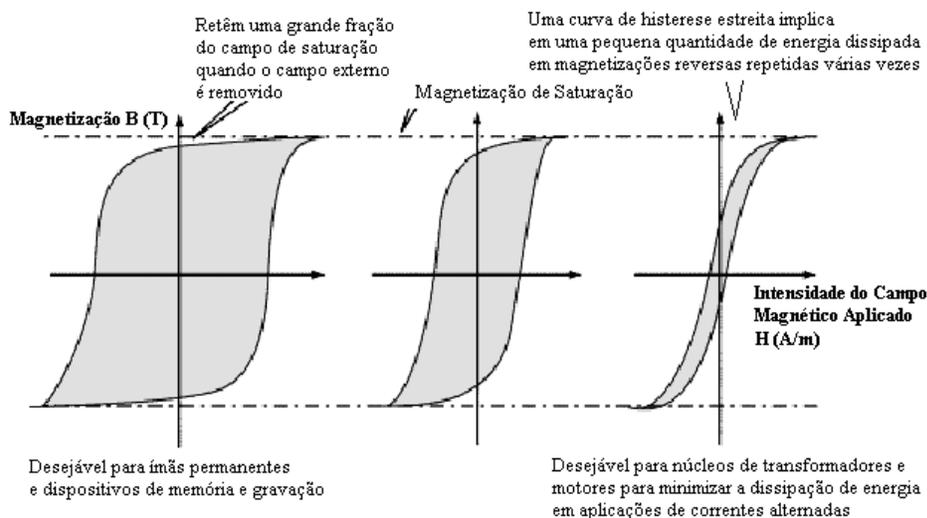
Estes processos são dissipativos, resultando na curva de histerese magnética  $B$  (campo induzido)  $\times$   $H$  (campo indutor). A área interna do ciclo de histerese representa a energia dissipada para realizar um ciclo de histerese (no Sistema Internacional possui a dimensão de  $J/m^3$ ). Nas máquinas que operam em frequências de magnetização de 50 ou 60Hz, a multiplicação da energia dissipada em um ciclo pela frequência de operação resulta na potência dissipada ( $W/m^3$ ). Este é um dos vários métodos possíveis, para determinar o valor das perdas magnéticas.

A Figura 2.6.3 apresenta uma curva típica de um material ferromagnético policristalino de alta permeabilidade, submetido a elevados níveis de indução sob regime de corrente alternada. Como ilustração, diagramas simplificados das configurações dos domínios magnéticos dentro de um grão são apresentados, de acordo com o nível de magnetização. Alguns parâmetros importantes podem ser obtidos desta curva: campo coercivo ( $H_c$ ), indução remanescente ( $B_r$ ), indução de saturação ( $B_s$ ), permeabilidade ( $B/H$ ) e permeabilidade incremental ( $dB/dH$ ) (Rudowicz, 2003).



**Figura 2.6.3** - Representação simplificada da curva de histerese magnética e das configurações dos domínios magnéticos (Kittel, 1996).

A variação da largura das curvas de histerese ao longo do eixo do campo magnético aplicado é denominada de *Força Coersiva*. Esta representa o campo desmagnetizante necessário para reduzir a indução magnética a zero. Na Figura 2.6.4 pode-se observar o efeito da variação das curvas de histerese magnética.



**Figura 2.6.4** - Variação nas curvas de histerese (Kittel, 1996).

As curvas de histerese podem ser obtidas através da utilização do VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*), balança de força de Faraday, dos magnetômetros SQUID, AFM (*Alternating Force Magnetometer*) e AGFM (*Alternating Gradient Force Magnetometer*).

Estes instrumentos geralmente são utilizados para a caracterização magnética de materiais magneticamente fracos e/ou em pequenas quantidades, sendo comumente chamados de susceptômetros ou então de magnetômetros, já que fundamentalmente sua resposta de saída está mais diretamente relacionada ao momento magnético (magnetização total) da amostra.

Estes instrumentos podem detectar a magnetização total por um dos dois métodos fundamentais. Nos métodos de força (utilizado no AFM e AGFM), basicamente se utiliza um gradiente de campo alternante para exercer uma força sobre a amostra, que é fixada na extremidade de uma haste e posicionada entre dois eletroímãs. Isto resulta em uma deflexão da amostra dentro do campo magnético aplicado. Esta deflexão é então medida por um sistema piezelétrico montado no lado oposto da haste de fixação da amostra, sendo os sinais captados por um microcomputador conectado ao magnetômetro. A magnetização produz uma força sobre a amostra que pode ser medida diretamente pelo equipamento. Nos métodos de indução (VSM e SQUID), a magnetização é feita pela indução de uma corrente ou tensão sobre uma bobina de sensibilidade próxima a amostra [<http://abbess.com/manuals/tech-note01.html>].

Novas técnicas de medida também têm sido desenvolvidas com a finalidade de caracterizar estes materiais, como por exemplo, as medidas por ruído acústico – ABN (*Acoustic Barkhausen Noise*) e por ruído magnético – MBN (*Magnetic Barkhausen Noise*). As medidas de MBN têm se mostrado mais sensíveis na detecção de martensita- $\alpha'$  que o uso de

ABN, onde resultados satisfatórios só podem ser observados no caso de amostras com deformações a frio superiores a 50%, ou seja, contendo alta porcentagem de martensita ferromagnética (Magnetic Methods, 1993).

### **3.6.2 Efeito da composição química nas perdas magnéticas**

Os elementos que formam solução sólida substitucional, como o Si, Mn, Al e Cr afetam a permeabilidade, pois reduzem a polarização de saturação e alteram a anisotropia magnetocristalina. O carbono causa o aumento nas perdas por histerese e também o envelhecimento magnético, sendo portanto, prejudicial em materiais magnéticos.

Logicamente, os elementos de liga adicionados irão também alterar a energia de falha de empilhamento do material, o qual por consequência irá interferir na quantidade de martensita induzida por deformação. Desta forma, haverá também alteração do comportamento magnético do material, como já fora apontado anteriormente.

# Capítulo 3

## 3. METODOLOGIA e PROCEDIMENTOS

Neste trabalho foram utilizadas duas composições de chapas de aço inoxidável austenítico, 304H e 304N, sendo este último com maior teor de cobre em sua composição química. Tais chapas foram selecionadas por apresentarem variações na sua estabilidade quanto às transformações de fase induzidas por deformação, ou seja; aços com diferentes  $M_d$ 's.

No intuito de se estudar a contribuição das transformações martensíticas no comportamento plástico das chapas, foram realizados ensaios para a avaliação de sua conformabilidade e comportamento mecânico, bem como análises microestruturais.

De modo também a se ter uma maior abrangência quanto ao comportamento de deformação e do efeito das transformações martensíticas sobre a conformabilidade das chapas, foram realizadas deformações escalonadas nos corpos-de-prova utilizados no ensaio de Nakazima, gerando-se diferentes intensidades de deformação e assim, diferentes quantidades de martensita a partir da matriz austenítica.

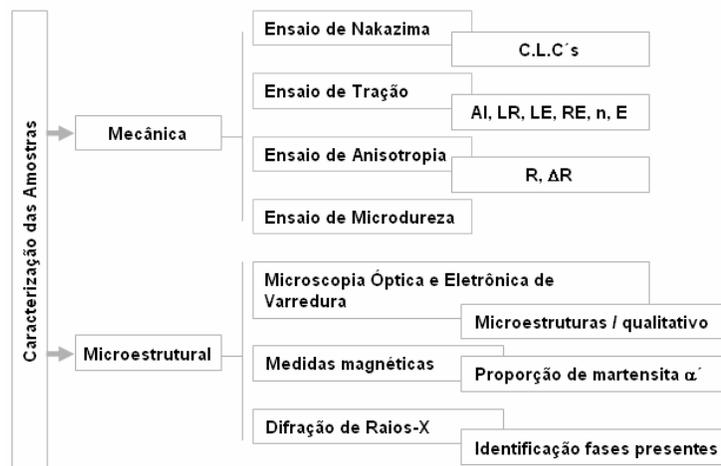
O ensaio de Nakazima, além de possibilitar diferentes níveis de deformação nos corpos-de-prova ensaiados, também possibilitou a construção das curvas de limite de conformação para as duas chapas estudadas. Tais curvas indicam os estados de deformação a que as chapas foram submetidas, bem como a condição de máxima deformação combinada que gera falhas no material.

Destaca-se que com a variação das larguras dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de Nakazima pode-se obter vários pontos de uma CLC com uma única ferramenta, permitindo a construção dos dois lados de curva, ou seja, com deformações tração-tração e tração-compressão. Tal condição não é conseguida por outros ensaios simulativos, os quais permitem obter somente uma condição de carregamento para cada perfil de punção utilizado, gerando assim um único ponto no gráfico das deformações principais  $\epsilon_1 \times \epsilon_2$ .

Além do ensaio de Nakazima, as chapas foram caracterizadas mecanicamente, utilizando ensaios de tração e microdureza, e também microestruturalmente, para verificação das microestruturas desenvolvidas nas diferentes condições de deformação. Para esta finalidade

foi utilizada microscopia óptica e eletrônica de varredura, medidas magnéticas e difração de raios-X.

Na Figura 3.1 é apresentada de forma esquemática as etapas e técnicas utilizadas no desenvolvimento deste trabalho.



*Al – alongamento, LE e LR – limite de escoamento e resistência, RE – razão de elasticidade, n – expoente de encruamento, E – módulo elástico, R e ΔR – coeficientes de anisotropia normal e planar.*

**Figura 1** - Descrição esquemática dos experimentos realizados.

### 3.7 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As chapas utilizadas neste trabalho foram fornecidas pela ACESITA, cuja composição é apresentada na Tabela 3.1. Estas chapas foram fornecidas com espessura de 0,5 mm e largura de 1,2m.

**Tabela 3.1** – Composição química das chapas de aço 304H e 304N utilizadas.

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Co	V	Nb	Ti	N <sub>2</sub> (ppm)
304H <sup>1</sup>	0,063	1,007	0,48	0,030	0,003	18,270	8,100	0,057	0,0029	0,0950	0,048	0,046	0,011	0,0065	0531
304N <sup>2</sup>	0,038	0,884	0,46	0,033	0,003	18,020	8,060	0,072	0,0045	<b>1,5690</b>	0,115	0,047	0,015	0,0071	0367

<sup>1</sup>ACESITA - Resultado de análise química - 21/10/03 11.57.31 - 306362E - ACE P304H/AISI304

<sup>2</sup>ACESITA - Resultado de análise química - 21/10/03 11.58.22 - 305390G - ACE P304N

#### Ensaio de tração e anisotropia

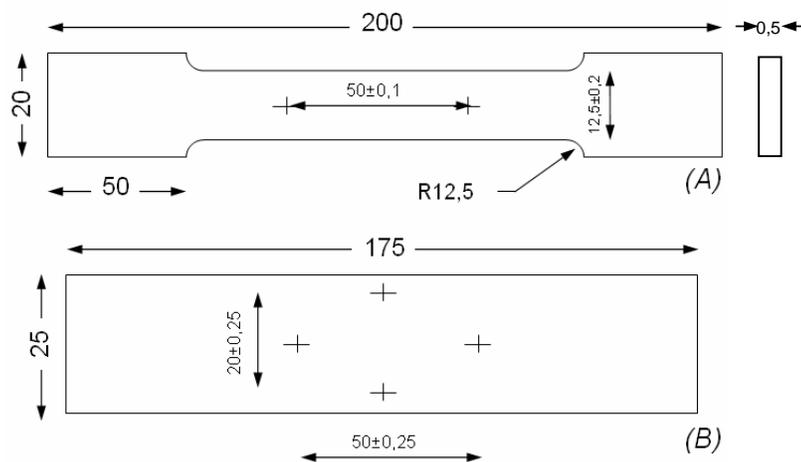
Os ensaios de tração e anisotropia foram realizados utilizando uma máquina de ensaio de tração-compressão, marca MTS, modelo DL10000, de acordo com as normas ASTM 8M-97

e ASTM 517-96a, respectivamente. Na Figura 3.2 são apresentados os dimensionais dos corpos-de-prova utilizados.

Nos ensaios de tração foram confeccionados corpos-de-prova paralelos à direção de laminação, com base de medida igual a 50 mm. Foram utilizados para cada condição de ensaio 05 corpos-de-prova.

Nos ensaios de anisotropia foram utilizados três corpos-de-prova (CP) para cada uma das três direções avaliadas ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  da direção de laminação), com geometria retangular (geometria tipo C, conforme norma ASTM E517-96a), tendo sido utilizados extensômetros ao longo do comprimento para medir a deformação dos CP's. A partir dos resultados das tensões de limite de resistência obtidas nos ensaios de tração, foram estabelecidos os limites de solicitação de cada material ensaiado, com tensões aplicadas ligeiramente abaixo do limite de resistência das chapas. Isto possibilitou a deformação dos corpos-de-prova somente na região de deformação plástica uniforme, sem a ocorrência de estrição.

A partir dos ensaios de tração foram obtidas as seguintes características: limite de escoamento ( $LE_{0,2\%}$ ), limite de resistência (LR), alongamento (Al), razão elástica (RE), módulo de elasticidade (E) e o expoente de encruamento (n). E, a partir dos ensaios de anisotropia, os coeficientes de anisotropia planar ( $\Delta R$ ) e normal ( $\bar{R}$ ) das chapas.



**Figura 2** - Corpos de prova utilizados no ensaio de tração (a) e de anisotropia (b), de acordo com a norma ASTM A370 e ASTM A517 – tipo C, respectivamente. (Medidas em mm)

### Ensaio de Microdureza

Foram realizadas medidas de microdureza nas amostras, antes e após as deformações aplicadas. A carga aplicada foi igual a 500gf por um tempo mínimo igual a 15segundos (ASTM A370).

Cada valor apresentado é resultado da média entre três endentações, com intervalo de confiança para um nível de certeza igual a 95%. Este ensaio foi realizado em um microdurômetro Vickers, marca SHIMADZU – mod. HMV.

### Ensaio de Nakazima

Para a avaliação da conformabilidade das chapas fornecidas, foi realizado o ensaio de Nakazima, o qual forneceu os dados para a construção das curvas de limite de conformação (CLC's). As descrições técnicas e dimensionais do ferramental utilizado podem ser obtidas no trabalho de Lobão (2003).

O ensaio de Nakazima foi realizado de acordo com a norma ASTM E2218-02, tendo sido utilizadas 09 amostras de cada chapa de aço 304H e 304N com três réplicas cada uma. Estas amostras foram cortadas em guilhotina, paralelas à direção de laminação das chapas. As dimensões foram iguais a 30, 55, 75, 95, 115, 135, 155, 195 e 215 mm na largura, comprimento de 215 mm e espessura igual a 0,5 mm.

Antes da realização do ensaio, foram gravadas na superfície das chapas por método de *silk-screen* uma rede de círculos, para permitir a posterior obtenção das CLC's. A opção por uma rede de círculos foi decorrente da maior precisão e facilidade para a verificação dos eixos principais de deformação nas regiões deformadas. O diâmetro dos círculos impressos foi igual a 3mm.

O ferramental utilizado foi montado em uma máquina de tração-compressão (ZDM U 30T – Laboratório de Conformação Mecânica/UFSC – Figura 3.3), tendo sido utilizado como lubrificante bissulfeto de molibdênio (*Molikote*). As chapas foram fixadas com uma placa de aperto com um *draw bead* para evitar o escorregamento da chapa durante a deformação. A pressão de aperto dos parafusos no draw bead foi controlada com o auxílio de um torquímetro.



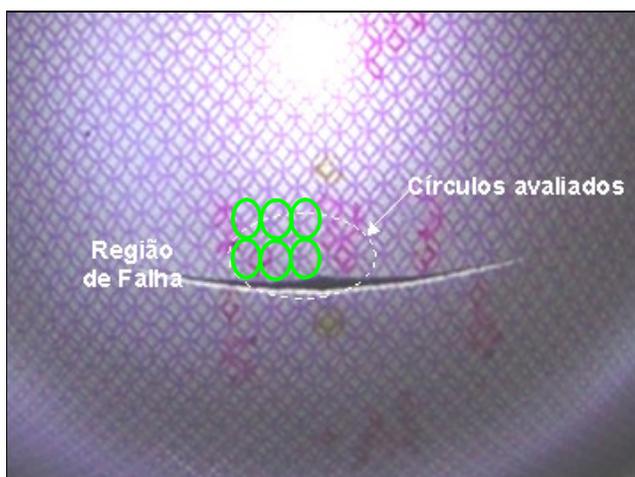
**Figura 3** - Ferramental utilizado para o ensaio de Nakazima.

O critério utilizado para o término do ensaio foi a fratura da chapa, em virtude da máquina utilizada não possuir sensibilidade para a detecção do início da estricção no material.

Durante os ensaios foram registradas a velocidade de deslocamento do punção, a temperatura ambiente, força aplicada e a altura da calota obtida.

Após o ensaio, os corpos-de-prova foram avaliados com relação ao posicionamento da fratura e então medidas as deformações dos círculos impressos que se deformaram naquela região. Estas medições foram realizadas considerando-se seis círculos impressos, sendo três na região de fratura e três na região adjacente a falha. Os círculos avaliados estão indicados na Figura 3.4.

A medição das duas deformações principais nos círculos foi realizada por meio de fotografias, as quais eram posteriormente submetidas a um software de análise de imagem (IMAGE PLUS) para a determinação das deformações em cada ponto. Destaca-se que para reduzir o erro de tais medidas durante o cálculo das deformações relativas, fotografias também foram feitas nas chapas antes dos ensaios serem executados.



**Figura 4** - Região de medida dos círculos nos corpos-de-prova Nakazima ensaiados.

A partir das medidas dos círculos deformados, foram então calculadas as deformações principais,  $\varepsilon_1$  e  $\varepsilon_2$ , que posteriormente foram apresentadas em um gráfico  $\varepsilon_1 \times \varepsilon_2$ .

Para ajustar os resultados de modo a poder se definir a curva de limite de conformação (CLC) para cada chapa ensaída, foi utilizado o método dos mínimos quadrados. Porém, isto foi realizado dividindo-se o gráfico  $\varepsilon_1 \times \varepsilon_2$  em duas partes, uma com deformação  $\varepsilon_1$  e  $\varepsilon_2$  positivas e outra com deformação  $\varepsilon_1$  positiva e  $\varepsilon_2$  negativa. Feito isto, procedeu-se o ajuste com os pontos de máxima deformação obtidos em ambos os lados do gráfico.

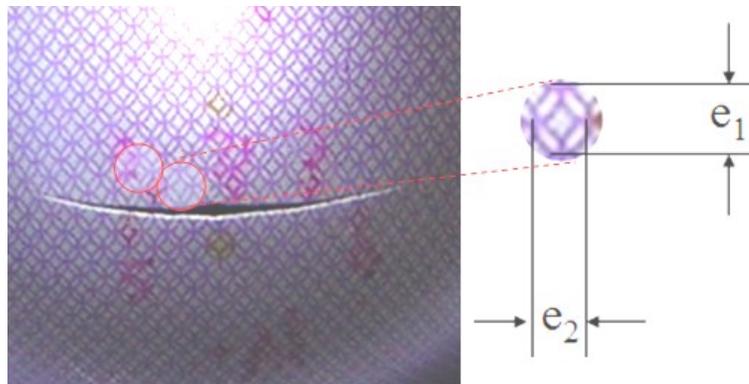
Para a caracterização das microestruturas e da microdureza, pequenas amostras com 6,2mm de diâmetro foram extraídas dos corpos-de-prova do ensaio de Nakazima. De modo a causar a menor interferência mecânica, as amostras foram cortadas utilizando-se uma máquina de eletroerosão (ENGEMAQ EDM 25S), com intensa refrigeração no local. Os parâmetros de regulação utilizados no corte foram para acabamento, com o objetivo de reduzir ao máximo o aquecimento produzido no momento do seccionamento da chapa.

As amostras foram extraídas tanto das regiões de falha das chapas, como também em posições intermediárias de deformação. Uma amostra extraída é indicada na figura 3.5.

Após a extração das amostras, as mesmas foram lixadas em sua periferia até o diâmetro de 6mm, de modo a minimizar os efeitos da operação de corte executada. Utilizou-se para isto de lixas de #400 e #600 mesh, até se obter o diâmetro acima citado.

Em virtude das amostras apresentarem espessuras pequenas ( $\sim 0,3\text{mm}$ ) e não serem planas, foi tomado o cuidado de realizar o lixamento/polimento de suas faces com a menor redução de espessura possível. Isto foi um fator crítico, principalmente para as amostras destinadas a análise magnética e de difração de raios-X.

As amostras extraídas tiveram suas dimensões verificadas com a utilização de um micrômetro com 0,01mm de precisão (MITUTOYO 0-25mm).



**Figura 5** - Local de retirada das amostras – Região de fratura e próxima a esta (em torno de 5mm da região de ruptura da chapa). As deformações de cada amostra retirada foram medidas após a sua extração.

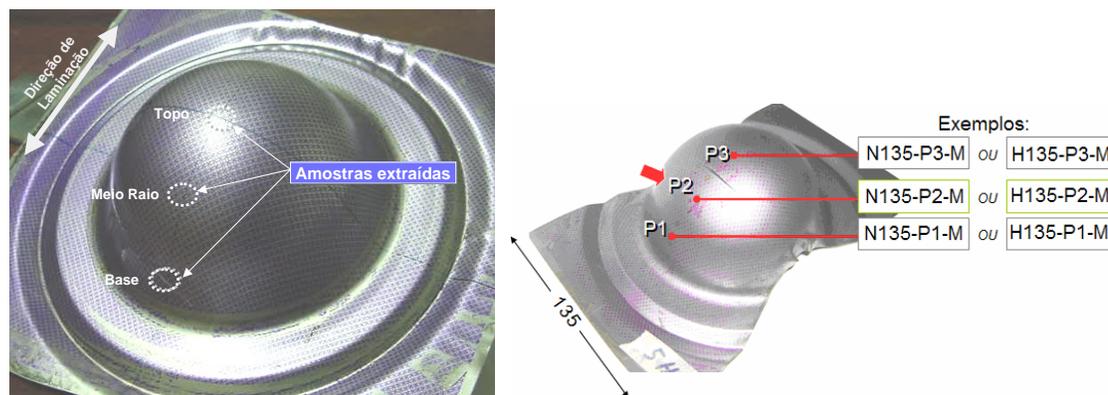
De modo a se acompanhar os caminhos de deformação e também a variação de microdureza e microestruturas das chapas testadas, outro conjunto de amostras foi produzido. Assim, amostras com as larguras de 30, 55, 135 e 215mm foram deformadas no ferramental utilizado para o ensaio de Nakazima com três alturas de embutimento diferentes. A primeira amostra foi estampada até atingir uma altura máxima ( $H_{m\acute{a}x}$ ), ou seja, até a sua fratura. A

segunda e a terceira foram deformadas até 40% e 70% da altura máxima obtida pela primeira peça, respectivamente. As peças produzidas podem ser visualizadas na Figura 3.6.

O local de retirada das amostras avaliadas é apresentado na figura 3.7. O código utilizado na identificação das amostras baseou-se no tipo de aço 304 (N ou H), na largura da chapa ensaiada (30, 55, 135, 215mm), na posição da retirada da amostra (P1, P2, P3, conforme a figura 3.6) e na altura em que a peça foi deformada (R = 40%, I = 70%, ou M =  $H_{m\acute{a}x}$ ). Como exemplo, pode-se citar a amostra H135 – P2- I, que corresponderia a amostra de aço 304H, extraída da chapa com 135mm de largura na posição P2, e que foi deformada até 70% da altura máxima.



**Figura 6** - Seqüência de embutimento realizado no ensaio de Nakazima para produzir peças com diferentes níveis de deformação.



**Figura 7** - Regiões de extração das amostras a partir dos corpos-de-prova de Nakazima e código utilizado. A distância entre cada amostra extraída foi igual a 30mm para a chapa antes da deformação. Em b são apresentados exemplos da codificação utilizada para as amostras.

### **Caracterização Microestrutural**

Antes de realizar qualquer ensaio que pudesse alterar a microestrutura das amostras, e assim comprometer os resultados obtidos, foram executados análises da microestrutura utilizando-se de medidas magnéticas e difração de raios-X.

### **Medidas Magnéticas**

Para a caracterização magnética foi utilizado um magnetômetro de amostra vibrante - VSM (VSM mod. PHYSICS 100), tendo como objetivo obter a magnetização de saturação de cada amostra. As amostras extraídas foram submetidas a um campo magnético indutor máximo igual a 1,5T, com tempo de exposição de 5 segundos em temperatura ambiente. Como referência, foi utilizado um padrão de níquel com diâmetro igual a 6mm.

Para a determinação da fração volumétrica de martensita- $\alpha'$ ,  $V_{\alpha'}(\%)$ , a partir dos resultados obtidos na caracterização magnética, foi utilizada a equação sugerida por SHIMOZONO (1978):

$$V_{\alpha'}(\%) = (4 \cdot \pi \cdot \sigma'_s) \cdot 100 / 10^4 \sigma_s \quad (3.1)$$

Onde:  $\sigma'_s$  é a saturação magnética da amostra ensaada no VSM e  $\sigma_s$  é a saturação magnética da amostra considerando-se a sua total transformação para martensita  $\alpha'$ .  $\sigma_s$  foi calculada utilizando a equação (10) obtida da curva de Slater-Pauling (Shimozono et al., 1978):

$$\sigma_s \text{ (Tesla)} = \{2,2 \cdot (1 - x - y) + 0,6x\} \cdot 1,003 \quad (3.2)$$

Onde: x e y são as frações molares de Ni e Cr, respectivamente.

### **Difração de Raios-X**

Difração de raios-X foi utilizada para identificação das fases presentes nas diferentes condições de deformação. Para isto foi empregado um difratômetro PHILLIPS mod. X-PERT, utilizando radiação  $\text{CuK}\alpha$ , com passo igual a  $0,02^\circ$  e tempo de contagem igual a 2 segundos. Foi utilizado um filtro de Si para reduzir os ruídos nos difratogramas, gerados principalmente pela fluorescência com o ferro.

As amostras antes da análise tiveram uma de suas faces lixadas manualmente e polidas eletroquimicamente (10% de ácido perclórico + 90% de metanol, 20V DC, 5A/cm<sup>2</sup>, em temperatura ambiente) para gerar uma superfície plana, requerida na análise. Como já apontado anteriormente, devido a irregularidade geométrica das amostras (não planas), somente uma pequena área foi preparada objetivando uma redução mínima na espessura a ser analisada.

Para comparar a evolução da microestrutura das amostras, utilizou-se como padrão uma amostra na condição de como recebida (CR), considerada aqui como isenta de deformação. Esta amostra foi submetida a um tratamento térmico de alívio de tensões a 480°C/10 minutos, para eliminar as tensões internas que porventura estivessem presentes e que pudessem interferir

nas análises de raios-X. Tal procedimento foi realizado tanto para a chapa de aço 304H quanto para a 304N.

### **Microscopia**

As amostras foram preparadas para observação de suas microestruturas, por lixamento manual nas lixas de #100, #220, #320, #400, #600, #800 e #1000mesh. Posteriormente estas amostras foram polidas em solução eletroquímica com 10% de ácido perclórico + 90% de ácido acético com uma tensão aplicada igual a 28V e 2A/cm<sup>2</sup> (Fonte de Tensão Variável CC 28V/5A, em temperatura ambiente). O contra-eletródo (catodo) utilizado no eletropolimento era de aço AISI 304H.

Após o polimento eletroquímico, as amostras foram atacadas para a revelação de suas microestruturas. Para isto, tanto o método eletroquímico e/ou por imersão foram utilizados.

Para a revelação dos tamanhos de grão austeníticos, as amostras inicialmente foram atacadas eletroquimicamente com ácido nítrico concentrado (padrão PA), e tensão igual a 2V por tempos variados. O contra-eletródo utilizado foi de aço 304H, tendo sido a amostra conectada ao anodo da fonte de alimentação.

Para a revelação geral das microestruturas, identificando tanto os contornos austeníticos como as maclas, as amostras polidas eletroquimicamente foram atacadas por imersão, utilizando água régia glicerinada (50ml ácido nítrico + 50ml ácido clorídrico + 10ml glicerina) como reagente.

Para a revelação das martensitas- $\alpha'$  e  $\epsilon$ , foi também realizado um ataque por imersão, utilizando-se o seguinte reagente: 5mg de metabissulfito de sódio + 15ml de água destilada + 10ml de ácido clorídrico (Girault et al., 1998). Os tempos de ataque foram variados.

A análise metalográfica foi realizada em um microscópio óptico (Olympus modelo BX60M), com uma câmera digital acoplada (Olympus P11) e em um microscópio eletrônico de varredura (PHILLIPS mod. XPERT).

## **3.8 CROMO E NÍQUEL EQUIVALENTES**

Para a indicação da estabilidade das microestruturas presentes das chapas utilizadas, foram calculados o cromo e o níquel equivalentes ( $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$ ). As expressões 2.5.1 e 2.5.2 foram utilizadas neste cálculo.

# Capítulo 4

## 4 4. RESULTADOS OBTIDOS

---

Os resultados obtidos foram divididos em três partes, procurando evidenciar as características obtidas inicialmente e após as deformações aplicadas nas chapas de aço AISI 304H e 304N. Desta forma, o texto apresentará sequencialmente a caracterização inicial das chapas, a sua conformabilidade e por último, a variação do comportamento destas chapas sob diferentes níveis de deformação.

### 4.1 Caracterização Inicial

Na Figura 4.1 são apresentadas as microestruturas das chapas antes da deformação, na condição de como recebidas. A matriz de ambas as chapas constituiu-se de austenita, com a presença de maclas, principalmente no aço 304H.

Na Figura 4.2 e 4.3 são apresentados os difratogramas e curvas de histerese magnética destas chapas na condição de como recebida, as quais sugerem principalmente a presença de austenita e pequenas quantidades de martensita- $\alpha'$  e  $\epsilon$ , porém em quantidades equivalentes em ambas as chapas. Na Figura 4.3 observa-se que não houve saturação magnética até o campo magnético aplicado de 1,5T, o que indica a predominância de fase paramagnética (austenita) nas amostras na condição recebida.

A partir da composição química das chapas, foi estimado o valor de  $M_{d30}$  (equação 2.3.6), obtendo-se  $M_{d30} = 19^\circ\text{C}$  e  $M_{d30} = -7,6^\circ\text{C}$  para o aço 304H e 304N, respectivamente. O aço 304N apresenta um menor teor de elementos intersticiais e uma maior quantidade de cobre (Tabela 3.1), quando comparada ao 304H.

O cromo e níquel equivalentes, calculados a partir das equações 2.5.1 e 2.5.2, foram iguais a  $\text{Cr}_{\text{eq}} = 19,6\%$  e  $\text{Ni}_{\text{eq}} = 10,7\%$  para o aço 304N e,  $\text{Cr}_{\text{eq}}=19,3\%$  e  $\text{Ni}_{\text{eq}}=10,2$  para o aço 304H. Embora as diferenças no  $\text{Ni}_{\text{eq}}$  entre os aços sejam pequenas, o maior  $\text{Ni}_{\text{eq}}$  apresentado promoveria uma estabilidade levemente maior da austenita no aço 304N, e menor tendência a formação de martensita  $\alpha'$ .

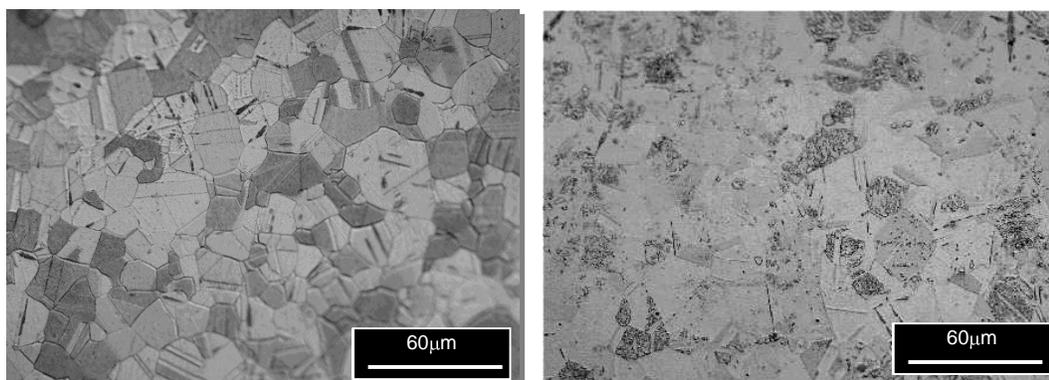
A partir dos dados obtidos por Gonzalez (2003), pode-se ter uma estimativa das diferenças entre as energias de falha de empilhamento dos dois aços. A Tabela 4.1 mostra as diferenças da composição química em % atômico do aço 304N em relação ao 304H,  $\Delta$ , assim

como a contribuição de cada elemento sobre a EFE da austenita de modo individual,  $\Delta_{\gamma\text{EFE}}$ . Os valores de  $\Delta_{\gamma\text{EFE}}$  para o C e o N foram obtidos a partir do trabalho de Llewellyn et al. (1997) apud Gonzalez (2003) e, para o Si e o Mo, a partir do trabalho de Dulieux e Nutting (1964) apud Gonzalez (2003). O produto  $\Delta \cdot \Delta_{\gamma\text{EFE}}$  representa uma estimativa aproximada do efeito das diferenças da composição química dos dois aços sobre a EFE. A diferença calculada entre o aço 304H para o 304N foi igual a - 6,8mJ/m<sup>2</sup>.

**Tabela 4.1** – Estimativa da diferença da energia de falha de empilhamento entre as chapas de aço 304N e 304H.

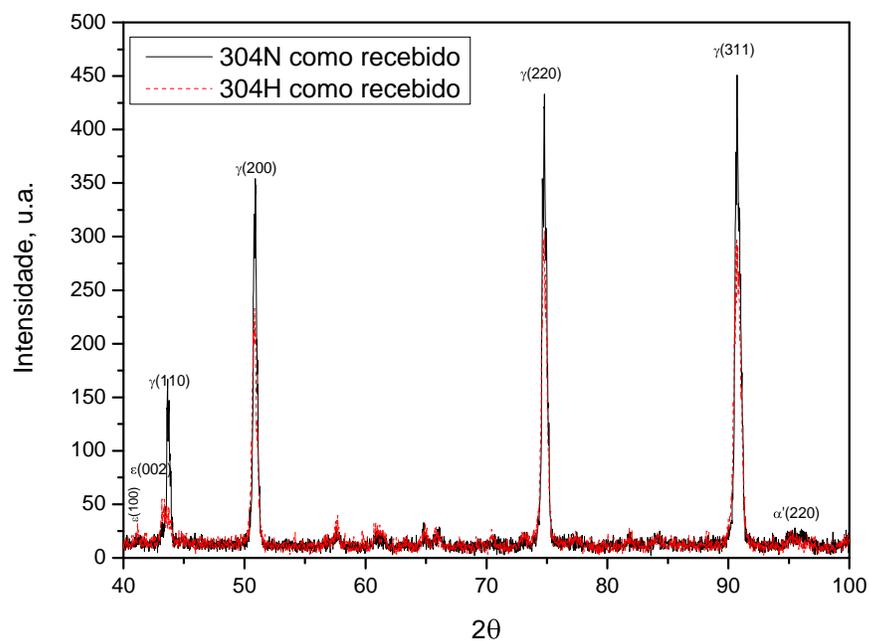
Elemento	C	Si	Mn	Mo	Cr	N	Ni	Cu
$\Delta$ (% at)	0,013	0,236	0,986	-0,026	0,281	~0,000	0,065	-1,690
$\Delta_{\gamma\text{EFE}}$ (mJ/m <sup>2</sup> /%at)*	> 0	-3,4	~ 0	0,1	< 0	< 0,1	1,4	3,6
$\Delta \cdot \Delta_{\gamma\text{EFE}}$ (mJ/m <sup>2</sup> )	0	-0,802	0	-0,003	0	-0,001	0,092	-6,084
Variação Total (304H – 304N) = - 6,8mJ/m <sup>2</sup>								

\* (Duliew, Nutting, Llewellyn apud Gonzalez, 2003)

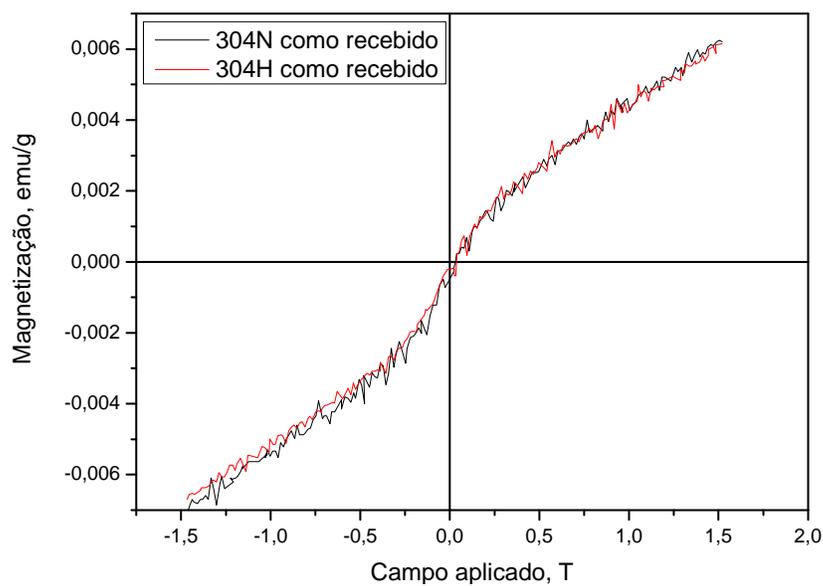


**Figura 8** - Microestrutura da seção longitudinal ao plano das chapas 304H e 304N. Ataque: Água régia glicerinada.

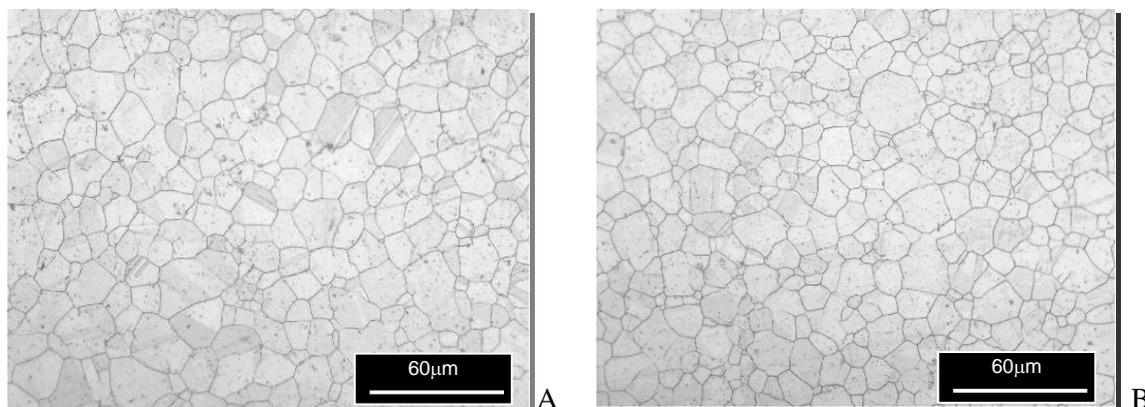
As microestruturas apresentaram tamanho de grão austenítico inicial iguais a  $25 \pm 5\mu\text{m}$  e  $24,3 \pm 5\mu\text{m}$ , para as chapas do aço 304H e 304N, respectivamente (Figura 4.4). Os valores observados foram avaliados pelo critério de *t-Student* ( $\alpha = 0,05$ ), não apresentando diferenças significativas. Por este motivo, foram considerados equivalentes para ambas as chapas estudadas.



**Figura 9** - Difratogramas de raios-X das chapas de aço 304N e 304H na condição de como recebida.



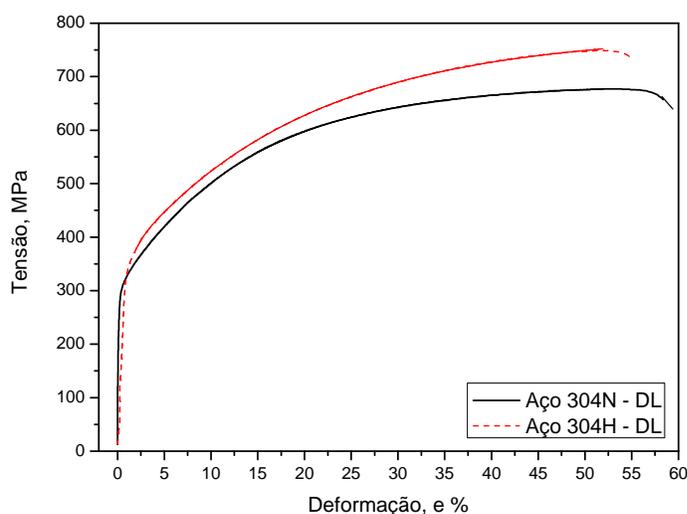
**Figura 10** - Curvas de histerese magnética obtidas para as chapas de aço 304N e 304H, na condição de como recebidas.



**Figura 11** - Microestruturas com ataque seletivo para determinação dos tamanhos de grãos das dos aços (a) 304H e (b) 304N. Ataque: eletrolítico com ácido nítrico, 1,5V.

As amostras na condição de como recebidas foram avaliadas através de ensaios de dureza e tração. Os resultados do ensaio de tração para os aços 304N e 304H são apresentados na Figura 4.5 e na Tabela 4.2. Além dos dados de tração, são também apresentados nesta tabela os valores obtidos para o coeficiente de anisotropia normal  $\bar{R}$  e planar  $\Delta R$ , para as direções  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  da direção de laminação.

Conforme pode ser observado, o aço 304H apresenta um maior encruamento, e um alongamento menor que aquele apresentado pelo 304N. Além disso, os valores de endurecimento obtidos para este aço, tanto a nível de tensão de escoamento como de limite de resistência são maiores, resultado da maior facilidade de formação de martensita-a' nestas chapas.



**Figura 12** - Resultados do ensaio de tração para os aços 304N e 304H, na direção de laminação.

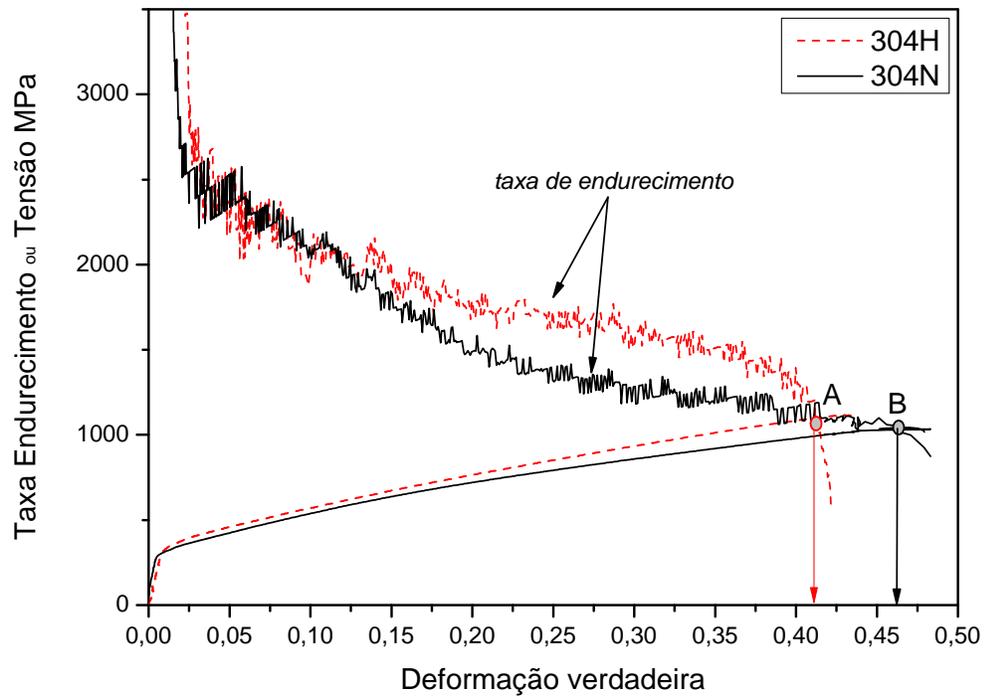
**Tabela 4.2** – Resultados obtidos na caracterização mecânica das chapas como recebidas.

Material	Direção <sup>1</sup>	LE <sub>0,2%</sub> (MPa)	LR (MPa)	$\epsilon_u$ (%)	$\epsilon_t$ (%)	Microdureza (HV0,5)	n	R	$\bar{R}$	$\Delta R$	RE <sup>2</sup>
304H	0°	303,7±12,9	740,5±14,4	47,2±1,4	55,3±2,5			1,02			0,41
	45°	286,5±10,3	703,1±1,7	56,4±2,8	61,5±2,0	172±5		0,70	1,00	0,60	0,41
	90°	309,8±7,0	714,0±5,9	58,1±6,7	65,2±5,1			1,60			0,43
Média		300,0	719,2	53,9	60,7						
304N	0°	300,8±3,8	662,0±2,2	55,1±2,3	62,3±3,4			0,84			0,45
	45°	271,7±2,8	602,4±2,7	65,1±0,2	72,3±1,5	150±5		0,89	1,01	0,26	0,45
	90°	300,3±13,1	625,5±3,5	67,1±0,6	73,0±1,4			1,45			0,48
Média		290,7	630,0	62,4	69,2						

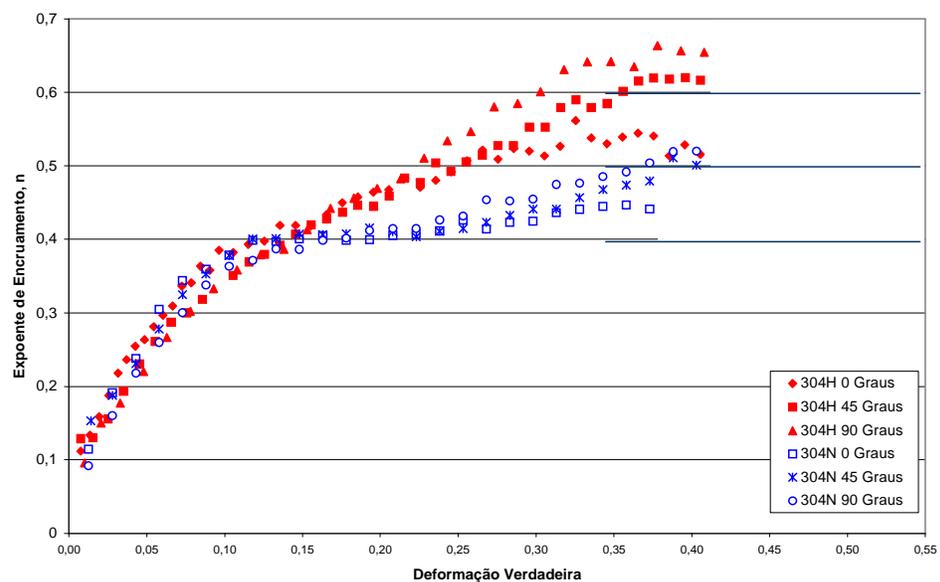
1- Em relação a direção de laminação / 2 – Razão elástica RE = LE/LR

O critério para instabilidade plástica  $\sigma = d\sigma/d\epsilon$ , foi utilizado para determinar a tensão real no início da estrição, isto é, a tensão na instabilidade plástica (limite de resistência) (Kocks e Mecking, 2003). Quando o critério é satisfeito, as duas curvas  $[\sigma \times \epsilon]$  e  $[d\sigma/d\epsilon \times \epsilon]$  se interceptam, determinando neste ponto a máxima deformação uniforme,  $\epsilon_u$ , conforme mostrado na Figura 4.6. As deformações uniformes ( $\epsilon_u$ ) e tensões ( $\sigma_d$ ) no ponto de intersecção foram 0,41/1100MPa e 0,43/1000MPa para os aços 304H e 304N, respectivamente. Ainda na Figura 4.6 é mostrada a variação do encruamento com o incremento da deformação das chapas durante o ensaio de tração. Pode-se observar que o aço 304H apresenta um maior encruamento e endurecimento, quando comparado ao 304N.

Na Figura 4.7 é apresentada a variação do expoente de encruamento  $n$ , com a variação da deformação no ensaio de tração. Os valores de  $n$  apresentados foram calculados utilizando-se a equação  $\sigma = K \cdot \epsilon^n$ , para intervalos de deformação iguais a 0,05. Como pode ser observado, as chapas apresentaram um valor crescente de  $n$  com o aumento da deformação, sendo que as maiores variações são observadas no aço 304H. Com deformações maiores que o limite de resistência do material, há uma gradativa redução do  $n$ , resultado da rápida redução da seção resistente das chapas e aparecimento de defeitos nas chapas (microtrincas, por exemplo).



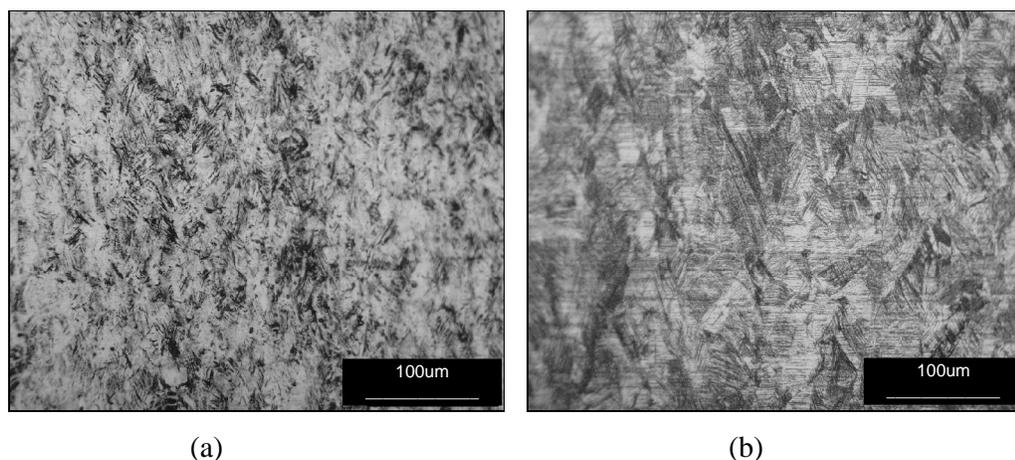
**Figura 13** - Determinação da deformação uniforme nas chapas em carregamento monoaxial, através do critério de Considère.



**Figura 14** - Variação do expoente de encruamento das chapas de aço 304H e 304N com incrementos da deformação de 0,01.

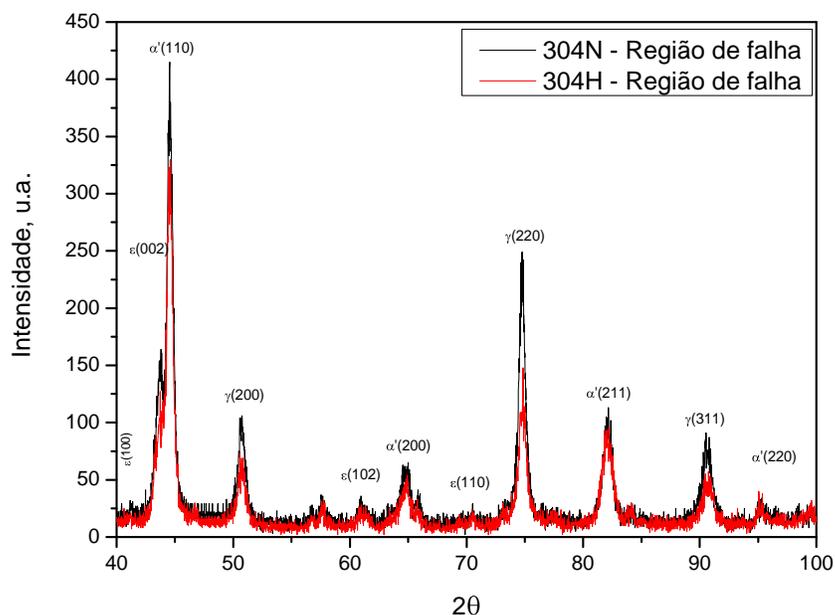
Na Figura 4.8 são apresentadas as microestruturas obtidas na região de ruptura das amostras tracionadas (região em torno de 3mm da extremidade rompida). Observa-se que o aço 304H apresentou maior quantidade de martensita- $\alpha'$ , ~50%, comparado ao 304N (~40%) (Figura 4.8a).

Para auxiliar na identificação das fases, análises por difratometria de raios-X e medidas magnéticas foram realizadas. Os resultados são mostrados nas Figuras 4.9 a 4.10. Estes difratogramas mostram a presença de pouca quantidade de martensita- $\epsilon$  e de martensita- $\alpha'$ , para o aço 304N, confirmando o apontado inicialmente na Figura 4.8. Isto também é evidenciado pelo menor nível de saturação magnética observado na curva de histerese magnética da Figura 4.10 (considerando níveis equivalentes de deformação aplicada).

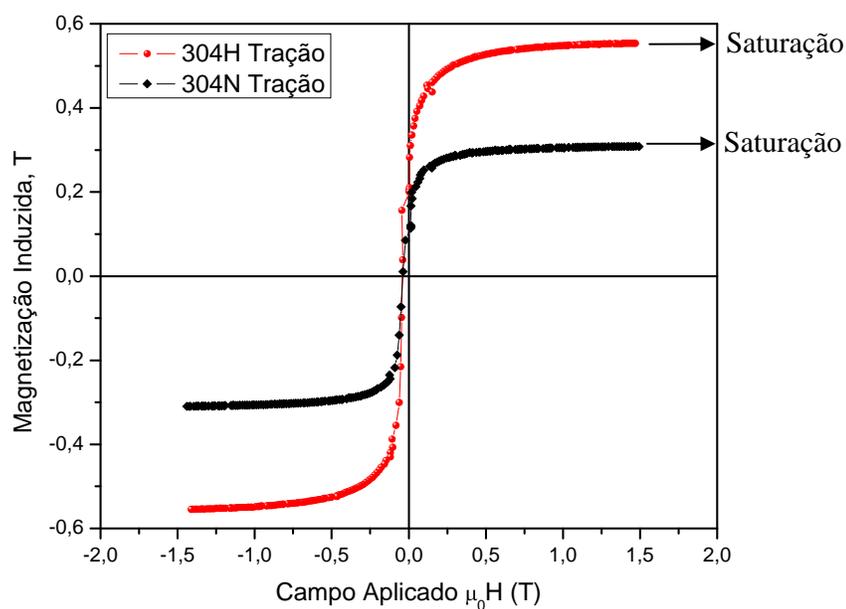


**Figura 15 -** Microestruturas das regiões de ruptura dos corpos-de-prova de tração, para os aços 304N e 304H. Ataque: HCl + H<sub>2</sub>O + Metilsulfito de Na.

Deve ainda ser observado que, embora os tempos para revelação (ataque metalográfico) das microestruturas das duas peças fossem os mesmos, a amostra do aço 304H apresentou um ataque mais intenso (Figura 4.8b). Isto é uma evidência da maior quantidade de martensita- $\alpha'$  desta amostra.



**Figura 16** - Difratoograma de raios-X das amostras retiradas dos corpos-de-prova de tração na região de ruptura, dos aços 304N e 304H.



**Figura 17** - Curvas de histerese magnética obtidas a partir das amostras extraídas dos corpos-de-prova tracionados na sua região de ruptura.

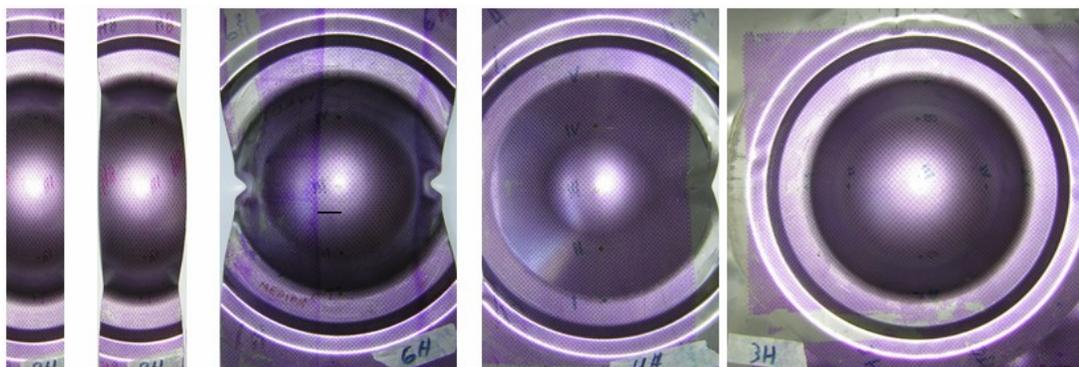
#### 4.2 Ensaio de Conformabilidade

Para a avaliação da conformabilidade das chapas, foi determinada as curvas de limite de conformação para cada aço, utilizando chapas de diferentes larguras no ensaio de Nakazima.

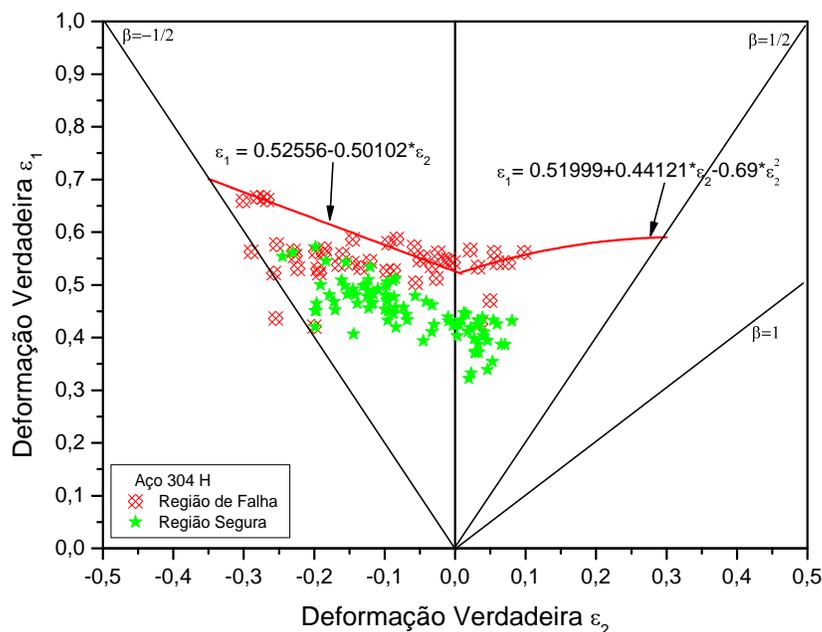
Na Figura 4.11 é mostrada uma seqüência de amostras utilizadas no ensaio após a sua deformação.

Nas Figuras 4.12 e 4.13, são apresentadas as respectivas curvas de limite de conformação, obtidas a partir dos pontos avaliados na região de ruptura dos corpos de prova. As curvas indicadas no diagrama foram construídas utilizando-se os pontos de máxima deformação  $\epsilon_1$ , medidos na região de ruptura das amostras ensaiadas. As funções que descrevem o comportamento de cada lado do ábaco estão indicados em cada figura.

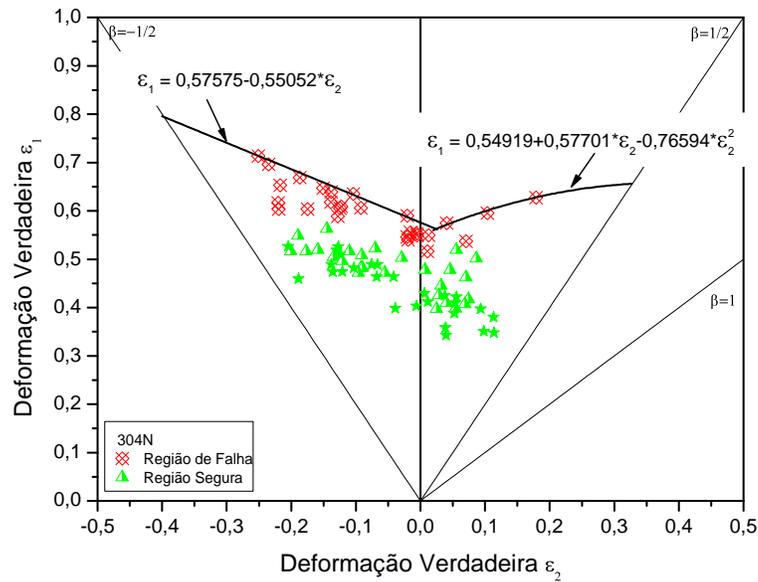
O aço 304N apresentou maiores deformações, tendo sido obtida uma curva de limite de conformabilidade superior a do aço 304H, conforme pode ser observado na Figura 4.14.



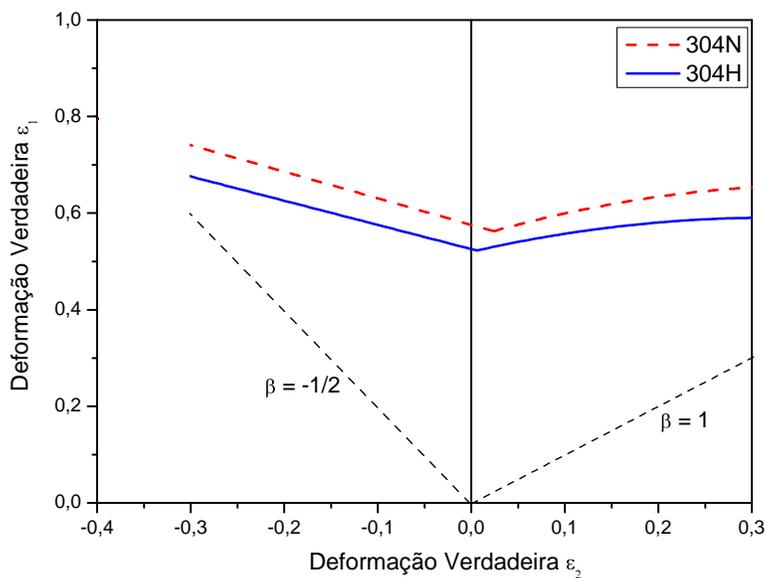
**Figura 18 -** Conjunto de amostras obtidas no ensaio de Nakazima.



**Figura 19 -** Curva de limite de conformação para a chapa 304H, obtida a partir do ensaio de Nakazima.



**Figura 20** - Curvas de limite de conformação para a chapa 304N, obtida a partir do ensaio de Nakazima.



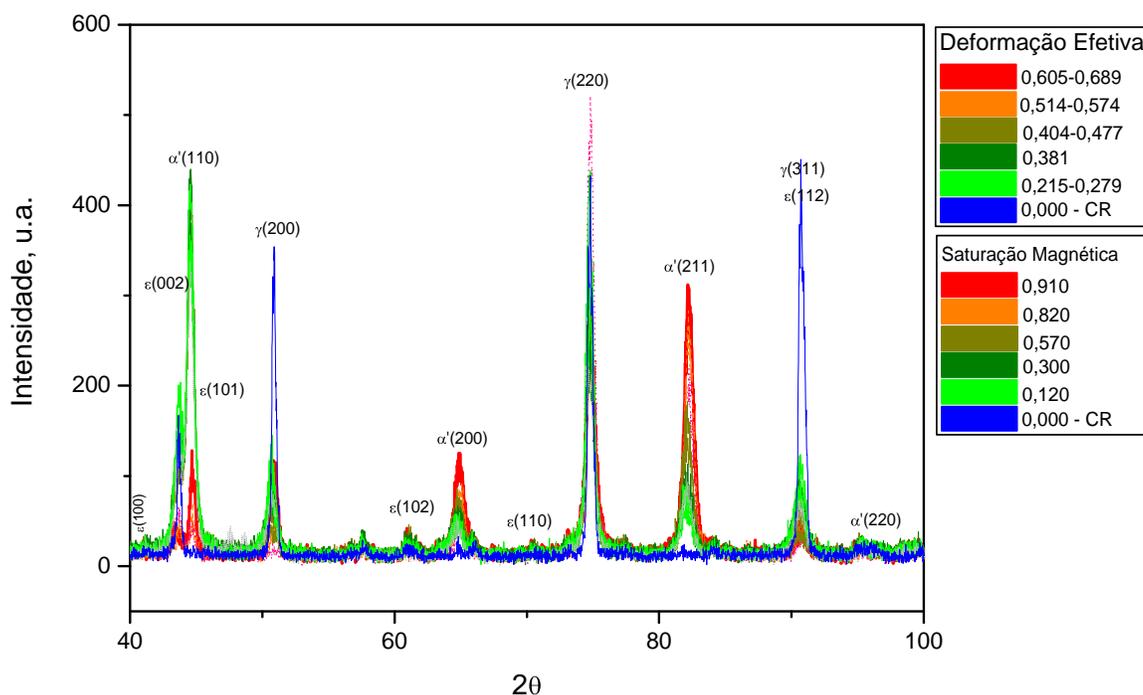
**Figura 21** - Comparação das curvas de limite de conformação entre os aços 304H e 304N.

#### 4.3 Comportamento das chapas sob diferentes condições de deformação

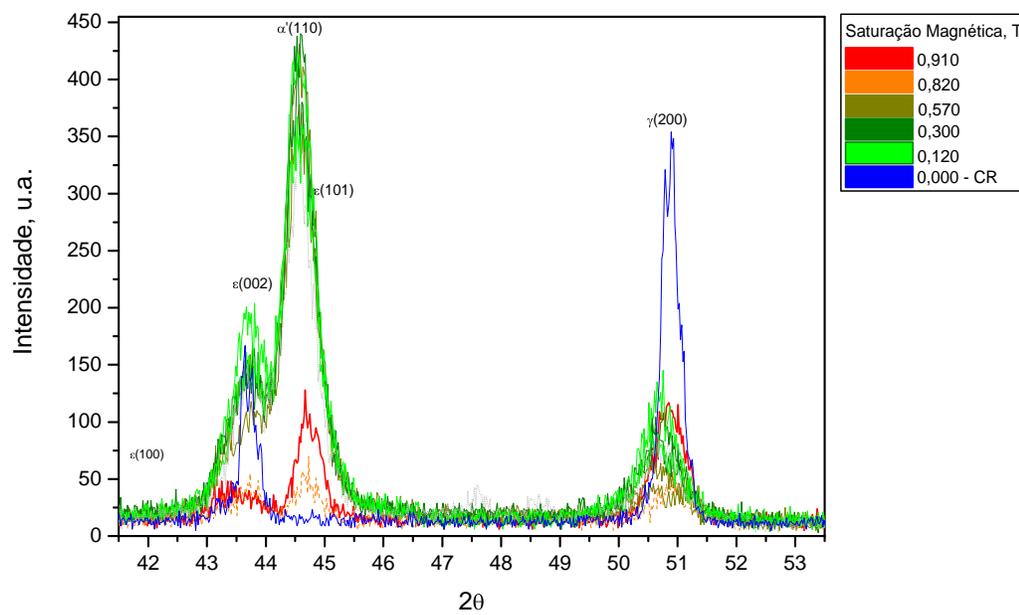
As deformações e relações de deformações obtidas para as diferentes amostras no ensaio de Nakazima são apresentadas na Tabela A1 em Anexo. Nela são apresentados os valores das deformações principais  $\epsilon_1$ ,  $\epsilon_2$ ,  $\epsilon_3$ , a relação entre as deformações  $\beta = \epsilon_2/\epsilon_1$  e, da deformação efetiva,  $\epsilon_{eff}$ . Também são apresentadas as microdurezas de cada ponto avaliado. As

amostras indicadas como H-CR e N-CR foram utilizadas como referências iniciais (Como Recebidas - CR) antes dos ensaios, e por este motivo apresentadas com deformações iguais a zero.

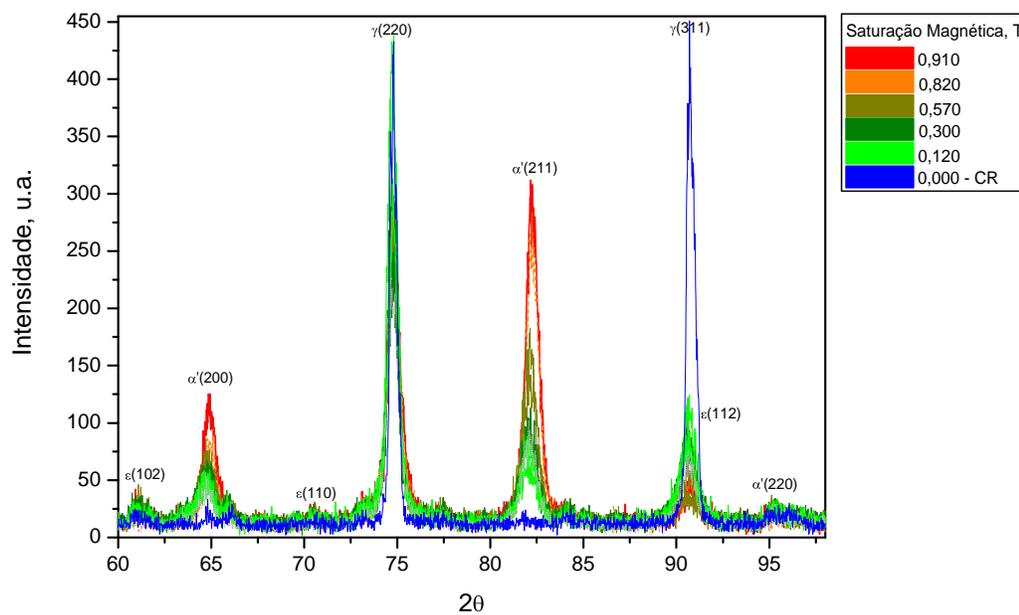
Nas Figuras 4.15 a 4.18 são apresentados os difratogramas de raios-X das amostras sob diferentes níveis de deformação. As deformações são indicadas através de suas deformações efetivas, calculadas pela equação 2.1.30. Ainda nestas figuras, é indicada a variação da saturação magnética, as quais se alteram com o nível de deformação imposta. Na Figura 4.19 podem ser observadas as curvas de histerese magnética das amostras sem e com deformação. Com o aumento da deformação houve um aumento da quantidade de martensita-a' e redução de martensita-e, sendo que esta última apresenta-se em pequenas quantidades em todas as condições de deformação, para ambos os aços (Figura 4.16a e 4.18a). Com o aumento da quantidade de martensita-a', pode-se observar também um gradativo aumento da saturação magnética das amostras, sendo esta maior para o aço 304H. Este aumento na saturação magnética é mostrado na Figura 4.19 para o aço 304H.



**Figura 22** - Difratograma de raios-X para as amostras de aço 304N, sem deformação (CR – adotada como referência de deformação zero) e deformadas.

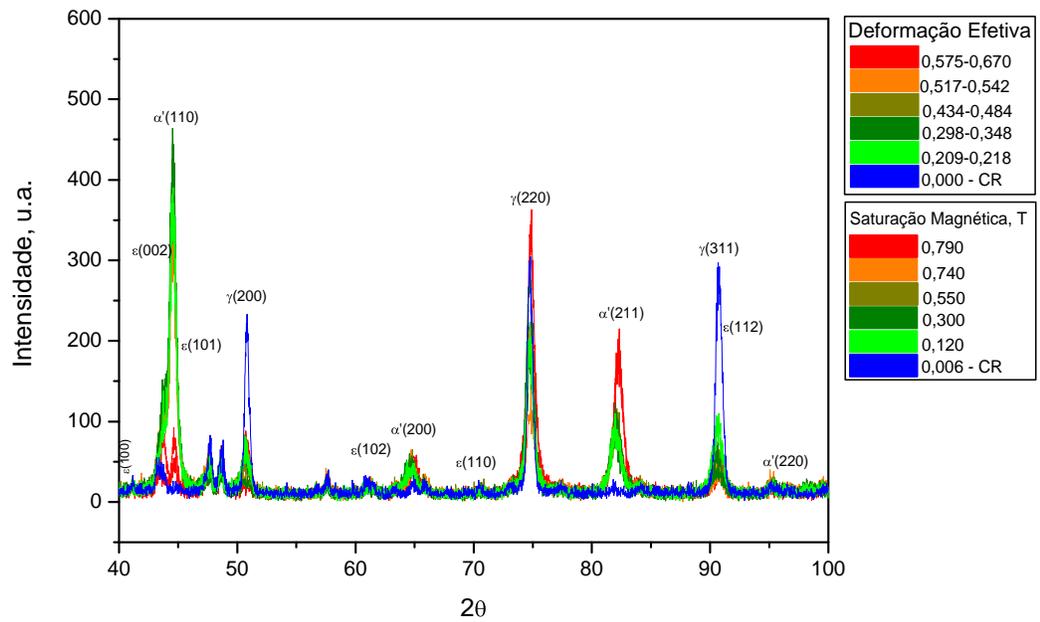


(a)

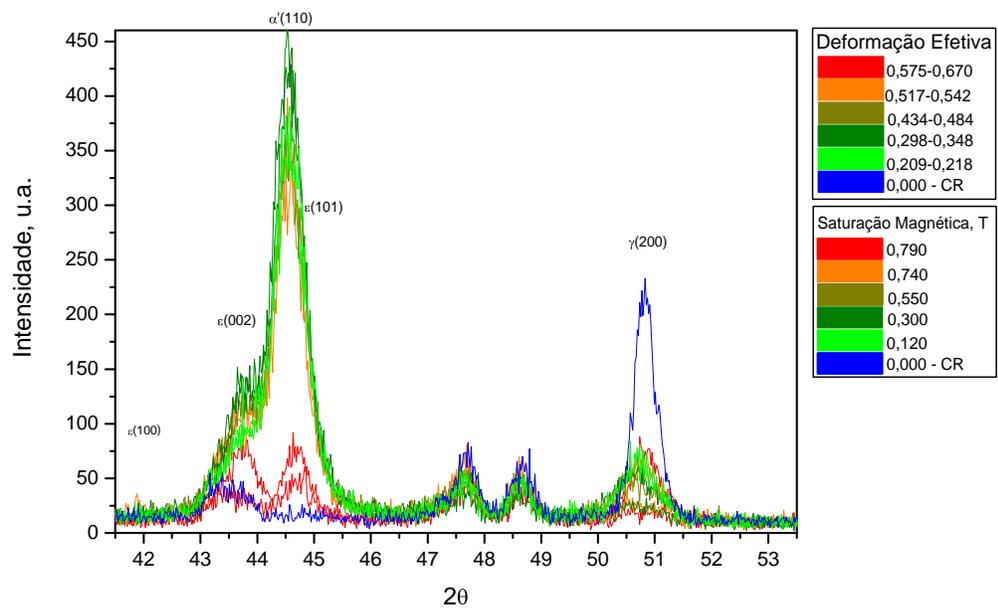


(b)

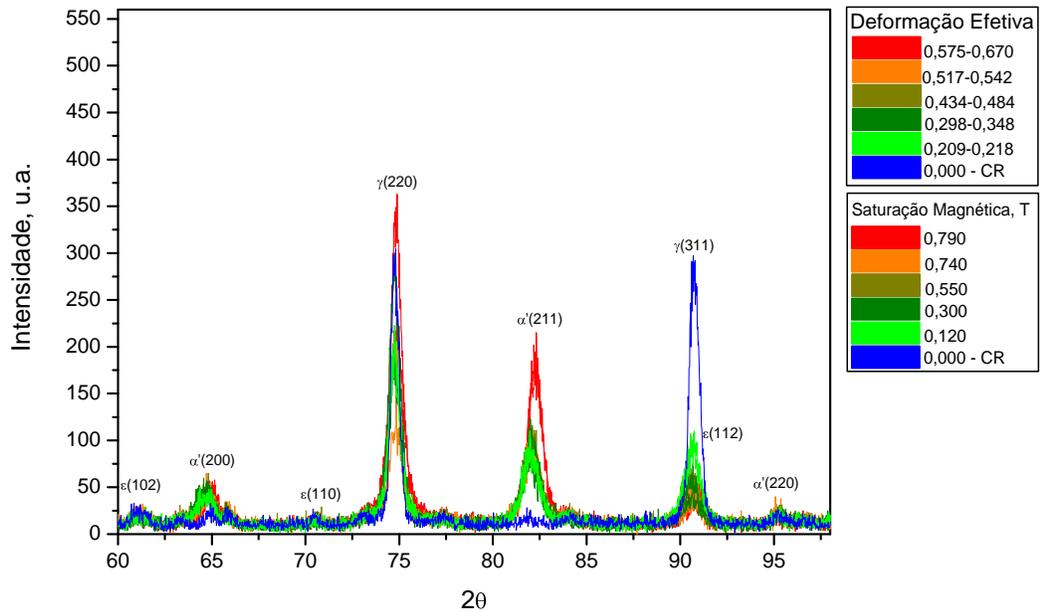
**Figura 23** - Detalhe da Figura 4.15 – Ampliação dos intervalos entre (a)  $42 - 53^\circ$  e (b)  $60 - 95^\circ$ , para a melhor identificação e observação das fases presentes.



**Figura 24 -** Difratoograma de raios-X para as amostras de aço 304H, sem deformação (CR) e deformadas.

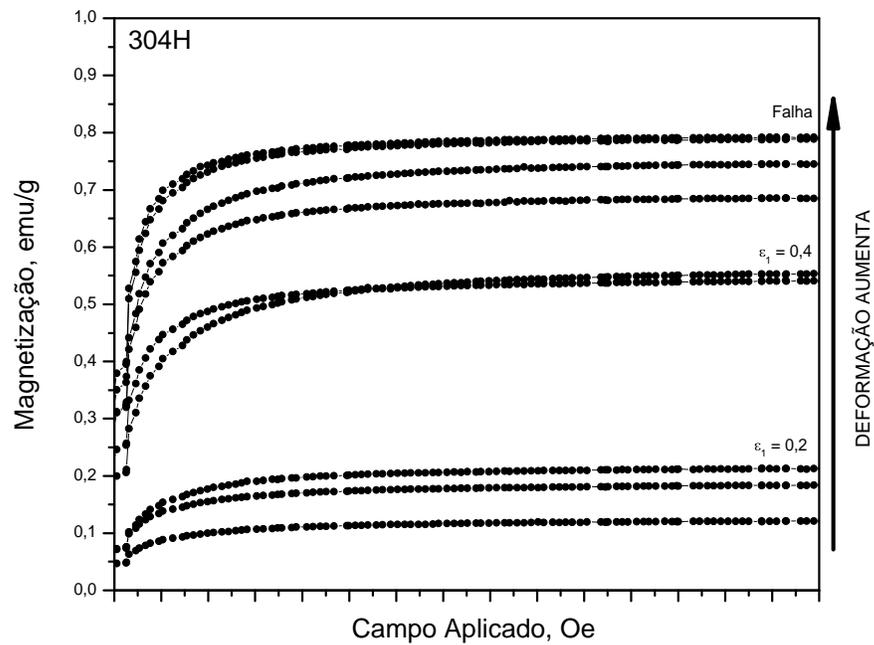


(a)



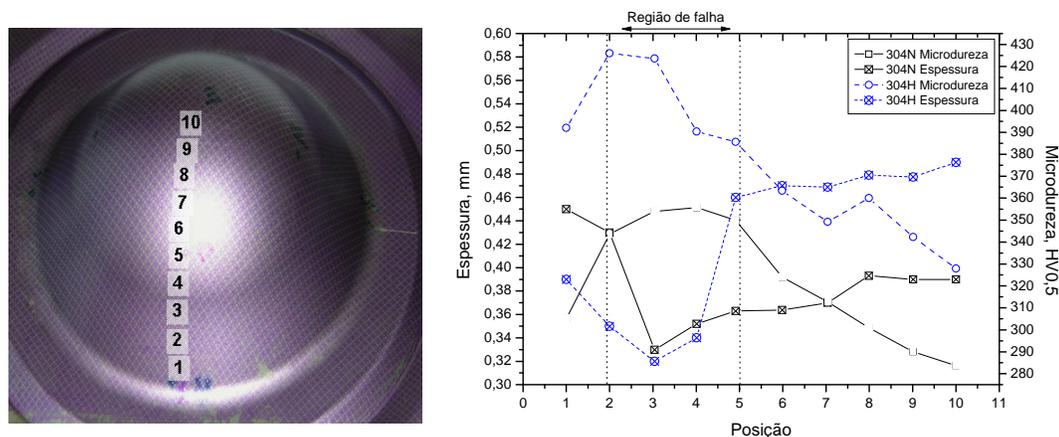
(b)

**Figura 25** - Detalhe da Figura 4.17 – Ampliação dos intervalos entre (a) 42 – 53° e (b) 60 – 95°, para a melhor identificação e observação das fases presentes.



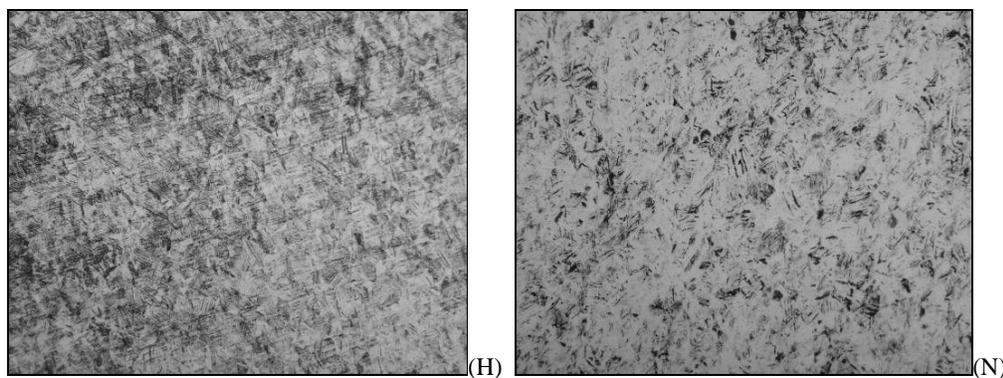
**Figura 26** - Variação da histerese magnética com a deformação aplicada em amostras do aço aço 304H, até a sua ruptura.

As microdurezas na região de falha das diferentes amostras do ensaio de Nakazima, variaram de 435 a 480HV para o aço 304H e de 333 a 399HV para o aço 304N, para as diferentes larguras de corpos-de-prova ensaiados. Na Figura 4.20 é apresentado o perfil de microdureza e de redução de espessura para os dois aços testados. Pode-se observar que a região onde ocorreram as maiores reduções de espessura foram aquelas que apresentaram maiores níveis de endurecimento.

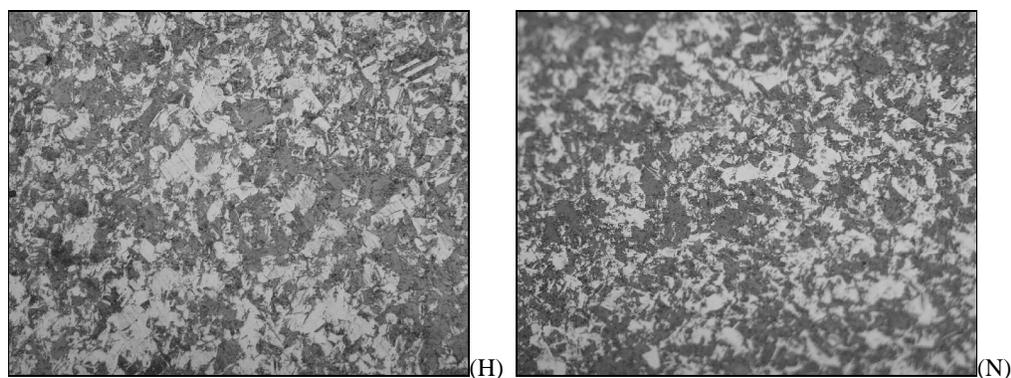


**Figura 27 -** Variação da espessura e da microdureza ao longo do corpo-de-prova com largura igual a 215mm, conformado no ensaio de Nakazima.

Na Figura 4.21 é apresentada a microestrutura obtida na região de falha de amostras com largura de 30 e 215mm, utilizadas no ensaio de Nakazima, simulando uma condição de carregamento tração-compressão (ensaio de tração) e de tração-tração (estiramento), respectivamente. Comparando-se as duas condições de carregamento, pode-se observar a maior quantidade de martensita-a' formada em condições de carregamento biaxial trativo.



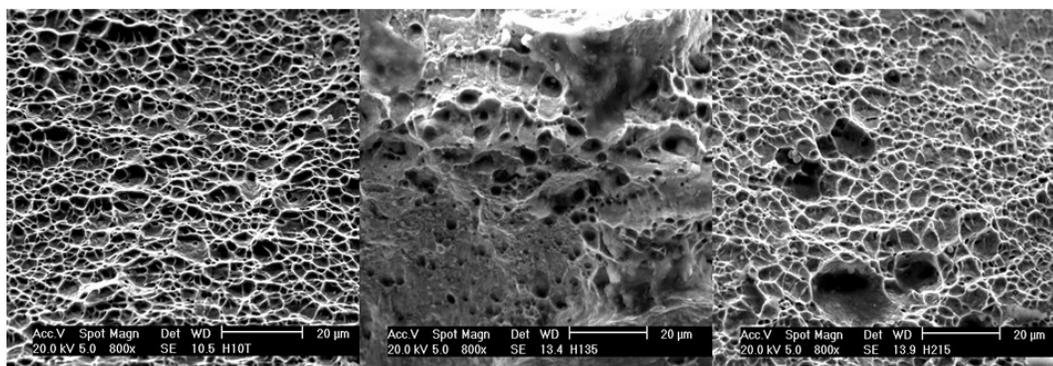
(a) Largura 30mm – tração-compressão  $\beta=e_2/e_1 = - 0,5$



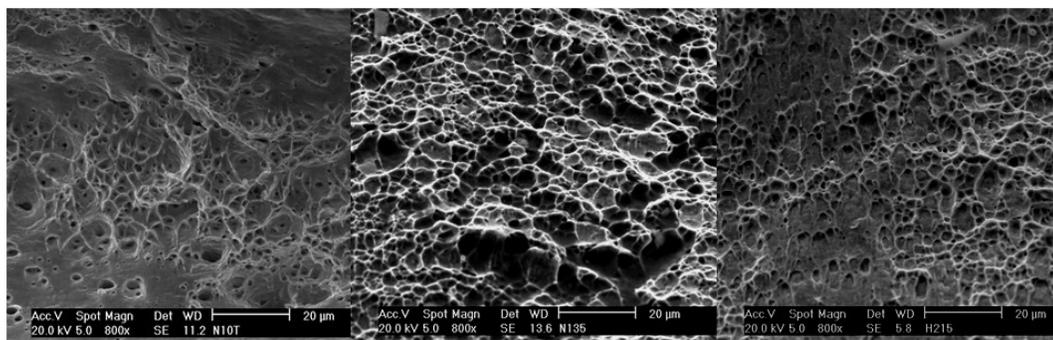
(b) Largura 215mm – tração-tração  $\beta = + 0,5$

**Figura 28 -** Micrografias apresentando a região de falha de chapas de aço 304N e 304H sob condições de carregamentos aproximadamente (a) tração-compressão  $\beta = -0,5$  e (b) tração-tração  $\beta = + 0,5$ . Regiões claras: austenita; regiões escuras: martensita-a' e e.

Nas Figuras 4.22 e 4.23 são apresentadas as fractografias das amostras com diferentes larguras. Nestas figuras observa-se grande quantidade de “*dimples*” nas amostras, as quais são características para os aços inoxidáveis com grande deformação plástica, conforme apontado por Schedin (2004).

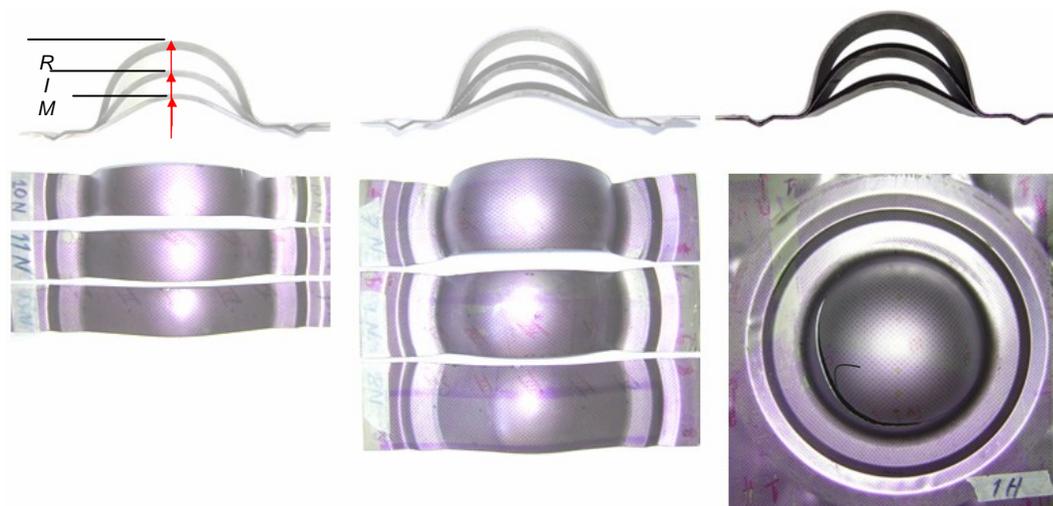


**Figura 29 -** Fractografia das amostras com 30, 135 e 215mm de largura, na região de falha das mesmas para o aço 304H.



**Figura 30** - Fractografia das amostras com 30, 135 e 215mm de largura, na região de falha das mesmas para o aço 304N.

As amostras obtidas a partir do ensaio de Nakazima, com variações na altura da calota, são apresentadas na Figura 4.24. Isto foi realizado para verificação do comportamento das chapas sob diferentes níveis de deformação. Os valores das deformações nestas amostras podem ser observados no Anexo, nas Tabelas A1 e A2.



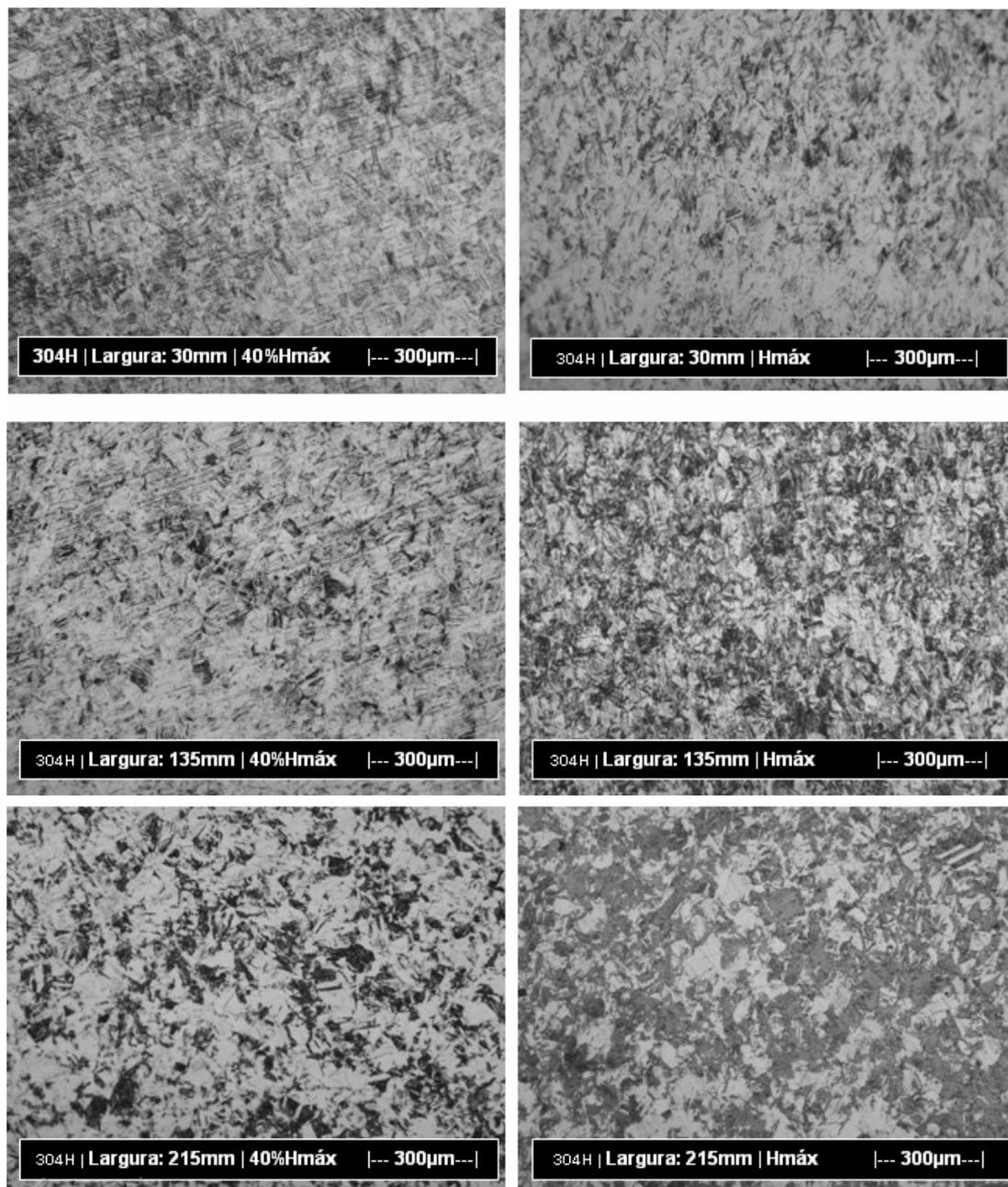
Aço	Largura do Blanque	Altura da Calota		
		Rasa (R)	Intermediário (I)	Máximo (M) (até a falha)
		Mm (%Hmáx)	mm (%Hmáx)	mm (%Hmáx)
304N	30	25,8 (42%)	42,3 (68%)	62,05 (100%)
	55	27,6 (41%)	47,6 (70%)	68,05 (100%)
	115	22,4 (40%)	39,2 (70%)	56,2 (100%)
	215	23,6 (40%)	41,3 (70%)	58,8 (100%)
304H	30	22,2 (40%)	38,7 (70%)	55,4 (100%)
	55	23 (41%)	39 (69%)	56,4 (100%)
	115	25,8 (40%)	44,5 (67%)	64,5 (100%)
	215	21,5 (40%)	37,6 (70%)	53,7 (100%)

**Figura 31** - Corpos de prova testados no ensaio de Nakazima com alturas obtidas.

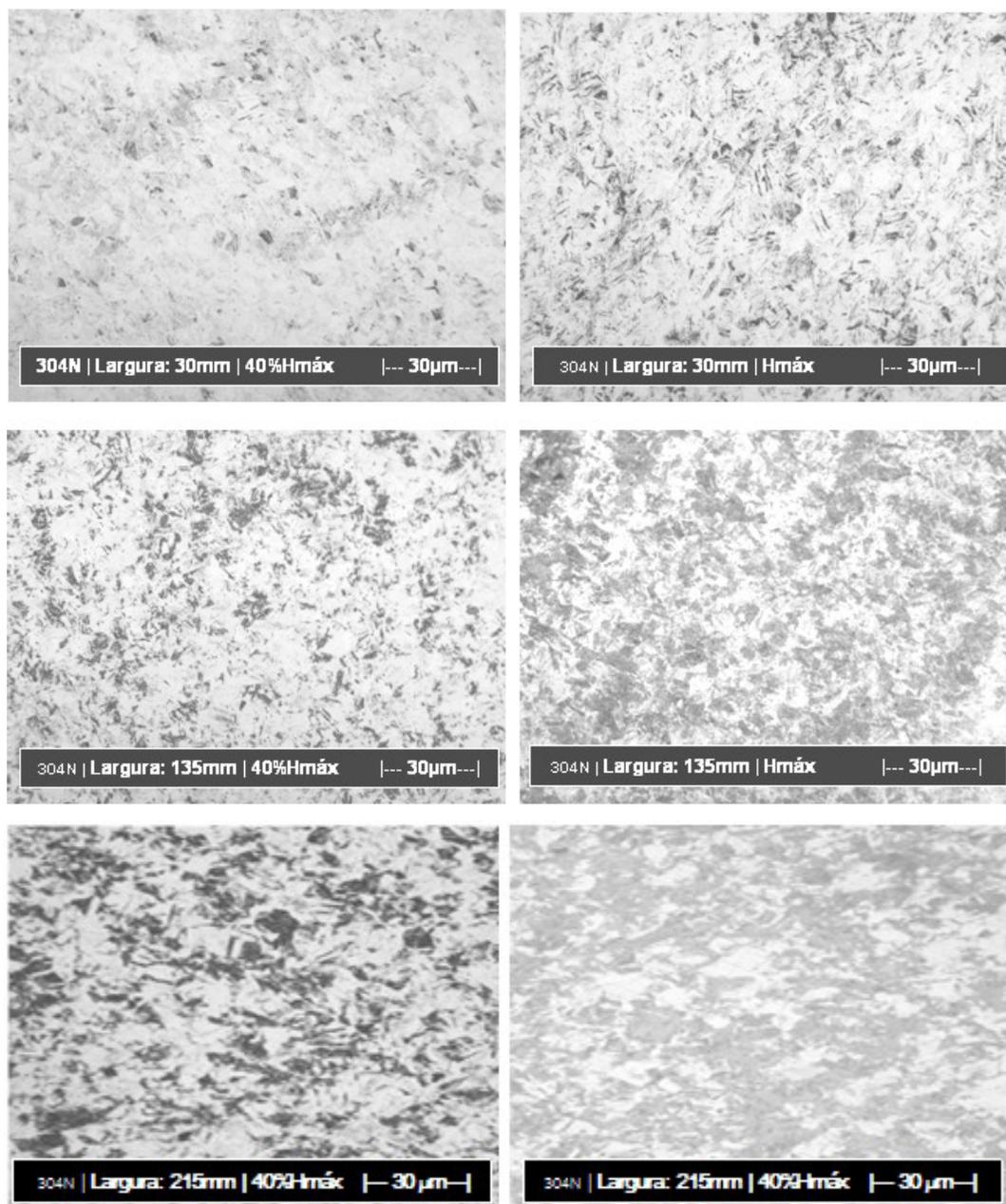
Nas Figuras 4.25 e 4.26 podem ser observadas as microestruturas das amostras obtidas no ensaio de Nakazima (Tabelas A1 e A2), com diferentes larguras e alturas de embutimento. Observa-se nas micrografias um aumento da quantidade de martensita  $\alpha'$  com o aumento da deformação, o que ocorreu tanto para as amostras do aço 304H quanto para o aço 304N.

Nas figuras 4.27 e 4.28 são apresentadas a microestruturas observadas no microscópio eletrônico de varredura, também para diferentes níveis de deformação, em maiores ampliações. Nestas micrografias se observa as microestruturas obtidas durante a deformação das amostras, com diferentes alturas de conformação.

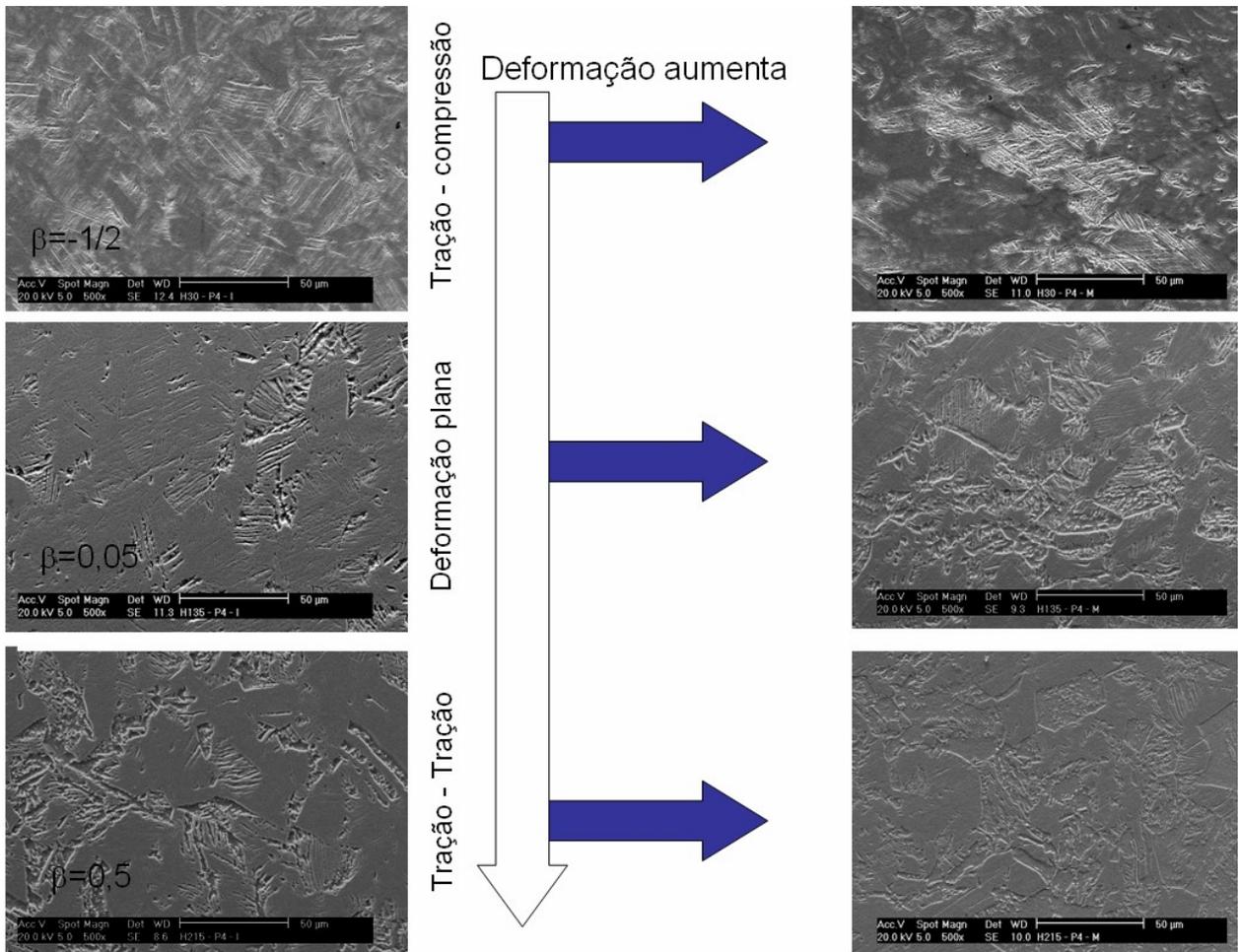
A medida que a deformação aumenta, como já comentado, há um gradativo aumento da quantidade de martensita. Isto também é verificado, quando a condição de carregamento é alterada, havendo uma maior quantidade de martensita sendo formada para condições de carregamento tração-tração que para tração-compressão, considerando um mesmo nível de deformação efetiva,  $e_{eff}$ . Este comportamento foi verificado para os dois aços sob estudo.



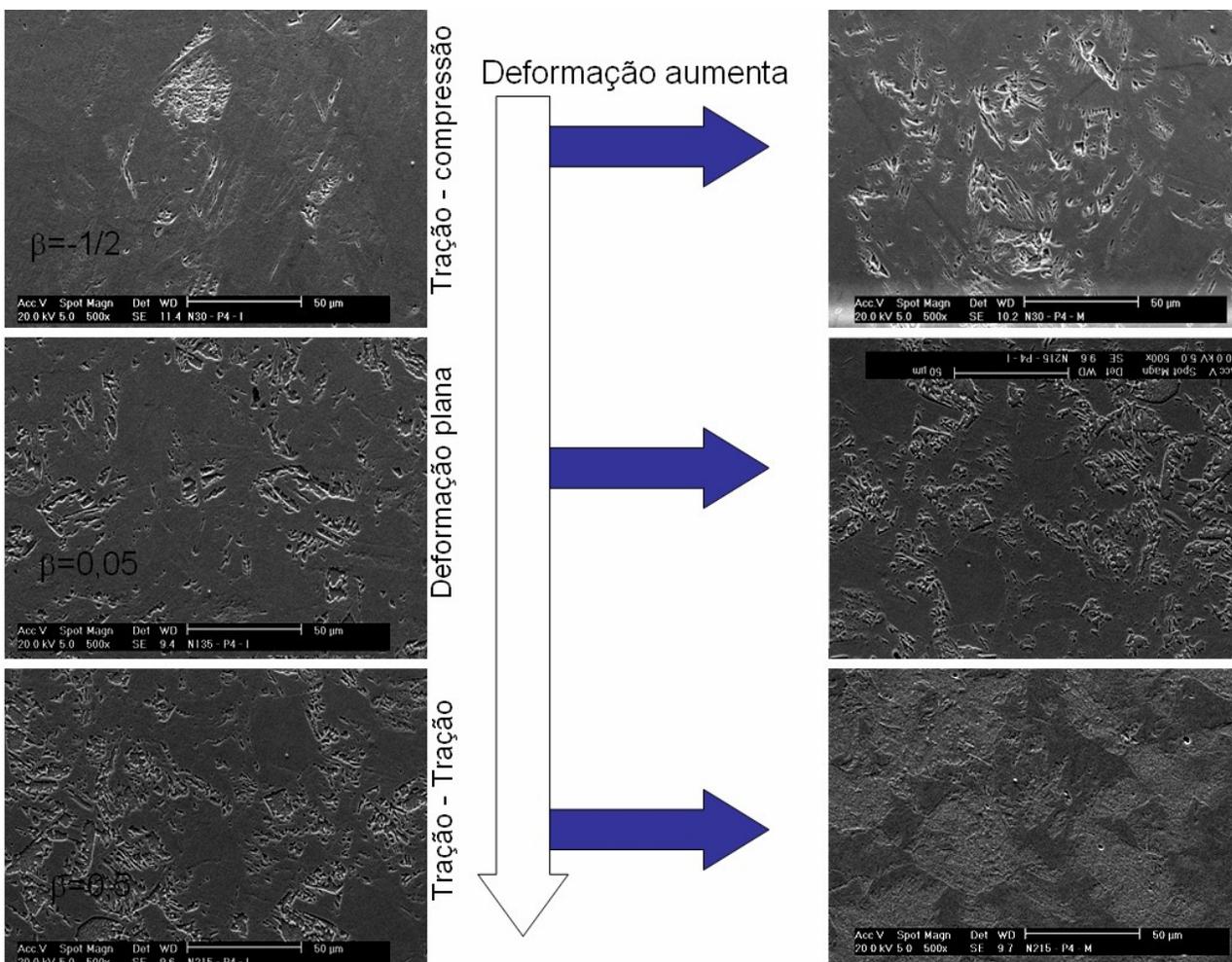
**Figura 32 -** Microscopia óptica das amostras com diferentes larguras e alturas de embutimento utilizadas no ensaio de Nakazima para o aço 304H.



**Figura 33** - Microscopia óptica das amostras com diferentes larguras e alturas de embutimento utilizadas no ensaio de Nakazima para o aço 304N.



**Figura 34** - Microscopia eletrônica de varredura para as amostras de aço 304H com diferentes larguras e submetidas a diferentes níveis de deformação.



**Figura 35** - Microscopia eletrônica de varredura para as amostras de aço 304N com diferentes larguras e submetidas a diferentes níveis de deformação.

Para se avaliar o efeito das deformações desenvolvidas para as diferentes larguras dos corpos-de-prova (caminhos de deformação), foi construído o gráfico apresentado na Figura 4.29. Nele é mostrado a variação da deformação efetiva,  $\epsilon_{\text{eff}}$ , com relação a variação da deformação principal  $\epsilon_1$ . Como pode ser observado, as maiores deformações  $\epsilon_{\text{eff}}$  são obtidas quando os carregamentos são de tração-tração, com ambas as deformações  $\epsilon_1$  e  $\epsilon_2$  positivas ( $\beta = \epsilon_2/\epsilon_1 \rightarrow +1$ ). Nestas condições, é verificado também uma significativa redução da espessura das chapas,  $\epsilon_3$ , representada pela linha verde na figura.

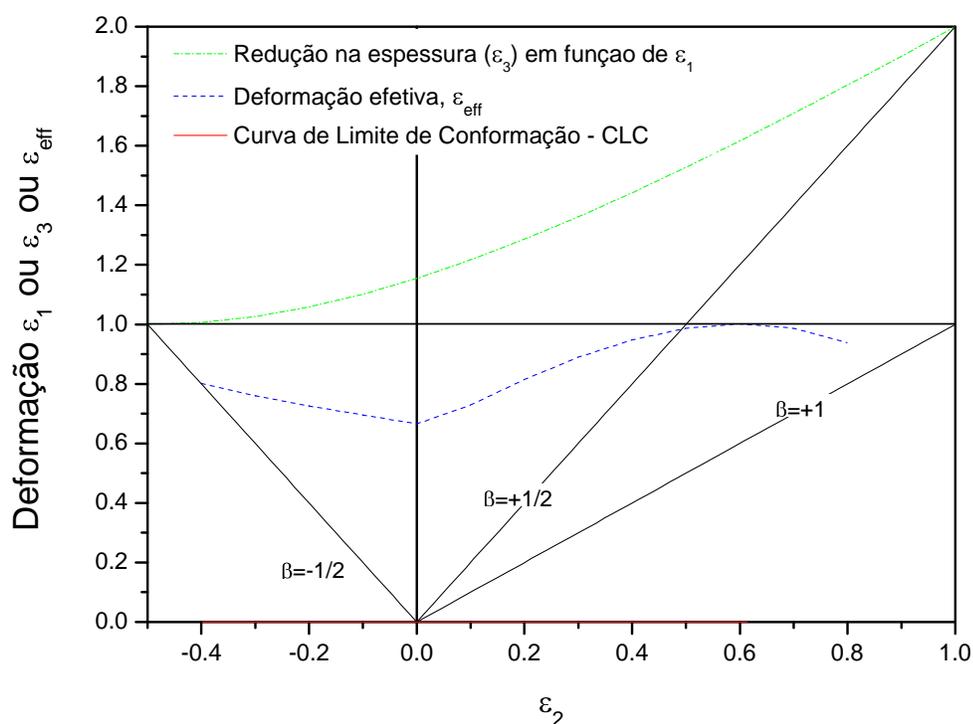
Na Figura 4.30 é mostrada a variação da martensita-a' para condições de deformação variando em condições de tração-compressão ( $\beta = -1/2$ ) até de tração-tração ( $\beta = 1$ ). Observa-se

que a quantidade de martensita formada nas condições de carregamento tração-tração são maiores que aquelas obtidas em condições de tração-compressão.

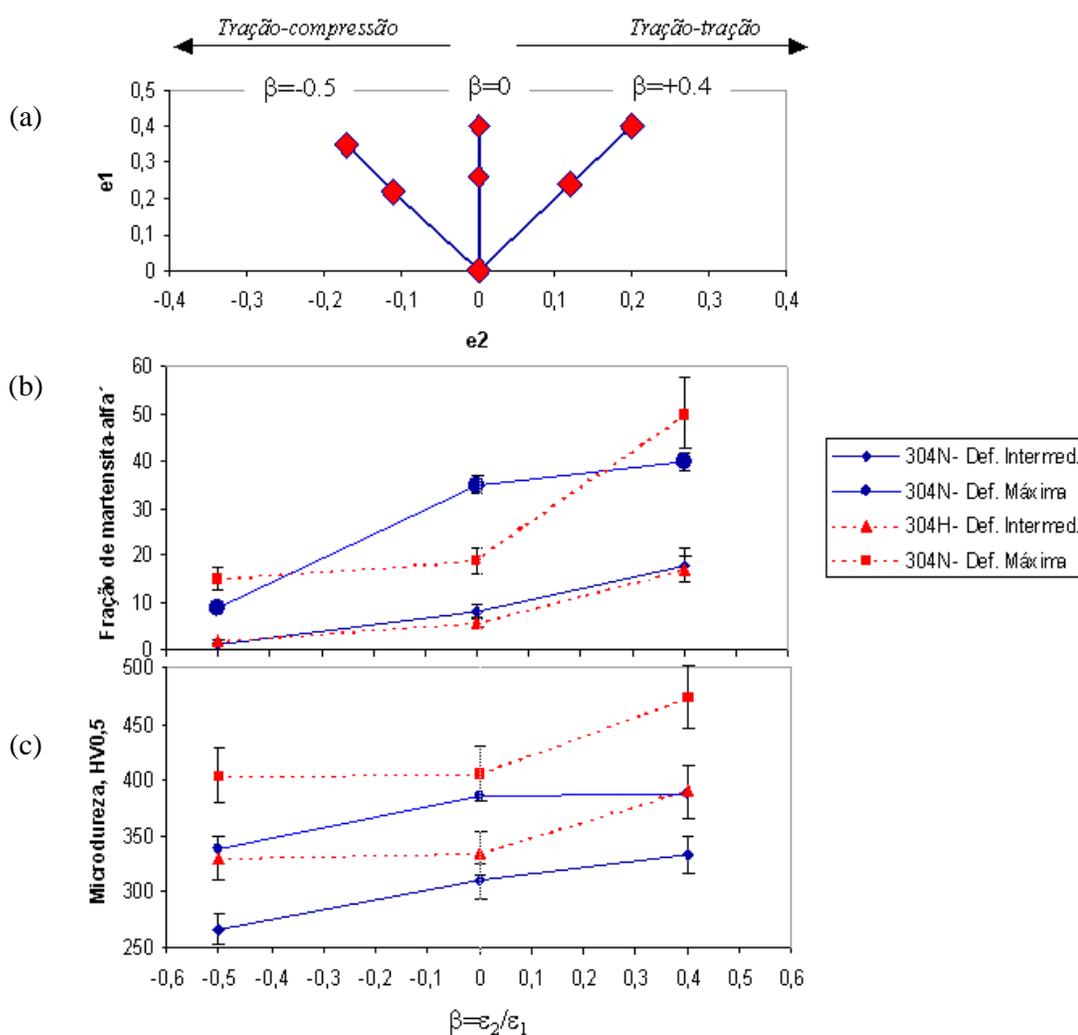
Com o aumento da deformação efetiva, ocorre um gradativo aumento da quantidade de martensita- $\alpha'$  (Fig. 4.30b), determinada a partir da caracterização magnética. Isto pode ser confirmado pelo aumento da microdureza das chapas sob diferentes condições de deformação (Figura 4.30c).

A dependência deste comportamento é mostrada na Figura 4.31, a qual apresenta comportamentos equivalentes de formação de martensita com a deformação efetiva para os aços 304H e 304N. Porém, embora apresentem comportamentos equivalentes, ainda assim o nível de endurecimento no aço 304N é menor.

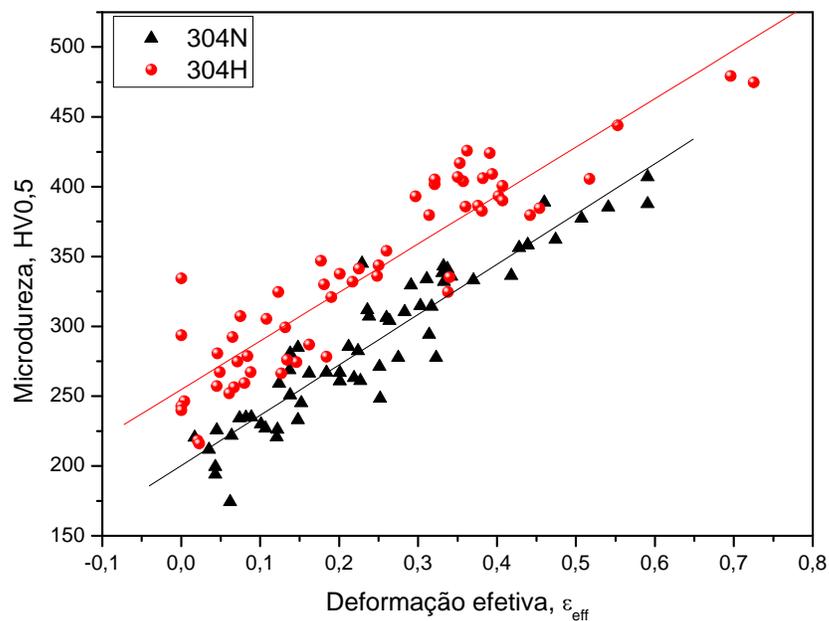
Podem ser observadas na Figura 4.32 que o comportamento da saturação magnética das amostras não é proporcional a deformação, indicando que as transformações martensíticas induzidas não seguem um comportamento linear. Isto foi verificado para ambos os aços, sendo que deformações efetivas maiores que 0,5 sugerem produzir um máximo na quantidade de martensita- $\alpha'$  formada (para temperatura ambiente, na qual os ensaios foram conduzidos).



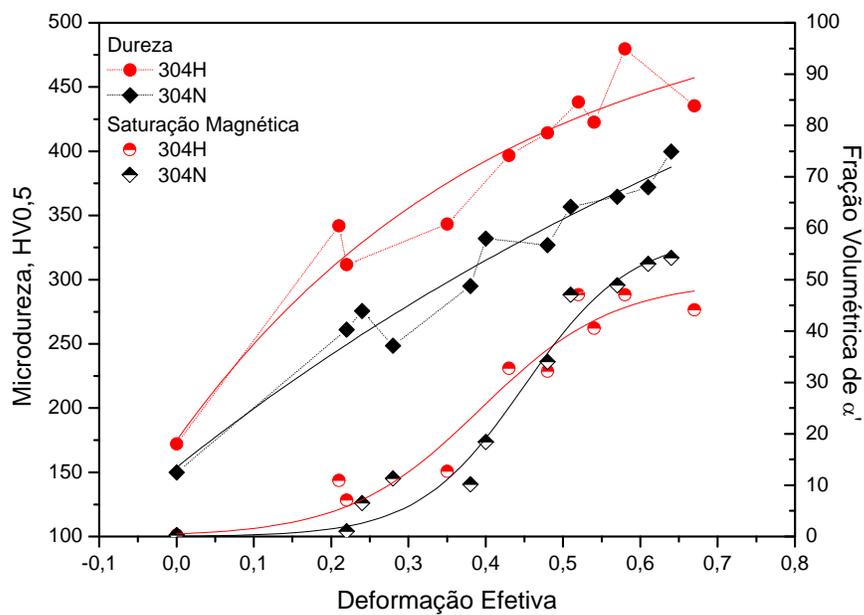
**Figura 36** - Indicação da variação da deformação efetiva com a mudança de  $\beta$ , variando de  $-1/2$  (tração)  $+1$  (estiramento equibiaxial), com a indicação das CLC's para os aços 304H e 304N.



**Figura 37** - Variação da dureza e fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  com a (a) mudança dos caminhos de deformação. Deformação máxima = 0,4 e deformação intermediária = 0,15. (b) Indicação da fração de martensita obtida para cada caminho indicado em (a) e; (b) microdurezas obtidas para cada situação.



**Figura 38** - Relação entre as deformações efetivas e a dureza obtida nas amostras deformadas.



**Figura 39** - Relação entre a deformação aplicada, microdureza e saturação magnética das amostras deformadas.

# Capítulo 5

## 5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

### 4.1 MICROESTRUTURAS INICIAIS

A Figura 4.1 apresenta as microestruturas obtidas nos aços 304N e 304H. Nestas micrografias observa-se a predominância da austenita e presença de maclas de recozimento, sendo em maior quantidade no aço 304H, resultado de sua menor EFE. A presença de austenita também é verificada nos difratogramas apresentados na Figura 4.2.

A grande quantidade de austenita deve-se a porcentagem elevada de níquel equivalente, 10,6% e 8,6%Ni<sub>eq</sub> para o 304N e 304H, respectivamente, o qual atua como estabilizador da fase FCC. Como o aço 304N têm níquel equivalente maior, apresenta uma maior estabilidade da austenita em relação ao 304H, o que dificulta a transformação de fases, em particular àquelas induzidas por deformação.

A predominância da microestrutura austenítica nas amostras sem deformação pode também ser evidenciada pela análise magnética. Na Figura 4.3, se observa baixa magnetização induzida nas amostras, sem saturação magnética no campo aplicado de até 1,5T. Isto decorre da ausência de fase ferromagnética na condição inicial das chapas, ou seja, de martensita-a'.

Nos difratogramas da Figura 4.2 é observada ainda pequena quantidade de martensita-e ( $2\theta = 42$  e  $43^\circ$ ). A contribuição desta microestrutura sobre o comportamento magnético das chapas é baixa em virtude da sua pequena fração volumétrica, em comparação com a austenita. Tanto a austenita quanto a martensita-e apresentam comportamento paramagnético, e a presença destas fases em maiores quantidades tende a reduzir a intensidade de saturação magnética das chapas.

Conforme pode ser observado na Figura 4.4, as chapas apresentaram tamanhos de grãos austeníticos próximos (25 e 24 $\mu$ m para o 304H e 304N, respectivamente), sem diferenças significativas entre eles e, portanto, não sendo considerados nestas análises. De qualquer modo, conforme apontado por Iwamoto et al. (2000), Ehab et al. (1999) e Andrade (2006), tamanhos de grão austeníticos maiores, combinados com uma menor EFE contribuem para o aparecimento de martensita-a'. Isto pode ser observado na equação 2.5.7 proposta por e Ohara et al. (2002), onde tamanhos de grãos austeníticos menores tendem a reduzir a temperatura  $M_{d30}$  das ligas.

## 4.2 EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E EFE SOBRE AS MID

É bem estabelecido que um dos fatores importantes para a boa conformabilidade de aços inoxidáveis austeníticos é a transformação da austenita metaestável em martensita durante a deformação (Nakada et al., 2004; Jacques et al., 2000, Nishimura et al., 2003). Neste sentido, a composição química, a quantidade de deformação plástica e a temperatura de conformação, são os principais parâmetros que controlam a fração volumétrica da martensita induzida por deformação nestes aços. Desta forma, pequenas variações na composição química das chapas podem promover grandes alterações no comportamento da transformação da austenita em martensita, quando esforços externos são aplicados (Spencer et al, 2004, Andrade et al., 2004).

Na Tabela 3.1 são mostradas as diferenças nas composições químicas dos materiais, as quais conferem diferentes comportamentos mecânicos nas chapas avaliadas. Isto decorre da interação entre os elementos químicos, que interagem e podem ativar ou não os vários sistemas de deslizamento atômico no material. Neste sentido, vale fazer um breve comentário sobre o efeito destes elementos, principalmente frente a alterações da temperatura  $M_{d30}$  dos aços 304H e 304N (este último com 1,5%Cu).

Embora, como já citado, as diferenças de composição química seja pequena entre os aços 304N e 304H (com exceção do Cu), ela promove uma significativa alteração na temperatura  $M_{d30}$ . Isto pode ser evidenciado pela equação (2.5.6) proposta por Ohara (2002), onde se obteve as temperaturas  $M_{d30}$  de 18°C e -7,6°C, para os aços 304H e 304N, respectivamente. O aço 304H por apresentar uma temperatura  $M_{d30}$  maior, apresentaria uma maior facilidade para a formação de martensita-e e a' em temperatura ambiente quando deformado, em comparação ao aço 304N.  $M_{d30}$  maior indica uma maior instabilidade da austenita, haja vista que a sua transformação é possível até temperaturas maiores, facilitando a formação de MID.

O níquel e o carbono atuam como estabilizadores da austenita, sendo este último um forte elemento endurecedor da matriz. Porém, teores de carbono mais elevados geralmente são evitados nos aços inoxidáveis austeníticos, pois apesar deste elemento aumentar a resistência mecânica das chapas, tende a reduzir a resistência à corrosão, devido ao fenômeno de sensitização (Padilha, 1996). Quando maiores níveis de resistência mecânica são desejados, adições de maiores teores de N são empregados, já que este elemento também apresenta forte efeito endurecedor (ACESITA, 2006, Pickering et al, 1978), sem entretanto, reduzir a resistência à corrosão.

As diferenças no efeito dos elementos de liga decorrem da maior distorção promovida pelos elementos intersticiais (C e N), quando comparado aos elementos substitucionais (Ni, Cr, Cu, Mn), na rede cristalina da austenita (CFC). Os elementos intersticiais causam deformações assimétricas no reticulado do ferro, dificultando a movimentação de discordâncias pelos planos cristalinos, contribuindo também para o aumento do número de discordâncias nas chapas (Reed Hill, 1982).

A chapa do aço 304N apresenta um teor de cobre em torno de 1,5% maior que a chapa do aço 304H. Este elemento tem moderado efeito sobre o comportamento de endurecimento das chapas. Ele atua diretamente na formação de falhas de empilhamento, na distribuição de discordâncias e, por conseqüência, contribuindo no aumento da energia de falha de empilhamento do material (tal como o níquel) (Nakada et al., 2004). Isto colabora para a maior EFE verificada no aço 304N em comparação ao 304H (Tabela 4.1).

Conforme pode ser observado nos difratogramas das Figuras 4.9, 4.15 e 4.17, o aço 304N sob diferentes condições de deformação, apresenta uma menor quantidade de martensita- $\epsilon$  e de martensita  $\alpha'$ . Isto se deve, em parte, ao maior teor de cobre e de níquel deste aço, em relação ao 304H, conforme já discutido. Adições de Ni e Cu tendem a aumentar a energia de falha de empilhamento dos aços, sendo o efeito do Cu duas vezes maior que o do Ni (Spencer et al., 2000). Além disso, conforme apontado por Choi e Jin (2000), o aumento na energia de falha de empilhamento contribui para a supressão da formação de martensita- $\epsilon$ .

De modo a ter-se um valor aproximado da EFE das chapas, os dados disponíveis na Tabela 2.2.1 (Hetzberg, 1996) e as diferenças de EFE encontradas entre o aço 304H e o 304N (com cobre) (Tabela 4.1) foram utilizados. Os valores encontrados foram iguais a  $\sim 20\text{mJ/m}^2$  e  $\sim 27\text{mJ/m}^2$ , para os aços 304H e 304N, respectivamente. A baixa energia de falha de empilhamento verificada nas duas chapas contribui para que deformações ocorram principalmente por escorregamento planar (*planar glide*) (Hosford, 1996).

Além da EFE, a transformação da MID dependerá da própria resistência da austenita à deformação (Bhadeshia, 2006; Dai et al., 2004). Segundo Dai et al. (2004), quanto maior a energia de falha de empilhamento e/ou resistência da austenita, maior será a tensão necessária para a formação de martensita induzida por deformação. A contribuição destes fatores pode ser indicada pela expressão (Dai et al., 2004):

$$\text{CRSS} = A.EFE + B.\sigma_{0,2}^{\gamma}$$

Onde: CRSS representa uma tensão cisalhante crítica para a formação de martensita, A e B são constantes e  $\sigma_{0,2}^{\gamma}$  é resistência mecânica da austenita. Assim, de acordo com essa expressão e

sob o ponto de vista de redução de energia livre, quanto menor o valor de CRSS, mais fácil seria a obtenção de martensita induzida por deformação. Isto explica o comportamento observado no aço 304H, que apresenta uma menor EFE, o que favorece a formação de martensita-a' durante a sua deformação.

Os difratogramas das Figuras 4.15 e 4.17 mostram as fases obtidas nas amostras sob diferentes condições de deformação, indicando a presença de pequena quantidade de martensita-e, tanto em condições de baixas e altas deformações. Porém, sempre em quantidades menores que a da martensita-a'.

Isto sugere que a seqüência de formação de martensita induzida por deformação neste aços obedece a seqüência  $\gamma \rightarrow$  martensita-e  $\rightarrow$  martensita-a', sendo a martensita-a', formada principalmente nas intersecções das "ripas" de martensita-e. Isto é sugerido no trabalho de Takahashi et al. (2001), verificando-se isto principalmente em grandes deformações e temperaturas abaixo de  $M_{d30}$ . Porém, nas chapas avaliadas, dois pontos devem ser considerados inicialmente: primeiro, os ensaios de deformação foram realizados em temperatura ambiente ( $\sim 18^\circ\text{C}$ ) – ou seja, acima do  $M_{d30}$  do aço 304N e próxima do  $M_{d30}$  do aço 304H. Segundo, a taxa de deformação utilizada nos ensaios foi baixa, na ordem de  $10^{-3}/\text{s}$ .

Estas condições dificultam a formação de martensita-e, principalmente para o caso do aço 304N ( $M_{d30}=6,8^\circ\text{C}$ ) em baixos níveis de deformação. Temperaturas mais baixas e/ou velocidades de deformações maiores (Ortde, 2003), tenderiam a contribuir para a MID. Neste caso, sugere-se que a martensita-a' presente nas chapas deformadas do 304N e do 304H, tenha se formado principalmente a partir de regiões com acúmulo de discordâncias e não exclusivamente, da interseção das martensitas-e, conforme sugerido por alguns autores (Spencer et al., 2004, Takahashi et al., 2001).

Isto está de acordo com os trabalhos de Byin et al. (2001) e Byin et al. (2002), que indicam que em deformações na temperatura ambiente ou abaixo, a formação martensita-e ocorre ao longo das falhas de empilhamento, e a nucleação de martensita-a' pode estar associada com o empilhamento de discordâncias em locais submetidos a altas tensões durante a deformação. Tal comportamento também é verificado no trabalho de Olson et al. (1975), que sugere que como a deformação aplicada produz um aumento na quantidade de defeitos cristalinos na austenita, em particular do número de discordâncias, isto auxiliaria no aumento do número de locais para o início da transformação martensítica. Ainda, segundo Olson et al. (1975), as intersecções das bandas de cisalhamento na austenita metaestável servem como sítios efetivos para a nucleação da martensita induzida por deformação.

Quanto ao efeito da temperatura, a sua redução na deformação tem efeito equivalente a uma redução da energia de falha de empilhamento das chapas (Spencer, 2004). Isto favorece o aumento das falhas de empilhamento e a transformação da austenita (CFC) para martensita- $\epsilon$  (HC), com os planos  $(111)_\gamma // (0001)_\epsilon$ .

### **Propriedades Mecânicas em Tração**

Na Tabela 4.2, pode-se observar os resultados obtidos no ensaio de tração dos dois aços estudados. Nesta Tabela observa-se que o aço 304H apresentou dureza e limite de resistência em tração em torno de 15% maior que a do aço 304N. Quanto ao limite de escoamento, a diferença observada ficou em torno de 3%. Estas diferenças são decorrentes da interação entre os elementos de liga presentes em ambos os aços, em particular do N, Si, Ni, Cu e Cr. Porém, como a diferença dos teores destes elementos nos dois aços é pequena, elas contribuiriam para uma diferença de apenas 0,02MPa no limite de escoamento destes aços (Pickering, 1978; Gonzalez et al, 2003).

Porém, deve ser observado que as pequenas diferenças encontradas entre os limites de escoamento dos dois aços estão dentro do erro experimental do ensaio, que foi de ~3,4%, o que poderia interferir nos resultados. Tal fato dificulta a identificação precisa do efeito dos elementos citados, principalmente pela sua pequena contribuição na elevação da resistência das chapas.

Além disso, como os tamanhos de grão austenítico dos aços são próximos, diferenças significativas no limite de escoamento não seriam esperadas (Dieter, 1982).

Deve-se salientar ainda que a contribuição da martensita induzida por deformação no limite de escoamento destes aços é baixa, já que este parâmetro foi definido para deformações iguais a 0,2% ( $LE_{0,2\%}$ ), a qual é insuficiente para induzir uma quantidade de martensita que contribua significativamente na elevação da resistência mecânica das chapas.

Quanto ao maior limite de resistência verificado para o aço 304H (719MPa) em relação ao 304N (630MPa), este se deve a interação dos elementos de liga e ao endurecimento causado pelo aumento da densidade de discordâncias. Além disso, em virtude deste aço possuir maior  $M_{d30}$ , apresenta uma maior tendência à formação de martensita induzida, principalmente nos níveis mais altos de deformação (Gonzalez et al., 2003; Pickering, 1978).

#### 4.2.1 Encruamento e taxa de endurecimento

Para a avaliação do comportamento de endurecimento dos aços 304H e 304N durante a deformação, foi construído, a partir dos resultados obtidos no ensaio de tração (Figura 4.5), o gráfico apresentado na Figura 4.7, que indica a variação do expoente de encruamento ( $n$ ) com os incrementos de deformação.

À medida que as chapas são deformadas, ocorre um gradativo aumento no expoente de encruamento das mesmas. Porém, a partir de 0,10 de deformação, o expoente de encruamento praticamente estabiliza no aço 304N, enquanto que para o 304H continua a aumentar. Tal comportamento se deve a maior intensidade das transformações de fase induzidas por deformação no aço 304H, quando comparado ao comportamento do expoente de encruamento do 304N. Além disso, deve-se notar que em virtude da maior energia de falha de empilhamento apresentada pelo 304N, há uma conseqüente redução da sua taxa de endurecimento, a qual pode ser observada na Figura 4.7.

Isto pode ser comprovado também pelos níveis de dureza observados nas chapas deformadas em tração até a sua ruptura, onde foram obtidas microdurezas iguais a 366HV e 460HV para o 304N e 304H, respectivamente, na região de fratura. Na Figura 4.7, pode-se observar que o aço 304N apresenta uma região constante, com  $n \approx 0,4$  entre 0,1 a 0,3 de deformação e, a partir deste valor, o encruamento tende a aumentar até o valor máximo de 0,52. Para baixas deformações (inferiores a 0,12), o comportamento de encruamento foi equivalente para ambos os aços estudados, mas ainda assim, o aço 304H apresentando os maiores valores.

Deve-se notar ainda que a direção de laminação (D.L.) também afeta o comportamento de  $n$ , sendo que para direções perpendiculares a ela há uma maior tendência ao aumento do encruamento, comparado a direção paralela a D.L. Isto decorre da maior facilidade de escorregamento dos planos a  $0^\circ$  que a  $90^\circ$  da D.L., devido ao pré-alinhamento cristalino das chapas na direção de deformação, neste caso, no tracionamento. Conforme apresentado por Pickering (1987), um alinhamento inicial (ou pré-textura) antes da conformação interfere na conformabilidade das chapas, alterando também o valor de  $n$ , e conseqüentemente, na sua taxa de endurecimento. Porém este efeito é pequeno nas chapas estudadas, como pode ser observado pelo valor de  $\Delta R$  e  $\bar{R}$  na Tabela 4.2. Tanto o aço 304H quanto o 304N apresentaram baixos valores de  $\bar{R}$  e  $\Delta R$ , o que é um indicativo de uma pequena anisotropia nas chapas.

Interessante notar que para baixas deformações, inferiores a 0,15, não se observa o efeito da direção de laminação no endurecimento das chapas. Porém, a partir deste valor verifica-se uma

maior diferença neste comportamento, principalmente para as direções perpendiculares a DL, o que contribui para o aumento de  $n$ . Deve-se notar que estas mudanças estão relacionadas ao aumento da quantidade de martensita, devido a maior deformação aplicada. De qualquer modo, pela maior estabilidade apresentada pelo aço 304N (e menor formação de  $a'$ ), verifica-se que o mesmo apresenta uma taxa de endurecimento constante até maiores deformações, o que é interessante no processo de deformação, já que isto pode inibir a formação de instabilidades plásticas na chapa.

Na Figura 4.6 pode-se observar que a taxa de encruamento é alta no início da deformação para as duas chapas, diminuindo rapidamente com a deformação na região entre 0 a 0,03. Nota-se também que a taxa de encruamento reduz rapidamente quando ela alcança o início da instabilidade plástica ( $e \sim 0,4$ ), onde a estricção do material inicia. Isto é indicado pelos pontos A e B na Figura 4.6, onde a interseção entre as curvas  $\sigma \times \epsilon$  e  $d\sigma/d\epsilon$ , corresponde ao limite de resistência do material, LR (Dieter, 1986; Meyers, 1998). Na região de deformação uniforme a taxa de formação de MID é pequena, já que as deformações são distribuídas mais homogeneamente no plano das chapas. Porém, quando ocorre a estricção, há um aumento da deformação em pontos localizados da chapa, contribuindo para o rápido aumento da quantidade de martensita- $a'$  naquela região. Se grande quantidade de martensita é formada, ocorrerá um grande endurecimento local, o que não permite nestas condições o desenvolvimento de plasticidade induzida por deformação (efeito TRIP) (Diani et al, 1995; Fisher et al., 1995).

Nas chapas avaliadas em tração verificou-se uma maior quantidade de martensita nesta região (estricção), como pode ser observado na Figura 4.8, com quantidades de martensita- $\alpha'$  em torno de 40% e 50% para o aço 304N e 304H, respectivamente. A maior quantidade de martensita- $a'$  formada no aço 304H é resultado de uma maior taxa de endurecimento durante a deformação. As diferenças na taxa de endurecimento podem ser observadas na Figura 4.7, a qual indica uma taxa ( $dn/de$ ) praticamente constante para o aço 304H ( $\sim 0,8$ ) durante a deformação. O mesmo não ocorre para o aço 304N, que apresenta uma redução na taxa de encruamento a partir de 0,12 de deformação, ficando em  $\sim 0,28$ . Esta menor taxa contribuiu para que o aço 304N apresentasse uma maior deformação uniforme, quando comparado ao 304H.

Estes resultados estão de acordo com os trabalhos de Tourki et al. (2004) e Odette (2002), os quais estudaram o comportamento mecânico de aços inoxidáveis austeníticos, indicando que as maiores deformações uniformes nestes aços são obtidas quando a taxa de endurecimento situa-se em torno de 0,20.

A chapa de aço 304H apresentou maior endurecimento, devido a menor EFE quando comparada ao 304N (Figura 4.5). Quando a energia de falha de empilhamento é baixa, o deslizamento cruzado é dificultado (Simoneau et al., 1987), e por este motivo, ocorre um maior encruamento nas chapas no momento de sua deformação. Além disso, os valores mais baixos de EFE resultam em uma distribuição mais homogênea e em menor número de células de discordâncias. Disto resulta uma maior resistência mecânica e maior suscetibilidade das chapas à formação de martensita induzida por deformação (Procopiak et al., 2000; Simoneau et al., 1987).

#### **4.2.2 Alongamento / Ductilidade**

Na Tabela 4.2 e Figura 4.6 observa-se que as chapas avaliadas apresentam grandes deformações uniformes, com 53% para o aço 304H e 64% para o aço 304N. Estes grandes alongamentos permitem a utilização destas chapas na fabricação de peças que necessitam de grandes deformações, principalmente em condições de estiramento.

De uma forma geral, os aços inoxidáveis austeníticos mostram excelente deformação uniforme, inclusive em baixas temperaturas (Schedin, 2001, Dai et. al., 2004). Esta excelente deformação uniforme está relacionada aos vários mecanismos de deformação, que dependem da energia de falha de empilhamento apresentada por estes materiais.

Como observado, o aço 304N apresentou uma deformação maior, quando comparado ao 304H. Este maior alongamento deve-se ao fato de que, assim que a deformação é aplicada nas chapas, uma determinada quantidade de martensita induzida começa a ser formada, aumentando a resistência mecânica da chapa, principalmente na sua espessura. Isto produz um aumento na taxa de encruamento para um nível muito acima daquele obtido em um aço de maior estabilidade (menor  $M_{d30}$ ) sob as mesmas condições de deformação. O ganho no endurecimento promovido pela martensita formada contrabalança a deformação localizada nas chapas, retardando a estricção e desta forma, podendo induzir plasticidade adicional ao material. Ou seja, produz uma plasticidade induzida por deformação ou efeito TRIP (Fisher, 1992, Fisher et al., 1977).

Conforme sugerido por Pickering (1987), Byun et al. (2004) e Spencer (2004), a máxima ductilidade nas chapas pode ser obtida por uma redução da energia de falha de empilhamento, a um nível adequado para manter o efeito TRIP até maiores deformações. Isto porque, não é desejável que a transformação induzida por deformação finalize logo após a aplicação de pequenas deformações plásticas; se isto ocorrer, as chapas tenderiam a

desenvolver precocemente a instabilidade plástica, e por conseqüência uma baixa ductilidade. Este comportamento é verificado para o aço 304H, o qual apresentou uma deformação uniforme menor em relação ao 304N, devido a maior tendência ao endurecimento. Porém, EFE muito baixas podem reduzir a deformação do material. Como exemplo, poderia ser ainda citado o aço AISI 301 (EFE  $\sim 5\text{mJ/m}^2$ ), que apresenta austenita mais instável, comparado ao 304N e 304H (Pickering, 1987). Este aço apresenta baixa ductilidade em virtude do rápido endurecimento obtido nos estágios iniciais de deformação pela formação de martensita- $\alpha'$  (Mészáros et al, 2005; Nagy et al., 2004). Assim, para obter um maior alongamento total, sugere-se manter alta a taxa de encruamento durante a deformação, inclusive durante o desenvolvimento da estrição das chapas.

Na Figura 4.19, pode ser observada que a proporção de martensita- $\alpha'$  é pequena com deformações até 0,20 para o aço 304H e 304N. Entretanto, para deformações maiores, o aço 304H tende a apresentar rapidamente maiores quantidades de martensita, quando comparado ao 304N. De acordo com o trabalho de Llewellyn et al. (1997) em aços inoxidáveis austeníticos, a maior deformação uniforme seria obtida quando uma proporção adequada de martensita é formada com os incrementos de deformação. Em seu trabalho, quantidades transformadas entre 2 a 6% para deformações até 0,2, promoveriam maiores alongamentos trativos nas chapas.

Odette et al. (2002) sugere ainda que, como na estrição ocorrem variações de geometria e dos estados de tensões, estes podem ativar sistemas de escorregamento e discordâncias adicionais ou, mesmo, outros mecanismos de deformação. Tal comportamento poderia auxiliar a manter uma alta taxa de endurecimento na direção do carregamento, a qual geralmente diminui durante a deformação uniforme.

A indução de martensita durante estágios avançados de deformação, inclusive na estrição das chapas (próximo a sua condição de ruptura), poderia retardar a propagação de trincas através do material. Isto porque na região das “pontas” das trincas gera-se uma alta concentração de tensões e deformações, o que poderia induzir a transformação de martensita- $\alpha'$ . A formação de martensita- $\alpha'$  aumentaria a resistência mecânica local, dificultando a deformação na ponta da trinca e, assim, retardando a sua propagação. Isto poderia contribuir para um maior alongamento das chapas.

A maior deformação uniforme verificada para o aço 304N (em torno de 9% maior que a do aço 304H) foi observada tanto em condições de carregamento trativo, quanto também para outras condições de carregamento, conforme pode ser observado na Figura 4.14. Este comportamento deve-se também ao mais baixo limite de escoamento do aço 304N (290MPa) que o 304H (300MPa) e também a sua menor tendência ao endurecimento durante a

deformação, conforme já discutido acima. Ainda, nas curvas de taxa de endurecimento da Figura 4.6, observa-se que entre 0,12 a 0,4 de deformação há um maior endurecimento no aço 304H do que no 304N. Neste intervalo de deformações, verificou-se também que o 304N apresenta uma redução no endurecimento aproximadamente constante até o início da estricção (ponto B da figura), o que não ocorre com o 304H, que apresenta uma rápida redução nesta condição (ponto A). Isto sugere que uma taxa de endurecimento menor e constante é benéfica no sentido de aumentar a deformação uniforme, principalmente nas deformações próximas a estricção.

#### Coeficientes de Anisotropia - $\bar{R}$ e $\Delta R$

As chapas de aço 304N e 304H apresentaram um coeficiente de anisotropia normal,  $\bar{R}$ , próximo de 1. Estes baixos valores de  $\bar{R}$  indicariam baixa resistência ao afinamento das chapas durante a sua conformação, quando estas são comparadas aos aços de baixo carbono, que comumente apresentam valores de  $\bar{R}$  entre 1,5 e 2 (ASM Handbook v.8, 2002), o que resultaria em baixas deformações uniformes.

Entretanto, os baixos valores de  $\bar{R}$  das chapas de aço 304H e 304N são compensados pelas maiores taxas de endurecimento durante o processo de deformação, conforme pode ser observado na Figura 4.7. Deve-se destacar que o valor do expoente de encruamento  $n$ , obtido para os aços 304N e 304H são muito maiores que aqueles obtidos para os aços carbono, comumente na faixa de 0,1 a 0,15 (Dieter, 1984). Este maior valor de  $n$  contribui para aumentar a resistência na espessura durante a deformação e, com isso, retardar um rápido afinamento das chapas naquela direção. Disto resultam maiores deformações uniformes nas chapas avaliadas (53,9% e 62,4%, para o 304N e 304H, respectivamente).

Os valores de  $\Delta R$  para as chapas foram iguais a 0,6 e 0,26 para o aço 304H e 304N, respectivamente. Estes resultados indicam uma maior tendência da chapa de 304H a formação de orelhamento (*earing*) no processo de estampagem (Magnabosco, 1993).

#### Curvas de Limite de Conformação - Efeito do modo de deformação

A conformabilidade das chapas depende tanto das variáveis intrínsecas ao material, quanto também das condições de carregamento em que as chapas são expostas. Uma destas variáveis é o modo de carregamento, o qual pode promover níveis de deformação variáveis em

função de como as tensões aplicadas são combinadas e, logicamente da sua magnitude (Evangelista, 2000; Doedje et al., 1997; Chang et al., 1994).

Como o ensaio de Nakazima permite, através da mudança das larguras das chapas, simular diferentes condições de carregamento, pôde-se verificar o comportamento das chapas de aço 304H e 304N tanto sob condições de tração-tração como de tração-compressão.

Os resultados obtidos podem ser observados nas Figuras 4.11 a 4.14, que apresentam as curvas de limite de conformação (CLC) para os aços 304N e 304H. Como observado, o aço 304N apresentou maiores deformações sob diferentes condições de deformação (e CLC), quando comparado ao aço 304H. A maior CLC apresentada pelo 304N é um indicativo de sua melhor conformabilidade.

Como pode ser observado nas Figuras 4.12 e 4.13, as curvas de limite de conformação apresentadas para as chapas de 304H e 304N, mostram a dependência da máxima deformação obtida com a condição de carregamento.

Como pode ser observado na Figura 4.14, a chapa de aço 304N apresenta uma curva de limite de conformação mais alta, quando comparada ao 304H, indicando uma melhor conformabilidade para diferentes condições de carregamento, ou seja, com a relação de deformações  $\beta$  variando de  $-1/2$  a  $+1/2$ .

Com a mudança de  $\beta$ , o modo de carregamento é alterado, passando de condições de deformação de tração-compressão, para tração-tração. Assim, dependendo do modo em que estas solicitações são combinadas, pode-se ter uma variação na deformação final das peças estampadas. Entretanto, além do ponto de vista mecânico sob a distribuição dos esforços aplicados que alteraram a ductilidade do material, deve ser considerado também o aspecto microestrutural, já que estas variações afetam a distribuição de defeitos cristalinos e o comportamento da transformação da martensita induzida por deformação. Conforme já discutido, as maiores deformações são também decorrentes de taxas de endurecimento adequadas, obtidas a partir da combinação dos parâmetros microestruturais e mecânicos das chapas (*n*, *R* e *MID*).

Vários pesquisadores (Lebedev et al., 2000; Heker et al., 1982; Kosarchuk et al., 1989) têm apresentado que, além do efeito da composição química e temperatura, o estado de tensões desenvolvido nas chapas têm forte influência sobre o processo de transformações de fase dos aços metaestáveis. Entretanto, poucos trabalhos explicam o efeito dos estados de tensão (e de deformação) sobre as transformações martensíticas durante a deformação (Fisher et al., 1992; Fisher et al., 1998; Hadjia et al., 2002; Kuroda et al., 2000). Destaca-se ainda que grande parte

dos trabalhos estão restritos a deformações sob condições de laminação e de tração, possivelmente em virtude da facilidade de realização dos experimentos.

Neste sentido e, conforme inicialmente apontado, além do ensaio de tração, foi utilizado o ensaio de Nakazima para produzir diferentes condições de deformação, através da mudança das larguras das chapas ou da altura das calotas deformadas, sendo os resultados mostrados na Figura 4.24. A variação nas larguras das chapas permitiu a mudança das condições de carregamento do aço 304H e 304N, alterando-se desde um  $\beta=-1/2$  até um  $\beta=1$  e, o acompanhamento das transformações martensíticas.

Para facilitar a avaliação do efeito das condições de deformações sobre as transformações martensíticas, foi calculada a deformação efetiva,  $e_{eff}$ , para cada caminho de deformação,  $\beta$ . O valor da deformação efetiva resulta da combinação das deformações principais em determinadas condições de carregamento (eq. 2.1.33).

Na Figura 4.29 pode ser observado o efeito da mudança do modo de deformação e deformação efetiva  $e_{eff}$ , sobre a redução na espessura, representada pela deformação  $e_3$ . Como pode ser observado no diagrama, quando o modo de deformação encontra-se sob uma condição de carregamento tração-tração, há uma redução significativa da espessura da chapa, a qual atinge uma deformação igual a  $2.e_1$  na espessura, quando  $\beta = 1$ .

No sentido de verificar o comportamento da martensita induzida por deformação (MID) sob diferentes condições de carregamento, foram selecionados três caminhos de deformação,  $\beta=-1/2$ , 0 e  $1/2$ , de onde foram retiradas amostras para a avaliação microestrutural.

As micrografias da Figura 4.21 mostraram que a quantidade de martensita-a' é alterada com a mudança do caminho de deformação, em níveis de deformação aplicadas equivalentes. O comportamento foi equivalente entre os aços 304H e 304N.

Entretanto, como esperado, a quantidade de martensita-a' é maior para o aço 304H, como pode ser observado na Figura 4.30b para os três caminhos de deformação avaliados ( $\beta=-1/2$ , 0 e  $1/2$ ), e diferentes níveis de deformação (indicado pela altura das peças produzidas como rasas, intermediárias e máximas deformações).

Na Figura 4.30c pode-se observar que quando o carregamento passa para uma combinação de tração-tração, há uma maior formação de martensita-a', o que promove um maior endurecimento no material.

Como a transformação de  $\gamma \rightarrow a'$  envolve um aumento de volume, esta mudança de fase ocorre com maior facilidade em condições que favoreçam a expansão do reticulado cristalino, o que é obtida em condições de carregamentos trativos (Padilha, 1996). Outro fato que deve ser apontado é que, quando o modo de deformação encontra-se sob tração-tração,

pode-se ter uma maior redução na espessura das chapas (deformação em  $e_3$ ) o que promove um maior encruamento na sua seção transversal.

Este comportamento pode ser observado na Figura 4.20, a qual mostra níveis mais altos de microdureza nas regiões de maior redução de espessura.

Na Figura 4.33 pode ser observado que as chapas submetidas a condições em que predominam tensões de tração-tração há uma maior saturação magnética e endurecimento, tanto para as chapas de aço 304H e 304N. Porém, nesta última com menor proporção de martensita- $\alpha'$  formada. Deve ser destacado que, com a alteração das condições de carregamento, o número de sistemas de deslizamento disponíveis é alterado. Sob condições de carregamento biaxial, conforme aponta Raj et al. (1999), há uma maior redução destes sistemas, o que contribui para o aumento de discordâncias, bem como para a formação de martensita  $\alpha'$ .

As microestruturas dos aços deformados sob as condições comentadas acima (variando  $\beta$ ), são mostradas nas Figuras 4.25 a 4.28. Na Figura 4.27 e 4.28 pode ser observado esquematicamente (setas) que com a mudança no modo de carregamento e do nível de deformação há uma aumento da martensita- $\alpha'$ .

Na Figura 4.16 e 4.17 pode ser observada a presença martensita- $\epsilon$ , em quantidades inferiores a da martensita- $\alpha'$ . Infelizmente, as micrografias apresentadas nas Figuras 4.25 e 4.26 não mostram de modo claro a presença da martensita- $\epsilon$ . Porém, através de observações diretas das amostras no microscópio óptico, verificou-se a presença desta fase em maiores proporções nas amostras com  $\beta = -1/2$  do que nas amostras com  $\beta = +1/2$ .

Isto se deve ao fato da formação de martensita- $\epsilon$  ser favorecida por esforços de compressão, já que a transformação de  $\gamma \rightarrow \epsilon$  sofre uma contração de volume no reticulado cristalino. Assim, seria esperado uma maior quantidade de martensita- $\epsilon$  em condições onde  $\beta < 0$ . Em outras palavras, onde um dos esforços atuantes na deformação fosse compressivo.

A redução na quantidade de martensita- $\epsilon$  das chapas avaliadas nestas condições de deformação pode ser explicada também pelos trabalhos de Cetlin et al.(2003) e Mészáros et al. (2005). Cetlin et al. (2003) apontam que as deformações assimétricas desenvolvidas nas chapas produzem mais baixo encruamento, quando comparadas a carregamentos puramente trativos. Segundo Mészáros et al. (2005), as frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  em aços austeníticos metaestáveis tendem a ser maiores em laminação (deformação plana) do que quando deformados em condições de tração. Isto justificaria a menor quantidade de martensita- $\epsilon$ , já

que a martensita- $\alpha'$  tende a se formar a partir da interface destas estruturas, principalmente em maiores níveis de deformações aplicadas.

Salienta-se ainda que o aço 304H apresentou maior quantidade de martensita- $\varepsilon$  que o 304N sob as diferentes condições de deformação. Esta maior quantidade de martensita- $\varepsilon$ , de acordo com o que exposto nos tópicos anteriores, se deve a mais baixa energia de falha de empilhamento do aço 304N, e conseqüentemente a sua menor  $M_{d30}$ . Deve-se ressaltar ainda que alguns autores (Lebedev, 2000; Nakada, 2004) sugerem que a martensita- $\alpha'$  se forma a partir da seguinte reação  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ , e deste modo, consumindo toda a martensita- $\varepsilon$  já em baixos níveis de deformação. Porém, conforme verificado nos difratogramas das Figuras 4.15 e 4.17, pôde-se observar a presença desta fase nas diferentes condições de deformação, porém com redução de sua quantidade em deformações efetivas maiores.

Embora, as quantidades de martensitas- $\varepsilon$  e  $\alpha'$  induzidas sejam diferentes para os aços 304N e 304H, sob condições de deformação equivalentes, o comportamento para a formação destas fases deve ser semelhante. Este comportamento é indicado na Figura 4.31 pela curva de ajuste entre o endurecimento e a deformação aplicada. Como pode ser observado, as curvas apresentaram inclinações semelhantes para os dois aços analisados.

Isto pode ainda ser confirmado pela relação entre o endurecimento das chapas e a quantidade de martensita- $\alpha'$  formada, Figura 4.32. As curvas que representam a proporção de martensita- $\alpha'$  aumentam de forma equivalente para as duas chapas, embora com quantidades diferentes. Como pode ser observado a partir desta curva, em deformações  $e_{eff} < 0,25$ , há pouca martensita- $\alpha'$  formada, porém, como pode ser observado na curva de endurecimento (dureza), a um gradativo aumento de sua resistência mecânica. Isso sugere que para deformações inferiores a 0,25, a maior contribuição no aumento da resistência deve-se ao encruamento das chapas, promovido pelo aumento na quantidade de discordâncias e formação de martensita- $\varepsilon$ . Isto está em concordância com as observações de Gonzáles et al. (2002), que afirmaram que somente deformações acima de 0,2 seriam significativas para induzir uma maior proporção de martensita- $\alpha'$ .

#### Contribuição da MID sobre a conformação das chapas

As transformações martensíticas induzidas por deformação podem contribuir para o aumento da máxima deformação uniforme das chapas. Isto significa, a nível prático, em obter peças com maiores deformações, sem a ocorrência de defeitos.

Conforme pode ser discutido nos trabalhos de Fisher (2000), Spencer et al (2000) e Gonzalez et al (2000), a quantidade de martensita formada deve ser controlada durante a deformação, de modo a se promover o efeito de plasticidade induzida por deformação. Aços que apresentam austenita metaestável podem apresentar transformações induzidas por deformação, dependendo do seu nível de instabilidade e grau de deformação aplicada. Aqueles aços que apresentam altas taxas de endurecimento nos estágios iniciais de deformação, não apresentam o efeito TRIP. Estes aços apresentam uma rápida formação de martensita que endurece rapidamente o material, reduzindo em um curto espaço de tempo a sua ductilidade total (Tourki et al.,2004),

Entretanto, quando a transformação da martensita induzida por deformação ocorre de modo gradativo, e, em proporções adequadas com o aumento da deformação, o efeito TRIP pode ocorrer. O gradativo endurecimento obtido restringe a localização da deformação na espessura das chapas, retardando o aparecimento da estricção. Como consequência, maiores deformações uniformes são obtidas.

Os aços 304H e 304N quando sujeitos a grandes deformações, tem seu comportamento fortemente modificado pela transformação martensítica induzida por deformação. Isto pode ser observado na Figura 4.24, a qual mostra que as maiores alturas das amostras foram obtidas para o aço 304N, resultado direto da maior estabilidade da austenita e menor nível de endurecimento durante a sua deformação.

O modo de deformação tem importante efeito sobre as transformações da martensita induzida nos aços 304H e 304N. As condições em que prevaleceram tensões trativas e/ou com grandes deformações ao longo da espessura das chapas, tenderam a formar maior quantidade de martensita- $\alpha'$ , aumentando significativamente a sua resistência mecânica. O maior endurecimento causado no aço 304H, em relação ao mesmo nível de deformação aplicado ao 304N, contribui para a redução do seu alongamento uniforme. Tal comportamento pode ser observado pela menor CLC apresentada por este aço.

Segundo Tourki et al. (2004) e Tomita et al (1995), a martensita- $\alpha'$  apresenta maior contribuição no endurecimento destas chapas, tendo também maior influência sobre a sua ductilidade dos aços inoxidáveis austeníticos. Ainda, segundo Sinha, 2003 e Tourki, 2004, a martensita- $\epsilon$  têm fraca influência sobre o endurecimento das chapas, já que apresenta-se comumente em pequenas quantidades e/ou em baixos níveis de deformação.

O efeito da redução da espessura das chapas sobre o alongamento total dos aços 304N e 304H pode ser observado na Figura 4.29. Conforme pode ser observado no lado direito deste

diagrama, observa-se que a combinação de deformações positivas ( $\varepsilon_1$  e  $\varepsilon_2$ ) promove uma rápida redução da espessura,  $\varepsilon_3$ . Esta redução produziu um rápido endurecimento das chapas pela maior formação de martensita- $\alpha'$ , comparativamente ao lado esquerdo da CLC. Isto contribuiu para a redução das máximas deformações nas duas chapas avaliadas e, conseqüentemente, a falha em níveis mais baixos de conformação.

O efeito da MID nas chapas pode ainda ser observado na Figura 4.20. Nesta Figura é apresentada a variação da espessura do corpo-de-prova de 215mm de aço 304H e 304N, deformado até a sua ruptura no ensaio de Nakazima. Como pode ser observado, a redução da espessura no aço 304N ocorre de modo mais gradativo, inclusive na região de falha da chapa. Já para o corpo-de-prova de aço 304H, a mudança de espessuras entre as regiões com falha (posições 2 a 5) e afastado da falha (acima da posição 5) é muito mais abrupta, evidenciando o rápido aparecimento da estrição nesta chapa.

Com o rápido endurecimento da chapa devido a formação de martensita- $\alpha'$  (Figura 4.20), há uma perda da capacidade do aço 304H de restringir o aparecimento da estrição. Este comportamento contribui para a redução na sua deformação uniforme. Já para o aço 304N, o nível de endurecimento observado é menor, permitindo uma distribuição mais homogênea da deformação em menores deformações aplicadas.

Deve ser salientado ainda que, como o aço 304H tem uma maior facilidade de formação de martensita- $\alpha'$ , ele rapidamente substitui a matriz austenítica de baixa resistência e boa ductilidade por outra mais resistente e de menor ductilidade. Isto também justifica o menor alongamento do 304H em relação ao 304N.

Embora, uma maior taxa de endurecimento resulte em uma rápida oposição à deformação localizada, retardando a concentração de deformações na chapa, outros mecanismos são responsáveis pela maior conformabilidade do aço 304N. Pode-se citar a maior dificuldade de formação de martensita induzida por deformação, indicada pelo  $M_{d30}$  deste aço, bem como a menor quantidade de elementos intersticiais, tais como o carbono e o nitrogênio. Isso favorece a movimentação de discordâncias pelo material reduzindo o seu nível de encruamento (resultado da maior EFE) e da menor quantidade de martensita- $\alpha'$  formada no início do processo de deformação, permitindo maiores níveis de deformação sem a ocorrência de falhas.

Por fim, pode ser observado nas curvas de limite de conformação dos aços 304H e 304N que, em condições de deformação plana e de estiramento foram obtidas as menores deformações nas chapas (principalmente em  $\varepsilon_1$ ).

Este comportamento é decorrente, como observado na Figura 5.29, da rápida redução da espessura das chapas nestas condições (maior deformação efetiva), a qual acelera a transformação de  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  ou  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , principalmente em altas deformações biaxiais. Conforme pode ser observada na Figura, a quantidade de martensita formada em condições de deformação biaxial pode chegar a duas vezes aquela obtida em deformação axial trativa. Assim, a formação de martensita tenderia a alcançar uma saturação em menores níveis de deformação. Maiores deformações aplicadas resultariam na redução da quantidade de martensita induzida por deformação.

Tal fato pode ser confirmado na Figura 4.32, a qual mostra que as curvas de transformação da martensita- $\alpha'$  estabilizam para deformações maiores que 0,55. Deve ser observado ainda que nestas condições há uma inversão das curvas do aço 304H e do 304N (em torno de 0,5), devido a menor quantidade de austenita para a transformação da MID do aço 304H.

# Capítulo 6

## 6. CONCLUSÕES

A conformabilidade das chapas de aço inoxidável austenítico metaestável depende de muitos fatores, tais como: a quantidade de deformação, temperatura, taxa de deformação, composição química e das transformações martensíticas induzidas por deformação. Estas últimas têm papel importante na conformação destas chapas, uma vez que além de propiciarem um aumento na resistência mecânica, em situações particulares podem elevar a ductilidade e alongamento do material.

Além disso, as transformações martensíticas podem ser relacionadas aos fatores que levam à condição de falha das chapas quando estas são deformadas. Isto porque com a ocorrência de instabilidade plástica nas chapas, haveria uma transformação de martensita de maior proporção principalmente para aços austeníticos de maior instabilidade química. Isto reduz a sua capacidade de distribuir as deformações naquela região, resultando na falha prematura das chapas durante a sua conformação.

Neste contexto e, de acordo com os resultados apresentados, verificou-se que o aço austenítico AISI304N (com cobre) apresentou uma deformação uniforme maior em relação ao aço AISI304H. Estes aços apresentam diferenças em sua composição química, sendo que a maior quantidade de cobre apresentada pelo AISI304N contribui para elevação da sua energia de falha de empilhamento.

A maior EFE apresentada pelo aço 304N (com cobre) contribui para a redução do seu comportamento de endurecimento durante a deformação, principalmente quando maiores deformações são aplicadas. O retardo no processo de indução da martensita, aliada a um efeito de transformação mais uniforme desta fase durante a deformação aplicada, permitiu um maior alongamento uniforme na chapa. Assim, com uma menor taxa de transformação de martensita- $\alpha'$  (que endurece o material e restringe o aparecimento da estricção) haveria nos estágios mais avançados do processo de deformação uma maior quantidade de austenita para ser deformada.

Como há uma maior dificuldade para a formação de martensita- $\alpha'$ , principalmente nos estágios iniciais de deformação, há uma maior disponibilidade de austenita para ser deformada e, eventualmente transformada para MID em maiores deformações. Isto contribui para o aparecimento da plasticidade induzida por deformação (ou efeito TRIP).

Tal comportamento não fora verificado nas chapas de aço 304H, as quais apresentaram maior instabilidade termodinâmica, caracterizada pela sua temperatura  $M_{d30}$ , que foi maior que a do aço 304N. O aço 304H apresentou uma quantidade de martensita induzida maior já em pequenas deformações, resultando em um rápido endurecimento das chapas e, menor contribuição do efeito TRIP.

Observou-se também que a martensita induzida por deformação não apresenta efeito significativo após a ocorrência da estrição das chapas, sendo que após o seu aparecimento há uma rápida ruptura.

Verificou-se também a ocorrência de martensita- $\epsilon$  na estrutura de ambas as chapas, sob diferentes condições e níveis de deformação. Segundo alguns autores (Tourki et al, 2004), a ocorrência desta fase seria verificada somente em baixos níveis de deformação.

Destaca-se ainda que condições de carregamento tração-tração há uma maior facilidade para a formação de martensita- $\alpha'$  do que em tração-compressão, o que contribui para o rápido endurecimento das chapas e redução da sua máxima deformação uniforme.

Quando tensões compressivas estão presentes durante a deformação das chapas, observou-se uma quantidade de martensita- $\epsilon$  maior que aquela verificada em condições com carregamentos puramente trativos. Isto resulta da facilidade de formação desta estrutura em condições em que há componentes compressivos, já que sua transformação envolve redução de volume.

De qualquer modo, as maiores contribuições sob as propriedades mecânicas das chapas de aço 304H e 304N foram verificadas com a formação da martensita- $\alpha'$ , não tendo a martensita- $\epsilon$  grande efeito sobre as propriedades mecânicas finais destas chapas, quando deformadas em temperatura ambiente.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Pode-se sugerir os seguintes trabalhos:

- A análise das mudanças das transformações de fase induzidas por deformação em diferentes caminhos de deformação, complementando as análises com análises utilizando microscopia eletrônica de transmissão, para um melhor detalhamento microestrutural.
- Modelamento mecânico da curva CLC, adotando-se como parâmetros o efeito da martensita induzida por deformação, principalmente para a previsão da condição de falha das chapas ensaiadas.
- Estudar as cinéticas de transformação induzida por deformações, também baseado em diferentes caminhos de deformação, quanto ao efeito da temperatura combinado aos estados de tensão a que as chapas são submetidas.

## 5 REFERÊNCIAS

ANDRADE, M. S.; GOMES, O. A.; VILELA, J. M. C. et al. Formability evaluation of two austenitic stainless steels. **J. Braz. Soc. Mech. Sci. & Eng.**, jan/mar., v. 26, n. 1, 2004.

ANGEL, T. Formation of martensite in austenitic stainless steels - effects of deformation, temperature and, composition. **Journal of the Iron and Steel Institute**. v. 177, p. 165-174, 1954.

ANNUAL Book of ASTM Standards. ASTM A370 E8, v. 03. 05, 1995.

ANNUAL Book of ASTM Standards. ASTM E517-96A, v. 03. 06, 1997.

ANNUAL Book of ASTM Standards. ASTM E643-84, v. 03. 06, 2000.

ASM handbook. Volume 1: Properties And Selection: Irons, Steels And High Performance Alloys, ASM INTERNATIONAL, 2002.

ASM Handbook Volume 10: Materials Characterization, ASM INTERNATIONAL, 1986, 761p.

ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures, ASM INTERNATIONAL, 2004. 1150p.

ASM handbook volume 2: Properties and Selection, ASM INTERNATIONAL, 1993.

AYRES, R. A. et al. Evaluating the Limiting Dome Height Test as a New Measure of Press Formability, MTS Systems Corporation - Metal Formability: Analysis Systems, GMR – 2804. **J. of Applied Metalworking**, New Orleans, LA, feb. 1979, 18 p.

BACROIX, B.; HU, Zaiqian. Texture evolution induced by strain path changes in low carbon steel sheets. **Metalurgical and Materials Transactions A**, v. 26A, p. 601-613, mar/1995.

BAIN, E. **Functions of the Alloying Elements in Steel**. ASM International. 4. ed. Ohio, 1945.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Worked examples in the geometry of crystals**. 2. ed., Cambridge University: London, 2006. 548 p.

BHATTACHARYYA, A.; WENG, G. J. An energy criterion for the stress-induced martensitic transformation in a ductile system. **J. Mech. Phys. Solids**, v. 42, n. 11, p. 1699-1724, 1994.

BLECK, Wolfgang. et al. A comparative study of the forming-limit diagram models for sheet steels. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 83, p. 223-230, 1998.

BUENO, Juliana Cristina. **Características da martensita- $\epsilon$  induzida na liga Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Co com efeito de memória de forma durante treinamento**. set./2002. (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Estadual de Campinas – Departamento de Engenharia de Materiais. São Paulo, 2002.

BYUN, T. S.; HASHIMOTO, N.; FARRELL, K. Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels. **Acta Materialia**, n. 52, p. 3889-3899, 2004.

CAHN, R.W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**, North Holland, 4. ed., v. 1, 1996.

CALADINE, C.R. **Engineering Plasticity**, Oxford: Pergamon Press, 1969.

CHANG, Jenq-Song; CHOU, Shen-Shou. Microstructures and formability of type 304 stainless steel in deep drawing. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 31, n. 10, p. 1291-1296, 1994.

CHERKAOUI, M.; BERVEILLER, M.; LEMOINE, X. Couplings between plasticity and martensitic phase transformation: overall behavior of polycrystalline TRIP steels. **International Journal of Plasticity**, n. 16, p. 1215-1241, 2000.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: ABM Brasil.

CHILDRESS, J.; LIOU, S. H.; CHIEN, C. L. **J. Applied Physics**, v. 64, 10, p. 6059, 1988.

COSTA, H. B.; MIRA, F. M. **Processos de fabricação: conformação mecânica dos metais**. v. I. Atualizada em 2000 por Carlos Augusto Silva de Oliveira. Apostila da disciplina Conformação Mecânica dos Metais. Laboratório de Conformação Mecânica – Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina.

COTTRELL, S. A. **An Introduction to Metallurgy**. Edward Arnold, 2. ed. 1975.

DAI, Q. X. et al. Design of martensite transformation temperature by calculation for austenitic steels. **Materials Characterization**, n. 52, p. 349-354, 2004.

DIANI, J. M. Micromechanical modelling of the transformation induced plasticity (TRIP) phenomenon in steels. **Int. J. Eng. Sci.** v. 33, n. 13, p. 1921-1934, 1995.

DIETER, G.; **Mechanical Metallurgy**, 3. ed., McGraw-Hill, 1986.

DING, J. H.; HUANG, P.G.; MCCORMICK, R. Street Magnetic properties of martensite-austenite mixtures in mechanically milled 304 stainless steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, n 139, p.109-114, 1995.

DOEGE, E.; DRÖDER, K.; GRIESBACH, B. On the development of new characteristic values for the evaluation of sheet metal formability. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 71, p. 152-159, 1997.

EVANGELISTA, S.H. **Diagramas de Limite de conformação aplicados a análise por elementos finitos de um processo de estampagem de chapas metálicas**. 2000 (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade de São Paulo – Departamento de Engenharia Mecânica. São Paulo, 2000.

EYMERIN, J. P.; KRISHNAN, R. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, p.104–107, 1992. 1785 p.

ESAB. Welding Software. Schaeffer Aplicattion, ESAB, version 2.0, 1996.

FANCELLO, Eduardo Alberto; MENDONÇA, Paulo de Tarso R. **Introdução à mecânica dos sólidos computacional**. Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, 21 de out./2002.

FERRAN, G. et al. **Aplicação do Ensaio de Dobramento e Trefilação à Qualificação de Chapas de Aço**. EEIMVR-UFF, 1986.

FERREIRA FILHO, Antenor. et al. Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem. In: WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO: DEFORMAÇÃO PLÁSTICA, RECRISTALIZAÇÃO, CRESCIMENTO DE GRÃO, 1., 2001, São Paulo. **Anais...** São Paulo: EPUSP, 2001. p. 189-205.

FISCHER, F. D. et al. A new view on transformation induced plasticity (TRIP). **International Journal of Plasticity**, n. 16, p. 723-748, 2000.

FISCHER, F. D. et al. Transformation induced plasticity revised: an updated formulation. **Int. J. Solids Structures**, v. 35, n. 18, p. 2209-2227, 1998.

FISCHER, F. D. Transformation induced plasticity in triaxially steel specimens subjected to a martensitic transformation. **European Journal of Mechanics**, v. 11, n. 2, p. 233-244, 1992.

FISCHER, F. D. **Transformation plasticity (TRIP) under a triaxial stress state**. Chistian Doppler Laboratory for Micromechanics of Materials. Institute of Mechanics. University for Mining and Metallurgy, Leoben, Austria, ????

FISCHER, F. D.; REISNER, G. A criterion for the martensitic transformation of a microregion in an elastic-plastic material. **Acta Mater**, v. 46, n. 6, p. 2095-2102, 1998.

FISCHER, F. D.; SCHLÖGL, S. M. The influence of material anisotropy on transformation induced plasticity in steel subject to martensitic transformation. **Mechanics of Materials**, n. 21, p. 1-23, 1995.

FISHER, G. J.; MACIAG, R. J. The wrought stainless steels. Chap. 1, In: **Handbook of Stainless Steels**, D. Peckener e I. M. Bernstein, McGraw-Hill, 1977.

FÖLDEÁKI, Maria; LEDBETTER, Hassel. Magnetic properties of Cr-Mn austenitic stainless steels. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, n. 110, p. 185-196, 1992.

FRITZ, E. Stainless Steel Production Technology Trends, Developments and New Projects. **Steel World**, vol. 7, p. 33, 2002.

GIRAULT, E. et al. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-Assisted steels. **Materials Characterization**, n. 40, p. 111-118, 1998.

GONZALEZ, B. M. The influence of copper addition on the formability of AISI 304 stainless steel. **Materials Science Engineering A**, n. 343, p. 51-56, 2003.

GRACIO, J. J.; LOPES, A. B.; RAUCH, E. F. Analysis of plastic instability in commercially pure Al alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 103, p. 160-164, 2000.

GRAF, Alejandro; HOSFORD, William. Effect of changing strain paths on forming limit diagrams of al 2008-T4. **Metallurgical Transactions A**, v. 24A, p. 2503-2512, nov./1993.

GUIMARAES, J. R. C. **Trans. J. I. M.**, vol. 18, p. 803, 1977.

GUY, K. B.; BUTLER, E. P.; WEST, D. R. F. **Met. Science**, vol. 17, p. 167, 1983.

HADJIA, M.; BADJIB, R. Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels After Cold Rolling. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.11, Issue 2, april, p. 145-151, 2002.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. Wiley, 4. ed., 1995. 816 p.

HIRAYAMA, T.; OGIRIMA M. J. **Jpn. Inst. Met.** n. 34, p. 826, 1970.

HIRTH, J. P. et al. Shock relaxation by a strain induced martensitic phase transformation. **Acta Mater.** v. 47, n. 8, p. 2409-2415, 1999.

HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. **Metal Forming: Mechanics and Metallurgy**, 2.ed. Prentice Hall PTR, March 24, 1993. 384 p.

HÜBNER, W. et al. Phase stability of AISI 304 stainless during sliding wear at extremely low temperatures. **Wear**, n. 255, p. 476-480, 2003.

HUGHES, D. A. Microstructure evolution, slip patterns and flow stress. **Materials Science and Engineering A**, n.319-321, p. 46-54, 2001.

HUH, M. -Y.; ENGLER, O. Effect of intermediate annealing on texture, formability and ridging of 17%Cr ferritic stainless steel sheet. **Materials Science and Engineering A**, n. 308, p. 74-87, 2001.

HULL, Derek. **Introduction to dislocations**. 2. ed. Oxford: Pergamon, 1975. 264 p.

HUNTER, A.; FERRY, M. Phase formation during solidification of AISI 304 austenitic stainless steel. **Scripta Materialia**, n. 46, p. 253-258, 2002.

IWAMOTO, Takeshi; TSUTA, Toshio. Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels. **International Journal of Plasticity**, n. 16, p. 791-804, 2000.

JACQUESS, P. et al. On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in trip-assusted multiphase steels. **Acta Mater**, n. 49, p. 139-152, 2001.

JANG, W.Y. et al. Microscopic Observation of  $\gamma$ -Phase and  $\epsilon$ - and  $\alpha'$ -Martensite in Fe-Mn-Si-Based Shap Memory Alloys. **Materials Characterization**, n. 34, p. 67-72, 1995.

JANSSENS, Koen. et al. Statistical evaluation of the uncertainty of experimentally characterised forming limits of sheet steel. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 112, p. 174-184, 2001.

JENG, S. C. Microstructures and Formability of Type 304 Stainless Steel in Deep Drawing, 2004.

JIMÉNEZ, J. A. et al. Superplastic properties of A  $\delta/\gamma$  stainless steel. **Materials. Science and Engineering A**, n. 307, p. 134-142, 2001.

KAWKA, M. et al. Simulation of wrinkling in sheet metal forming. **Journal of Materials Processing Technology**, n.109, p. 283-289, 2001.

KEELER, SP., BACKHOFEN WA. Plastic instability and fracture in sheet stretched over rigid punches. **ASM Transactions Quarterly**, n. 56 p. 25-48, 1964

KIM, Yong H.; LEE, Jung-Min; HONG, S. S. Optimal desing of superplastic forming processes. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 112, p. 166-173, 2001.

KITTEL, Charles. **Introduction to solid state physics**. 7. ed. New York: J. Wiley, 1996, 673 p.

KLEIN, L. N. T.; CERVELIN, F. Conformação de Chapas Finas. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 37, 1982, Rio de Janeiro. **Anais...** 1982.

KOBAYASHI, S.; OH, S. I.; ALTAN, T. **Metal forming and the finite element method**. Oxford University Press, 1989.

KOCKS, K.; MECKING, M. **Physics and Phenomenology of Strain Hardening**. Progress of the Materials Science, n.48, vol. 3, 2003.

KOSARCHUK, V. V.; Zaitseva, L. V.; Lavedev, A. A.; Koval'chuk, B. I. **Influence of Stress State Parameters on Kinetics of Phase Transformations in Austenitic Steels Under Plastic Strain, ??**.

KRAUSS, George. Martensite in steel: strength and structure. **Materials Science and Engineering A**, n. 273-275, p. 40-57, 1999.

KUMAR, B. Ravi. Cold rolling texture in AISI 304 stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, n. 364, p. 132-139, 2004.

KUMAR, M.; SCHWARTZ, A.J.; KING, W. E. Microstructural evolution during grain boundary engineering of low to medium stacking fault energy fcc materials. **Acta Materialia**, n. 50, p. 2599-2612, 2002.

KURODA, Mitsutoshi; TVERGAARD, Viggo. Effect of strain path change on limits to ductility of anisotropic metal sheets. **International Journal of Mechanical Sciences**, n. 42, p. 867-887, 2000.

KUSTOV, S. et al. Chemical and mechanical stabilization of martensite. **Acta Materialia**, n. 52, p. 4547-4559, 2004.

LEBEDEV, A. A.; KOSARCHUK, V. V. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels. **International Journal of Plasticity**, n. 16, p. 749-767, 2000.

LIAO, K. C. et al. Texture development and plastic anisotropy of B.C.C. strain hardening sheet metals. **Int. J. Solids Structures**, v. 35, n. 36, p. 5205-5236, 1998.

LIU, Yinong. Mechanistic simulation of deformation-induced martensite stabilization. **Materials Science and Engineering A**, n. 378, p. 459-464, 2004.

LYMAN, Taylor. **American Society for Metals Metals handbook**. 8. ed. Metals Park, O.: American Society for Metals, 1969.

LLEWELLYN, D.T. **Materials Science Technology**, v. 13, p. 389-400. 1997.

LOBÃO, M.C. **Determinação de curvas limite de conformação por procedimentos experimentais e simulação numérica do processo de estampagem**. 2003. 113 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2003.

LOPES, A. B.; RAUCH, E. F.; GRACIO, J. J. Textural vs structural plastic instabilities in sheet metal forming. **Acta Mater.** v. 47, n. 3, p. 859-866, 1999.

MAEHARA, Yasuhiro; LANGDON, Terence G. Superplasticity of steels and ferrous alloys. **Materials Science and Engineering A**, n. 128, p. 1-13, 1990.

MAGNABOSCO, Antonio Sergio; Oliveira, João Alberto de. **Caracterização da estampabilidade dos aços COSIPA, laminados a frio**. Projeto I.ME LTFA01, 1994.

Magnetic methods for characterization of cold rolled AISI type 304 stainless steel, **Nondestructive Testing and Evaluation**, v.10, n.4, p 205-214, 1993.

MANGONON, J. R.; THOMAS, G. The martensite phases in 304 stainless steel. **Metallurgical Transactions**, v. 1, p. 1577-1586, 1970.

MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. L. **The mechanics of sheet metal forming**. Edward Arnold, 1992.

MATHUR, P. S.; BACKOFEN, W. A. Mechanical contribution to the plane-strain deformation and recrystallization textures of aluminum-killed steel. **Met Trans**, n. 4, p. 643-651, 1973.

MÉSZÁROS, István; PROHÁSZKA, János. Magnetic investigation of the effect of  $\alpha$ -martensite on the properties of austenitic stainless steel. **Journal Materials Processing Technology**, n. 161, p. 162-168, 2005.

MEYERS, M. A.; VÖHRINGER, O.; LUBARDA, V. A. The onset of twinning in metals: a constitutive description. **Acta Mater**, n. 49, p. 4025-4039, 2001.

MIELNIK, E.M.; **Metalworking Science and Engineering**, McGraw-Hill, USA, 1991.

MORI, T. et al. Micromechanics of stress-induced martensitic transformation. **Materials Science and engineering A**, n. 378, p. 479-483, 2004.

NAGY, E.; MERTINGER, V.; TRANTA, F.; SÓLYOM, J. Deformation induced martensitic transformation in stainless steels. **Materials Science and Engineering**, A 378, p. 308-313, 2004.

NAKADA, Nobuo. et al. Improvement of strength-ductility balance by copper addition in 9% Ni steels. **Materials Science and Engineering A**, n. 374, p. 137-144, 2004.

NANDEDKAR, V. M.; NARASIMHAN, K. Measurement of strain history during the stretching of forming-grade steel sheets. **Journal of Processing Technology**, n. 89-90, p. 24-29, 1999.

NISHIMURA, F.; LIEDL, U.; WERNER, E. A. Simulation of martensitic transformations in TRIP-steel and Fe-based shape memory alloy. **Computational Materials Science**, n. 26, 2003. p. 189-196.

NOVAK, C. J. The wrought stainless steels. Chap. 4, In: **Handbook of Stainless Steels**, D. Peckener e I.M. Bernstein, McGraw-Hill, 1977.

NOHARA, K.; ONO, Y.; OHASHI, N. Composition and Grain Size Dependencies of Strain-induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels. Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., sep. 17, 1996.

OLIVEIRA, Carlos Augusto Silva de. **Têmpera direta de aços de baixa liga: aspectos cinéticos, microestruturais e de propriedades mecânicas**. 245 f. Tese (Doutorado). Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 1994.

OLSEN, G. B.; COHEN, M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. **Metallurgical Transactions**, v. A6, p. 791-755, 1975.

OWEN, D. R. J.; HINTON, E. **Finite Elements in plasticity: theory and practice**. Swansea, Pineridge Press, 1986.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos: microestruturas e Propriedades**. Ed. Hemus, São Paulo, 1996. 170 p.

PAN, Chi-Ling; WU, Shaojie; YU, Wei-Wen. Strain rate and aging effect on the mechanical properties of sheet steels. **Thin-Walled Structures**, n. 39, p. 429-444, 2001.

PENG, R. Lin. Intergranular strains and plastic deformation of an austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, n. 334, p. 215-222, 2002.

PICKERING, F.P. **Relationship Between Microstructure and Properties in Stainless Steels**. MiCon 78: Optimisation of Processing, Properties and Service Performance Through Microstructural Control, American Society for Testing and Materials, 1978. p. 263-295.

POND, R. C.; CHAI, Y. W.; CELOTTO, S. Martensitic transformation in "unfamiliar" systems. **Materials Science and Engineering A**, n, 378, p. 47-51, 2004.

PROCOPIAK, L.; BUSCHINELLI, A.J.A. Universidade Federal de Santa Catarina. **Resistência à cavitação de três revestimentos soldados**. Florianópolis, 1997. 74f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina.

RATHBUN, R. W.; MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Strain aging behavior of austenitic stainless steels containing strain induced martensite. **Scripta Mater**. n. 42, p. 887-891, 2000.

REED-HILL, R.E. **Physical Metallurgy**. Van Nostrand Reinhold, NY, 1984.

RUDOWICZ, C.; SUNG, H. W. F. Textbook treatments of the hysteresis loop for ferromagnets: survey of misconceptions and misinterpretations. **American Association of Physics Teachers**, v. 71, n. 10, p. 1080-1083, out/2003.

SAOTOME, Yasunori; YASUDA, Kaname; KAGA, Hiroshi. Microdeep drawability of very thin sheet steels. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 113, p. 641-647, 2001.

SAVOIE, J. et al. Predictions os forming limit diagrams using cristal plasticity models. **Materials Science and Engineering A**, n. 257, p. 128-133, 1998.

SCHEDIN, Erik. **Forming Stainless Steel**. Disponível em: <  
[http://www.outokumpu.com/pages/Page\\_\\_\\_\\_7967.aspx](http://www.outokumpu.com/pages/Page____7967.aspx)>

SEETHARAMAN, V., KRISHNAN, R. Influence of the martensitic transformation on the deformation behavior of an AISI 316 stainless steel at low temperature. **Journal of Materials Science**, v.16, 523-530, 1981.

SEMIATIN, S. L.; JONAS, J. J. Formability and Workability of Metals: Plastic Instability and Flow Localization. **ASM Series in Metal Processing**, v. 2, 1984. 299 p.

SHUN-CHENG, Song; GUI-BAO, Ding; ZU-PING, Duan. Martensitic transformation under impact with high strain rate. **International Journal of Impact Engineering**, n. 25, p. 755-765, 2001.

SHIMIZU, K.; NISHIYAMA, Z. **Metallurgical Transactions**, v.3, 1972. p. 1055-1062.

SILVEIRA NETO, Sergio Eglan. **Desenvolvimento do processo de construção de curvas limite de conformação**. 2004. 93 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2004.

SIMONEAU, R. Cavitation Erosion and Deformations Mechanisms of Ni and Co Austenitic Stainless Steels, **ELSI VII**, 1987.

SINHA, A. K. **Physical Metallurgy Handbook**, MacGraw Hill ed., 2003. p.10.50

SME handbook. Society of Manufacturing Engineer, USA, 1978.

SPENCER, K. et al. Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, n. 387-389, p. 873-881, 2004.

STOUGHTON, T. B. A General Forming Limit Criterion for Sheet Metal Forming. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 42, 2000. p. 1-27.

STUPKIEWICZ, S. The effect of stacking fault energy on the formation of stress-induced internally faulted martensite plates. **European Journal of Mechanics A/Solids**, n. 23, p. 107-126, 2004.

SUNG, H. W. F.; RUDOWICZ, C. Physics behind the magnetic hysteresis loop a survey of misconceptions in magnetism literature. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, n. 260, p. 250-260, 2003.

SUNG, Hilda W. F.; RUDOWICZ, Czeslaw. **A closer look at the hysteresis loop for ferromagnets**: a survey of misconceptions and misinterpretations in textbooks.

SUWAS, Satyam; SINGH, A. K. Role of strain path change in texture development. **Materials Science and Engineering A**, n. 356, p. 368-371, 2003.

TADMOR, E. B.; BERNSTEIN, N. The twinnability of FCC metals: a detailed analysis. Technical Report ETR-2004-2003, maio/2004.

TAKAHASHI, S. et al. Martensitic Transformation Due Plastic Deformation and Magnetic Properties in SUS304 Stainless Steel, **Journal of Materials Processing**, n. 108, p. 213-216, 2001.

TANG, C. Y. et al. Development of damage-based criterion for ductile fracture prediction in sheet metal forming. **Journal Materials Processing Technology**, n. 91, p. 270-277, 1999.

TANG, C. Y; TAI, W. H. Material damage and forming limits of textured sheet metals. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 99, p. 135-140, 2000.

TAVARES, S. M. M.; FRUCHART, D.; MIRAGLIA, S. A magnetic study of reversion of martensite  $\alpha'$  in a 304 stainless steel. **Journal of Alloys and Compounds**, 307, p. 311-317, 2000.

TAVARES, S. S. M.; SILVA, M. R. et al. Ferromagnetic properties of cold rolled AISI304L steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, n. 242-245, p. 1391-1394, 2002.

THADHANI, N. N.; MEYERS, A. Kinetics of Isothermal Martensitic Transformation, **Progress in Materials Science**, vol. 30, 1986. p. 1-37

TOMITA, Yoshihiro; IWAMOTO, Takeshi. Constitutive modeling of TRIP steel and its application to the improvement of mechanical properties. v. 37, n. 12, p. 1295-1305, 1995.

TOH, L. S.; HIRSCH, J.; HOUTTE, P. Van. On the role of texture development in the forming limits of sheet metals. **Int. Journal of Science**. v. 38, n. 10, p. 1117-1126, 1996.

5.1

5.2 TOURKI, Z.; BARGUI, H.; SIDHOM, H. THE KINETIC OF INDUCED MARTENSITIC FORMATION AND ITS EFFECT ON FORMING LIMIT CURVES IN THE AISI 304 STAINLESS STEEL, **JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY**. V.166, N.3, 2005. P.330-336.

TSAKIRIS, V.; EDMONDS, D. V. Martensite and deformation twinning in austenitic steels. **Materials Science Engineering A**, n. 273-275, p. 430-436, 1999.

TSUCHIDA, Noriyuki; TOMOTA, Y. A micromechanic modeling for transformation induced plasticity in steels. **Materials Science and Engineering A**, n. 285, p. 345-352, 2000.

TURTELTAUB, S.; SUIKER, A. S. J. Transformation- induced plasticity in ferrous alloys. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, n. 53, p. 1747-1788, 2005.

VERLINDEN, B. et al. Austenite texture and bainite/austenite orientation relationships in TRIP steel. **Scripta Materialia**, n. 45, p. 909-916, 2001.

WATANABE, Y. et al. Effect of annealing on saturation magnetization in deformed cu-fe alloys with transformed fe particles. **Materials Science and Engineering**, v.A338, p. 299-304, 2002.

WU, P. D. et al. Effect of cube texture on sheet metal fomability. **Materials Science and Engineering A**, 2003.

XU, Siguang; WEINMANN, Klaus J.; CHANDRA, Abhijit. Analysis of forming limits using the hill 1993 yield criterion. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 120, p. 236-238, jul./1998.

XUA, Siguang; WEINMANNB, Klaus J. On predicting forming limits using hill's yield criteria. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 9, n. 2, p. 174-182, abr./ 2000.

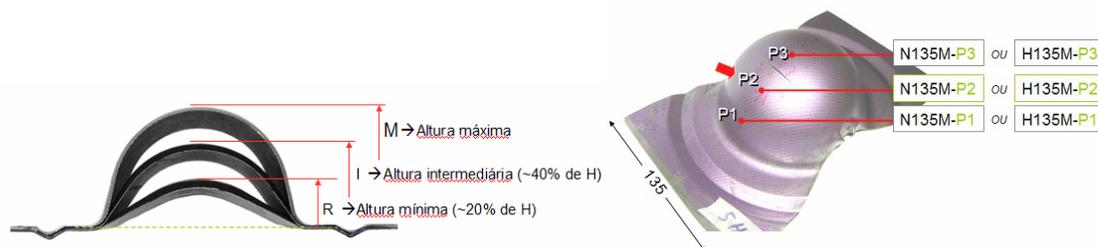
YOSHIDA, T.; KATAYAMA, T.; USUDA, M. Forming-limit analysis of hemispherical-punch stretching using the three-dimensional finite-elemente method. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 50, p. 226-237, 1995.

ZHAO, L. et al. Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, n. 313, p. 145-152, 2001.

ZHAO, L.; SOWERBY, R.; SKLAD, M. P. A theoretical and experimental investigation of limit strains in sheet metal forming. v. 38, n. 12, p. 1307-1317, 1996.

## Anexo

Tabela A1 5.5 – Deformações e durezas das amostras obtidas a partir de regiões definidas no teste de Nakazima, com diferentes alturas de embutimento para o aço **304N**.



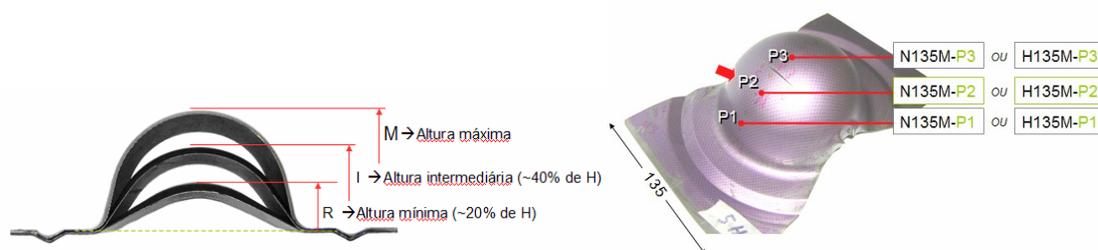
Amostra		Deformações					Microdureza
Identificação	Largura blanque	$\epsilon_2$	$\epsilon_1$	$\epsilon_3$	$\beta = \epsilon_2/\epsilon_1$	$\epsilon_{efetiva}$	Dureza
mm							HV0,5
N-CR	-	0	0	0	0	0	150±4,2
N-30-P1-R	30	-0,02	0,06	-0,04	-0,33	0,064	221,7±15,1
N-30-P2-R	30	-0,02	0,08	-0,06	-0,3	0,082	234,7±2,6
N-30-P3-R	30	0,01	0,08	-0,09	0,15	0,101	230,0±7,4
N-30-P4-R	30	0	0,11	-0,11	0,01	0,122	226,0±3,4
N-30-P5-R	30	-0,01	0,11	-0,1	-0,13	0,121	220,7±8,6
N-30-P1-I	30	-0,03	0,15	-0,12	-0,18	0,162	266,3±6,2
N-30-P2-I	30	-0,09	0,18	-0,09	-0,51	0,184	267,0±6,0
N-30-P3-I	30	-0,01	0,2	-0,19	-0,04	0,227	261,0±10,8
N-30-P4-I	30	-0,02	0,22	-0,21	-0,07	0,251	271,0±6,8
N-30-P5-I	30	-0,06	0,22	-0,16	-0,28	0,224	282,3±8,8
N-30-P1-M	30	-0,15	0,31	-0,17	-0,47	0,314	294,0±30,4
N-30-P2-M	30	-0,12	0,33	-0,2	-0,38	0,331	338,3±42,0
N-30-P3-M	30	-0,06	0,25	-0,19	-0,24	0,264	304,0±7,9
N-30-P4-M	30	-0,1	0,3	-0,19	-0,35	0,303	314,7±6,9
N-30-P5-M	30	-0,11	0,33	-0,22	-0,34	0,332	343,0±4,5
N-55-P1-R	55	-0,02	0	0,01	-8,03	0,017	220,3±0,7
N-55-P2-R	55	-0,06	0,09	-0,03	-0,7	0,089	235,0±12,8
N-55-P3-R	55	0,03	0,11	-0,14	0,25	0,148	233,0±18,6
N-55-P4-R	55	-0,01	0,14	-0,13	-0,09	0,152	245,0±12,8
N-55-P5-R	55	0	0,04	-0,04	-0,06	0,045	225,7±3,5
N-55-P1-I	55	-0,07	0,21	-0,15	-0,32	0,219	263,0±6,0

Amostra		Deformações					Microdureza
Identificação	Largura blanque	$\varepsilon_2$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_3$	$\beta = \varepsilon_2/\varepsilon_1$	$\varepsilon_{efetiva}$	Dureza
	mm						HV0,5
N-55-P2-I	55	-0,09	0,21	-0,12	-0,44	0,212	285,3±5,6
N-55-P3-I	55	-0,02	0,25	-0,23	-0,08	0,275	277,7±6,2
N-55-P4-I	55	-0,02	0,29	-0,27	-0,08	0,323	277,7±9,4
N-55-P5-I	55	-0,09	0,23	-0,14	-0,39	0,229	345,0±8,0
N-55-P1-M	55	-0,21	0,44	-0,23	-0,48	0,439	358,3±4,6
N-55-P2-M	55	-0,12	0,33	-0,21	-0,37	0,333	332,0±2,0
N-55-P3-M	55	-0,08	0,23	-0,15	-0,34	0,238	307,0±14,1
N-55-P4-M	55	-0,13	0,33	-0,2	-0,4	0,337	341,3±13,8
N-55-P5-M	55	-0,21	0,47	-0,27	-0,44	0,474	362,0±15,8
N-55-P2-M	55	-0,21	0,63	-0,42	-0,33	0,64	399,7±16,5
N-55-P2-M	55	-0,07	0,21	-0,14	-0,35	0,22	261±4,9
N-55-P2-M	55	-0,17	0,4	-0,23	-0,42	0,4	332±36,4
N-75-P2-M	175	-0,11	0,4	-0,29	-0,28	0,41	-
N-95-P2-M	95	0,01	0,2	-0,21	0,04	0,24	275,7±20,9
N-95-P2-M	95	-0,16	0,65	-0,5	-0,24	0,68	333±35,6
N-115-P1-R	115	-0,04	0,02	0,02	-2,01	0,043	194,0±3,9
N-115-P2-R	115	0	0,09	-0,09	0,02	0,107	227,0±4,5
N-115-P3-R	115	0,1	0,1	-0,2	0,96	0,201	260,7±5,3
N-115-P4-R	115	-0,02	0,07	-0,05	-0,29	0,074	234,3±6,4
N-115-P5-R	115	-0,02	0,03	-0,01	-0,61	0,035	211,7±6,9
N-115-P1-I	115	-0,09	0,15	-0,06	-0,62	0,148	284,7±7,5
N-115-P2-I	115	-0,02	0,26	-0,23	-0,09	0,283	310,3±8,6
N-115-P3-I	115	0,06	0,19	-0,25	0,3	0,26	306,3±4,3
N-115-P4-I	115	-0,01	0,28	-0,27	-0,02	0,317	314,3±9,5
N-115-P5-I	115	-0,06	0,14	-0,08	-0,43	0,137	268,7±5,3
N-115-P1-M	115	-0,13	0,42	-0,29	-0,3	0,428	356,3±4,7
N-115-P2-M	115	-0,02	0,48	-0,46	-0,04	0,541	385,3±16,4
N-115-P3-M	115	0,12	0,28	-0,41	0,44	0,418	336,3±10,3
N-115-P4-M	115	0,01	0,43	-0,45	0,03	0,507	377,3±9,6
N-115-P5-M	115	-0,11	0,42	-0,31	-0,26	0,439	358,0±28,8
N-115-P2-M	115	-0,12	0,57	-0,45	-0,21	0,61	372±7,4
N-115-P2-M	115	0	0,41	-0,41	-0,01	0,48	327±10,1
N-135-P2-M	135	0,06	0,2	-0,27	0,3	0,28	248,7±36,6
N-135-P2-M	135	-0,04	0,6	-0,56	-0,07	0,67	379,7±13,5

Amostra		Deformações					Microdureza
Identificação	Largura blanque	$\varepsilon_2$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_3$	$\beta = \varepsilon_2/\varepsilon_1$	$\varepsilon_{efetiva}$	Dureza
	mm						HV0,5
N-175-P2-M	175	0,07	0,41	-0,47	0,16	0,51	356,7±9,6
N-195-P2-M	195	0,09	0,44	-0,54	0,21	0,57	364,7±14,9
N-215-P1-R	215	0,01	0,05	-0,06	0,28	0,062	174,3±4,6
N-215-P2-R	215	0,03	0,1	-0,13	0,31	0,138	250,7±12,4
N-215-P3-R	215	0,11	0,1	-0,2	1,11	0,201	266,7±5,6
N-215-P4-R	215	0,03	0,1	-0,13	0,31	0,138	280,7±14,1
N-215-P5-R	215	-0,04	0,03	0,01	-1,15	0,043	199,3±5,7
N-215-P1-I	215	0,07	0,17	-0,25	0,43	0,252	248,3±5,3
N-215-P2-I	215	0,1	0,24	-0,33	0,41	0,342	335,7±18,4
N-215-P3-I	215	0,16	0,21	-0,37	0,74	0,37	333,0±2,3
N-215-P4-I	215	0,07	0,22	-0,3	0,33	0,311	334,0±18,7
N-215-P5-I	215	0,01	0,1	-0,11	0,11	0,124	259,0±8,8
N-215-P1-M	215	-0,06	0,23	-0,17	-0,27	0,236	311,7±6,5
N-215-P2-M	215	0,18	0,4	-0,58	0,45	0,591	387,7±11,3
N-215-P3-M	215	0,21	0,25	-0,46	0,85	0,46	388,7±13,1
N-215-P4-M	215	0,18	0,4	-0,58	0,45	0,591	407,0±10,4
N-215-P5-M	215	-0,01	0,26	-0,25	-0,03	0,291	329,3±22,9
N-215-P2-M	215	0,18	0,2	-0,38	0,92	0,38	295±11,1

<sup>+</sup> deformação na espessura / \*As amostras em verde foram analisadas por meio magnético.

Tabela A2 5.6 – Deformações e durezas das amostras obtidas a partir de regiões definidas no teste de Nakazima, com diferentes alturas de deformação das calotas para o aço **304H**. As figuras indicam a posição e código das amostras analisadas.



Amostra		Deformações					Microdureza
Identificação	Largura blanche	$\varepsilon_2$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_3$	$\beta = \varepsilon_2/\varepsilon_1$	$\varepsilon_{efetiva}$	Dureza
	mm						HV0,5
<b>H-CR</b>	-	0	0	0	0	0	172,0±05,0
H-30-I-P1	30	-0,11	0,158	-0,047	-0,699	0,162	287,0±21,0
<b>H-30-I-P2</b>	30	-0,128	0,174	-0,046	-0,735	0,181	330,0±05,2
H-30-I-P3	30	-0,067	0,123	-0,057	-0,54	0,123	324,7±20,1
H-30-I-P4	30	-0,06	0,196	-0,136	-0,305	0,201	337,7±8,6
H-30-I-P5	30	-0,089	0,177	-0,089	-0,5	0,177	347,0±11,3
H-30-R-P1	30	-0,045	0,033	0,012	-1,358	0,046	280,7±20,1
H-30-R-P2	30	-0,032	0,08	-0,048	-0,406	0,08	259,3±5,8
H-30-R-P3	30	-0,036	0,087	-0,051	-0,415	0,088	267,3±4,6
H-30-R-P4	30	-0,031	0,044	-0,013	-0,7	0,045	257,3±10,3
H-30-R-P5	30	-0,045	0,04	0,004	-1,108	0,049	267,3±20,5
H-30-M-P1	30	-0,164	0,389	-0,225	-0,422	0,391	424,0±22,7
<b>H-30-M-P2</b>	30	-0,137	0,354	-0,217	-0,386	0,357	404,0±7,8
H-30-M-P3	30	-0,04	0,321	-0,281	-0,124	0,35	407,0±14,4
H-30-M-P4	30	-0,117	0,347	-0,229	-0,339	0,353	417,0±29,7
H-30-M-P5	30	-0,161	0,321	-0,16	-0,502	0,321	401,7±13,6
H-55-R-P1	55	-0,001	0,11	-0,109	-0,007	0,127	266,3±2,6
H-55-R-P2	55	-0,002	0,127	-0,126	-0,013	0,146	274,3±7,5
H-55-R-P3	55	-0,003	0,074	-0,071	-0,046	0,084	278,7±1,7
H-55-R-P4	55	-0,036	0,071	-0,035	-0,509	0,071	274,7±15,1
H-55-R-P5	55	-0,054	0,062	-0,008	-0,866	0,067	256,3±8,6
H-55-I-P1	55	-0,033	0,231	-0,198	-0,141	0,25	343,7±10,5
H-55-I-P2	55	-0,098	0,246	-0,148	-0,4	0,248	336,0±2,3
H-55-I-P3	55	-0,102	0,19	-0,088	-0,536	0,19	321,0±11,9
H-55-I-P4	55	-0,114	0,225	-0,111	-0,506	0,225	341,3±19,8

Amostra		Deformações					Microdureza
Identificação	Largura blanche	$\varepsilon_2$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_3$	$\beta = \varepsilon_2/\varepsilon_1$	$\varepsilon_{efetiva}$	Dureza
	mm						HV0,5
H-55-I-P5	55	-0,137	0,26	-0,123	-0,526	0,26	354,0±16,7
H-55-M-P1	55	-0,18	0,362	-0,183	-0,496	0,362	425,7±4,7
H-55-M-P2	55	-0,119	0,392	-0,273	-0,303	0,402	393,3±14,2
H-55-M-P3	55	-0,114	0,396	-0,282	-0,288	0,407	400,7±25,9
H-55-M-P4	55	-0,142	0,378	-0,236	-0,375	0,382	406,0±13,1
H-55-M-P5	55	-0,141	0,389	-0,248	-0,362	0,394	409,0±7,1
H-55-P2-M	55	-0,02	0,2	-0,18	-0,09	0,22	311,7±13,8
H-55-P2-M	55	-0,17	0,43	-0,26	-0,4	0,43	396,7±18,7
H-115-M-P1	115	-0,046	0,13	-0,084	-0,357	0,132	299,3±4,3
H-115-I-P2	115	0,027	0,28	-0,307	0,096	0,34	335,3±13,7
H-115-I-P3	115	0,069	0,143	-0,213	0,484	0,217	332,0±4,9
H-115-I-P4	115	0,032	0,276	-0,307	0,116	0,338	324,7±7,2
H-115-I-P5	115	-0,006	0,119	-0,113	-0,052	0,134	276,0±5,9
H-115-R-P1	115	0,021	-0,013	-0,008	-1,599	0,021	218,3±2,4
H-115-R-P2	115	-0,055	0,05	0,005	-1,101	0,061	252,0±7,4
H-115-R-P3	115	0,049	0,129	-0,178	0,381	0,184	278,3±11,4
H-115-R-P4	115	-0,002	0,004	-0,002	-0,479	0,004	246,3±8,3
H-115-R-P5	115	-0,006	0,022	-0,016	-0,253	0,023	216,0±2,3
H-115-M-P1	115	-0,121	0,318	-0,198	-0,379	0,321	405,3±32,4
H-115-M-P2	115	0,057	0,417	-0,473	0,136	0,517	405,7±15,7
H-115-M-P3	115	0,098	0,324	-0,422	0,304	0,442	379,7±5,1
H-115-M-P4	115	0,017	0,384	-0,401	0,045	0,454	384,7±17,6
H-115-M-P5	115	-0,097	0,292	-0,195	-0,333	0,297	393,0±4,9
H-135-P2-M	135	-0,01	0,42	-0,41	-0,03	0,48	414,3±24,4
H-135-P2-M	135	-0,03	0,59	-0,57	-0,04	0,67	435,3±15,4
H-155-P2-M	155	0,06	0,22	-0,28	0,28	0,3	-
H-155-P2-M	155	-0,05	0,53	-0,48	-0,09	0,58	462,7±11,6
H-175-P2-M	175	0,14	0,39	-0,52	0,35	0,54	422,7±16,4
H-175-P2-M	175	-0,22	0,57	-0,35	-0,39	0,58	479,7±22,2
H-175-P2-M	175	-0,11	0,21	-0,1	-0,54	0,21	342±6
H-195-P2-M	195	0,16	0,18	-0,35	0,89	0,35	343,3±9,8
H-195-P2-M	195	-0,02	0,48	-0,46	-0,04	0,55	436,3±20,5
H-215-R-P1	215	-	-	-	-	-	242,7±18,0
H-215-R-P2	215	0,016	0,046	-0,063	0,352	0,065	292,3±2,4
H-215-R-P3	215	-	-	-	-	-	334,3±32,5

Amostra		Deformações					Microdureza
Identificação	Largura blanque	$\epsilon_2$	$\epsilon_1$	$\epsilon_3$	$\beta = \epsilon_2/\epsilon_1$	$\epsilon_{efetiva}$	Dureza
	mm						HV0,5
H-215-R-P4	215	-	-	-	-	-	293,7±10,8
H-215-R-P5	215	-	-	-	-	-	240,0±6,9
H-215-I-P1	215	-0,033	0,075	-0,042	-0,435	0,075	307,3±1,7
H-215-I-P2	215	0,155	0,248	-0,403	0,627	0,407	390,0±33,7
H-215-I-P3	215	0,221	0,153	-0,374	1,447	0,376	386,3±13,0
H-215-I-P4	215	0,157	0,222	-0,379	0,707	0,381	382,7±17,2
H-215-I-P5	215	-0,005	0,096	-0,091	-0,057	0,108	305,3±11,8
H-215-M-P1	215	-0,039	0,329	-0,29	-0,119	0,36	385,7±4,6
H-215-M-P2	215	0,277	0,441	-0,718	0,627	0,725	474,7±13,6
H-215-M-P3	215	0,294	0,258	-0,552	1,138	0,553	444,0±30,8
H-215-M-P4	215	0,237	0,448	-0,685	0,528	0,696	479,3±6,4
H-215-M-P5	215	-0,051	0,294	-0,243	-0,172	0,314	379,7±16,3
H-215-P2-M	215	0,01	0,44	-0,45	0,02	0,52	438,3±17,4

<sup>+</sup> deformação na espessura / \*As amostras em verde foram analisadas por meio magnético.

Tabela A3 5.6 - Resultados obtidos na caracterização magnética das amostras submetidas a diferentes alturas de embutimento e deformações.

Amostra	Massa (g)	M saturação	ms (emu/g)	$C\alpha'$	Hc (Oe)
H-30-P2-I	0,091	0,26	2,80	0,02	279,0
H-30-P2-M	0,089	2,08	23,40	0,15	258,0
H-135-P2-I	0,078	0,80	10,30	0,06	266,8
H-135-P2-M	0,070	2,17	30,90	0,19	241,7
H-215-P2-I	0,075	1,97	26,40	0,17	243,8
H-215-P2-M	0,058	4,52	77,70	0,48	220,0
N-30-P2-I	0,103	0,14	1,40	<0,01	196,0
N-30-P2-M	0,089	1,33	14,90	0,09	231,4
N-135-P2-I	0,089	1,08	12,20	0,08	224,0
N-135-P2-M	0,074	4,15	55,70	0,35	216,6
N-215-P2-I	0,085	2,37	28,00	0,18	220,9
H-CR	0,065	0,03	0,48	0,00	0,0
H-55-P2-M	0,085	0,75	8,89	0,06	460,0
H-55-P2-M	0,075	3,45	45,87	0,29	420,0
H-135-P2-M	0,067	3,39	50,92	0,32	400,0
H-135-P2-M	0,061	4,65	76,81	0,48	390,0
H-175-P2-M	0,065	4,27	65,40	0,41	400,0

Amostra	Massa (g)	M saturação	ms (emu/g)	$C\alpha'$	Hc (Oe)
H-175-P2-M	0,063	4,96	79,25	0,49	410,0
H-175-P2-M	0,084	1,15	13,69	0,09	436,0
H-195-P2-M	0,074	1,34	18,19	0,11	450,0
H-215-P2-M	0,056	4,96	88,75	0,55	370,0
N-REC	0,066	0,03	0,53	0,00	0,0
N-55--P2-M	0,068	5,71	84,34	0,53	440,0
N-55--P2-M	0,094	0,11	1,20	0,01	470,0
N-55-P2-M	0,078	1,94	24,97	0,16	380,0
N-95-P2-M	0,083	0,69	8,30	0,05	380,0
N-115-P2-M	0,062	5,59	89,66	0,56	330,0
N-115-P2-M	0,069	3,58	52,10	0,32	370,0
N-135-P2-M	0,080	1,19	14,92	0,09	540,0
N-175-P2-M	0,065	4,96	76,68	0,48	380,0
N-195-P2-M	0,058	5,15	88,79	0,55	370,0
N-215-P2-M	0,077	1,07	13,94	0,38	370,0

Código: H ou N → 304H ou 304N / 30/135/215 → largura do blanque utilizado no ensaio de Nakazima / I ou M  
→ altura intermediária ou máxima suportada no ensaio de Nakazima (I corresponde a 40% da altura máxima obtida no ensaio) / +-número → valor de beta x 100 / F → região de falha.

This document was created with Win2PDF available at <http://www.win2pdf.com>.  
The unregistered version of Win2PDF is for evaluation or non-commercial use only.  
This page will not be added after purchasing Win2PDF.