

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

Leonidas Cayo Mamani Gilapa

**EFEITO DO TEOR DE COBRE E DOS CAMINHOS DE
DEFORMAÇÃO NA CONFORMABILIDADE E NA
MARTENSITA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO NO AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304**

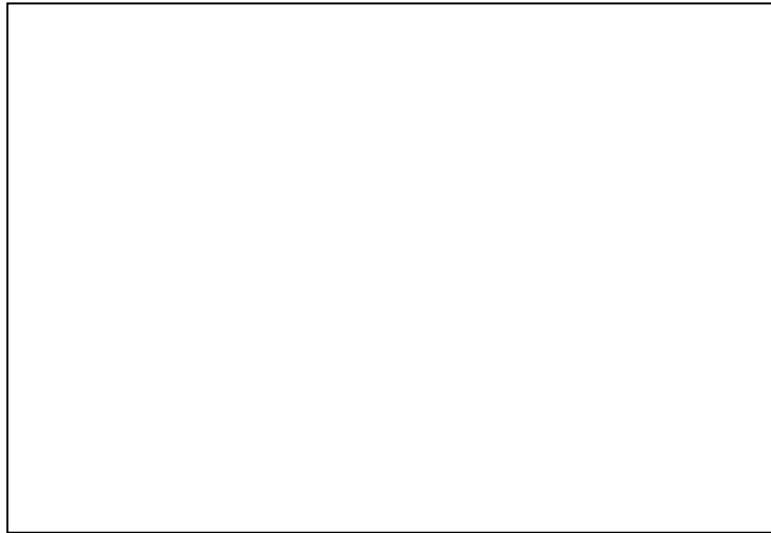
Tese submetido ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira

Joinville

2011

Catálogo na fonte elaborada pela biblioteca da
Universidade Federal de Santa Catarina



Leonidas Cayo Mamani Gilapa

**EFEITO DO TEOR DE COBRE E DOS CAMINHOS DE
DEFORMAÇÃO NA CONFORMABILIDADE E NA
MARTENSITA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO NO AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304**

Esta Tese foi julgada adequada para obtenção do título de “Doutor”, e aprovado em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina

Joinville, 29 de setembro de 2011

Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira
Coordenador

Banca Examinadora

Prof. DSc. Carlos Augusto Silva de Oliveira
Orientador

Prof. Dr Ing. Augusto José de Almeida Buschinelli
UFSC

Prof. PhD. Hazim Ali Al-Qureshi
UFSC

Prof. DSc. Sérgio de Souto Maior Tavares
UFF

Prof. Dr. Ing. Lirio Schaeffer
UFRGS

Prof. DSc. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
UFC

DEDICATORIA

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira pela orientação, paciência e amizade;

Aos Professores do Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da UFSC;

Ao Professor Manoel Ribeiro da Silva da Universidade Federal de Itajubá, pelo apoio nas análises magnéticas;

Ao Professor Alexandre Da Cas Viegas da Universidade Federal de Santa Catarina, pelo apoio nas análises de raios X;

Ao Laboratório Central de Microscopia Eletrônica da Universidade Federal de Santa Catarina, pelas análises em MEV e MET;

Ao PGMat pela oportunidade da realização do Doutorado;

À minha família pelo apoio

RESUMO

Alguns aços inoxidáveis austeníticos apresentam uma microestrutura metaestável predominantemente austenítica, podendo se transformar em martensita quando deformados plasticamente em temperaturas abaixo da M_d (temperatura máxima de formação da martensita α'). A morfologia da austenita, a composição química do material e o estado de tensões durante a deformação são fatores que influenciam consideravelmente a transformação martensítica. O objetivo do presente trabalho foi realizar um estudo com a finalidade de analisar a evolução das transformações martensíticas induzidas por deformação (efeito TRIP) por diversos caminhos de deformação, para isto foram realizadas deformações gradativas em corpos de prova de aços inoxidáveis austeníticos, AISI 304N e AISI 304H, com larguras diferentes utilizando o ferramental Nakajima. Observou-se inicialmente, que as deformações com o ferramental Nakajima ocasionaram nas chapas estados de tensões-deformações complexos, especificamente quando as deformações são grandes ou quando elas são pequenas sob efeito de lubrificantes. Com relação a formação de martensita foi observado que há um aumento desta fase com incremento da deformação equivalente, sendo que este incremento é mais acentuado para grandes deformações. As análises magnéticas, de difração de raios x e microestrutural realizadas nas amostras deformadas mostraram que o aço inoxidável austenítico 304H formou mais martensita que o 304N, para os mesmos níveis de deformação. Isto foi devido basicamente ao menor teor de cobre deste aço. Nas análises realizadas por microscopia eletrônica de transmissão foram observadas a presença de austenita e martensita α' e ϵ e que a nucleação da martensita α' ocorre nas bandas de deformação e no interior das maclas e da martensita ϵ se dá no contorno de grão e no interior das maclas de deformação. Finalmente, foi utilizada a regra das misturas de fases com a finalidade de simular a curva tensão-deformação equivalente. Os resultados mostraram boa concordância entre a simulação da curva e os valores obtidos no ensaio de tração. Entretanto, foram obtidos valores não esperados de algumas variáveis da equação desenvolvida pela aplicação da regra das misturas.

Palavras chaves: Ensaio Nakajima, conformação mecânica, transformação de fases, efeito TRIP.

ABSTRACT

Some austenitic stainless steels have an austenitic microstructure predominantly metastable, can transform into martensite when plastically deformed at temperatures below M_d (maximum temperature of formation martensite α'). The morphology of the austenite, the chemical composition of the material and stress state during deformation are factors that influence the martensitic transformation. The objective of this work was to study in order to analyze the evolution of deformation induced martensitic transformation (TRIP effect) for several strain paths, were made for this gradual deformation in sample of austenitic stainless steels of AISI 304N and AISI 304H, with different widths using the tools Nakajima. It was observed initially that the deformations with Nakajima tooling in plates caused complex states of tension-deformation, particularly when the deformations are large or small when are under the influence of lubricants. With respect the formation of martensite was observed that there is an increase in this phase with increasing equivalent deformation, and this increase is more pronounced for large deformations. The magnetic analysis, x-ray diffraction and microestructural performed on samples deformed showed that the austenitic stainless steel 304H martensite formed over the 304N to the same levels of strain. This was due primarily to lower copper content of this steel. In the analysis performed by transmission electron microscopy were observed the presence of austenite and martensite ϵ and α' and the nucleation of martensite α' occurs in the deformation bands and within the twinned and martensite ϵ is given in the grain boundary and inside the twinned deformation. Finally, we used the rule of mixtures of phases in order to simulate the stress-strain curve equivalent. The results showed good agreement between the simulation curve and the values obtained in tensile test. However, values obtained were not expected for some variables in the equation developed by applying the rule of mixtures.

Keywords: Nakajima test, mechanical forming, phase transformation, TRIP effect.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Diagrama de Schaeffler	20
Figura 2.2 – Microestrutura do Aço Inoxidável Austenítico	22
Figura 2.3 – Influência dos elementos de liga na EFE	29
Figura 2.4 – Modelo representativo da martensita ϵ	30
Figura 2.5 – Esquema de transformação martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon$	30
Figura 2.6 – Micrografia de formação da martensita ϵ e padrão de difração obtido por TEM	31
Figura 2.7 – Detalhe da formação da martensita α'	32
Figura 2.8 – Microestrutura do aço 301LN obtido por TEM	33
Figura 2.9 – Microestrutura de um AIA, mostrando a relação Cristalográfica Kurdjumov-Sachs	34
Figura 2.10 – Modelo de transformação martensítica	35
Figura 2.11 – Morfologias da martensita em ligas Fe-Ni-C	36
Figura 2.12 – Morfologia de martensita em função da Temperatura de formação M_s	37
Figura 2.13 – Representação esquemática de uma placa de Martensita e o plano midrib	38
Figura 2.14 – Representação da relação entre CFC e CCC	39
Figura 2.15 – Tensões críticas para formação de martensita, Energia livre da austenita e martensita	41
Figura 2.16 – Variação da fração volumétrica da martensita	45
Figura 2.17 – Variação da tensão de escoamento e máxima Para um aço bifásico	48
Figura 2.18 – Relação do orelhamento com o coeficiente de anisotropia planar	51
Figura 2.19 – Influência de \bar{R} sobre o LDR	53
Figura 2.20 – Tração uniaxial, representação da curva	54
Figura 2.21 – Variação do expoente de encruamento	56
Figura 2.22 – Medidas para obtenção as deformações principais	57
Figura 2.23 – Curva CLC	58
Figura 2.24 – Sistema de tensões e deformações numa chapa	59
Figura 2.25 – Diagrama das deformações principais em torno do Critério de escoamento de VonMises	61
Figura 2.26 – Representação esquemática do embutimento profundo e os caminhos de deformação	62
Figura 2.27 – Modos de deformação para diferentes β	64
Figura 2.28 – Estiramento biaxial no topo da elipse	64

Figura 2.29 – Deformação plana na parede da peça	65
Figura 2.30 – Extensão uniaxial da borda de um furo	65
Figura 2.31 – Embutimento ou cisalhamento puro em flange	66
Figura 3.1 – Descrição esquemática dos experimentos	68
Figura 3.2 – Alturas de deformação para CP'S	70
Figura 3.3 – Ferramenta para o ensaio Nakajima	71
Figura 3.4 – Regiões de medidas das deformações no CP	72
Figura 4.1 – Resultado do ensaio de tração para os AIA 304 N 304 H na direção de laminação	79
Figura 4.2 – Deformações principais do AIA 304 N	80
Figura 4.3 – Deformações principais do AIA 304 H	81
Figura 4.4 – Microestrutura do AIA 304 N por MO	83
Figura 4.5 – Microestrutura do AIA 304 N por MEV	85
Figura 4.6 – Formação da austenita no interior do grão austenítico	86
Figura 4.7 – Micrografias do AIA 304 H por MO	88
Figura 4.8 – Micrografias do AIA 304H por MEV	89
Figura 4.9 – Curvas de histerese magnéticas para os AIA 304 N e 304 H, como recebidas	91
Figura 4.10 – Curvas de histerese magnética para o AIA 304 N	92
Figura 4.11 – Curvas de histerese magnéticas para o AIA 304 H	93
Figura 4.12 – Porcentagem em volume de martensita α' para os AIA 304 N e 304 H	94
Figura 4.13 – Fração volumétrica de martensita α' para os Caminhos de deformação do AIA 304 H	95
Figura 4.14 – Fração volumétrica de martensita α' para os Caminhos de deformação do AIA 304 N	96
Figura 4.15 – Difrátograma de raios X de AIA 304 N e 304 H Como recebidas	97
Figura 4.16 – Difrátogramas de raios X para o AIA 304 N	98
Figura 4.17 – Difrátogramas de raios X para o AIA 304 H	99
Figura 4.18 – Variação das fases presentes em função da Deformação equivalente para o AIA 304 N	100
Figura 4.19 – Variação das fases presentes em função da Deformação equivalente para o AIA 304 H	101
Figura 4.20 – Campo claro, campo escuro para a martensita ϵ e austenita obtido por MET para o AIA 304 N	102
figura 4.21 – Campo claro, campo escuro da martensita ϵ e martensita α' padrão de difração obtido por MET para o AIA 304 N	104

Figura 4.22 – Campo claro e campo escuro para a martensita ϵ e Martensita α' com o padrão de difração para o aço 304 H com deformação equivalente igual a 0,05	106
Figura 4.23 – Campo claro e campo escuro para a martensita ϵ e Martensita α' com o padrão de difração para o aço 304 H com deformação equivalente igual a 0,31	107
Figura 4.24 – Curvas de CP'S que simulam caminhos de deformação e caminhos de deformação	108
Figura 4.25 – Valores de microdureza para CP'S que simulam Caminhos de deformação dos AIA 304 N e 304 H	109
Figura 4.26 – Valores de microdureza para caminhos de Deformação β para os AIA 304 N e 304 H	110
Figura 4.27 – Tendência linear crescente da relação microdureza Deformação equivalente para os AIA 304 N e 304 H	111
Figura 4.28 – Efeito da porcentagem de martensita ϵ na tensão Limite de escoamento de uma liga Co27Cr	114
Figura 4.29 – Tensão-deformação equivalente obtido por ensaio De tração e simulado para os AIA 304 N e 304 H	115

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Especificação e composição química de AIA	22
Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas de alguns AIA	26
Tabela 2.3 – Energia de falha de empilhamento	38
Tabela 2.4 – Temperaturas M_s e M_{D30} para AIA	43
Tabela 2.5 – Valores de α e β obtidos por Olson e Cohen	45
Tabela 2.6 – Valores típicos de \bar{R} e ΔR para AIA	52
Tabela 2.7 – Efeito da redução a frio no \bar{R} e ΔR para AIA	52
Tabela 2.8 – Valores de coeficiente de encruamento, e constante Plástica para diversos metais	55
Tabela 3.1 – Composição química das chapas de AIA 304N e 304H	69
Tabela 4.1 – Valores de M_{D30} , Cr_{eq} e Ni_{eq} para os AIA 304N e 304H	77
Tabela 4.2 – Estimativa da diferença de EFE dos AIA 304N e 304H	78
Tabela 4.3 – Resultados obtidos na caracterização mecânica Das chapas como recibido	78

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Ni_{eq}	Níquel equivalente
Cr_{eq}	Cromo equivalente
AIA	Aços Inoxidáveis Austeníticos
γ	Austenita
$m\alpha'$	Martensita α'
$m\varepsilon$	Martensita ε
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrado
CCC	Estrutura cristalina cúbica do corpo centrado
HCP	Estrutura cristalina Hexagonal compacto
a	parâmetro da rede
M_s	Temperatura que indica a estabilidade da austenita em relação à transformação no resfriamento
M_d	Temperatura acima da qual não há formação de martensita induzida por deformação
M_{d30}	Temperatura na qual 50% de martensita α' é obtida para uma Deformação verdadeira de 0,3 no ensaio de tração
M_f	Temperatura limite de transformação espontânea no Resfriamento
$f^{\alpha'}$	Fração volumétrica de martensita α'
α_1	Constante que descreve o caminho da formação das bandas de Cisalhamento
β_1	Parâmetro que descreve a probabilidade de nucleação da martensita α'
σ_f^{α}	Tensão da liga α na regra das misturas
σ_f^{β}	Tensão da liga β na regra das misturas
σ_f^c	Tensão da mistura das fases
ε_T^{α}	Deformação total da liga α na regra das misturas
ε_T^{β}	Deformação total da liga β na regra das misturas
ε_T^c	Deformação total da mistura das fases
$\bar{\sigma}$	Tensão média
$\bar{\varepsilon}$	Deformação média
σ_c	Tensão de um aço bifásico

σ_{α}	Resistência da ferrita
$1-V_m$	Fração volumétrica da ferrita
V_m	Fração volumétrica da martensita
r	Coefficiente de anisotropia
\bar{r}	Coefficiente de anisotropia normal
Δr	Coefficiente de anisotropia planar
r_0	Anisotropia na direção de laminação
r_{45}	Anisotropia a 45° da direção de laminação
r_{90}	Anisotropia perpendicular a direção de laminação
LDR	Razão limite de embutimento
n	Coefficiente de encruamento
K	Constante plástica de resistência
E	Módulo de Young
σ_0	Tensão inicial de escoamento
CLC	Curva limite de conformação
ε_1	Deformação principal menor
ε_2	Deformação principal maior
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Tensões principais
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	Deformações principais
σ_{max}	Tensão máxima
σ_{min}	Tensão mínima
σ_{rup}	Tensão de ruptura
σ_{esc}	Tensão de escoamento
β	Relação de deformação
t	Espessura da chapa durante a deformação
t_0	Espessura inicial da chapa
ε_{eq}	Deformação equivalente
e	Deformação convencional ou de engenharia
$V_{\alpha'}$	Fração volumétrica sugerida por Shimozono
σ'_S	Saturação magnética
x	Fração molar de Ni_{eq}
y	Fração molar de Cr_{eq}
G	Campo Magnético aplicado
C	%de martensita ε
K_{α}	Constante plástica de resistência da martensita α'
K_{HCP}	Constante plástica de resistência da martensita ε
$\sigma_{0\alpha'}$	Tensão de escoamento da martensita α'
σ_{0HCP}	Tensão de escoamento da martensita ε
ε	Deformação real ou verdadeira
$\varepsilon_{\alpha'}$	Deformação real ou verdadeira da martensita α'

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
2.1	AÇOS INOXIDÁVEIS	19
2.2	AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS (AIA)	21
2.2.1	Influência dos elementos de liga	23
2.2.2	Efeito do Cobre como Elemento d liga nos AIA ...	25
2.2.3	Propriedades mecânicas	26
2.2.4	Energia de falha de empilhamento (EFE), e sua Influência na transformação de fases austenita/ Martensita ϵ e α'	27
2.3	TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA EM MARTENSITA	35
2.3.1	Cristalografia da martensita	38
2.3.2	Martensita induzida por deformação	40
2.4	EQUAÇÕES CONSTITUTIVAS DA FRACAO VOLUMETRICA DE MARTENSITA α' E DA CURVA TENSÃO DEFORMAÇÃO DE AIA	44
2.4.1	Fração volumétrica de martensita α'	44
2.4.2	Equações constitutivas de tensão e deformação Utilizando a lei das misturas	46
2.5	CONFORMABILIDADE DE CHAPAS METÁLICAS PARÂMETROS DE AVALIAÇÃO	48
2.5.1	Coefficiente de anisotropia “r”	49
2.5.2	Coefficiente de encruamento “n”	53
2.5.3	Curva limite de Conformação (CLC)	56
2.6	TENSÕES E DEFORMAÇÕES NA CONFORMAÇÃO DE CHAPAS	59
3	METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	67
3.1	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	69
3.1.1	Ensaio de tração e anisotropia	69
3.1.2	Ensaio de microdureza	69
3.1.3	Ensaio Nakajima	70
3.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	72
3.2.1	Microscopia ótica e de varredura	73
3.2.2	Microscopia eletrônica de transmissão (MET)	73

3.2.3	Difração de raios X	74
3.2.4	Medidas Magnéticas	74
3.3	SIMULAÇÃO DAS CURVAS TENSÃO- DEFORMAÇÃO	75
4	RESULTADOS OBTIDOS	77
4.1	CARACTERIZAÇÃO INICIAL	77
4.2	ENSAIO DE CONFORMABILIDADE	79
4.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS MATERIAIS	82
4.4	ANÁLISES MAGNÉTICAS	90
4.5	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	97
4.6	ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO	102
4.7	AVALIAÇÃO DA MICCRODUREZA	108
4.8	PROPRIEDADES MECÂNICAS	112
5	CONCLUSÕES	117
6	SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS	119
	REFERÊNCIAS	120

CAPÍTULO 1

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos são amplamente utilizados na produção de uma grande quantidade de produtos conformados para aplicação em utensílios domésticos, na indústria química, de alimentos e medicamentos, devido a resistência à corrosão e à baixa rugosidade superficial, o que evita o acúmulo de impurezas e facilita a higienização dos equipamentos e componentes (SANTOS, 2008, ANDRADE, 2004). Na arquitetura e na indústria automotiva, principalmente, podem ser utilizados em sistemas de exaustão, coxins e juntas ou ainda em produtos que demandam aços com boa combinação de resistência e conformabilidade, que permitam redução de peso e um design mais arrojado.

Muitas dessas aplicações requerem bom desempenho dos aços durante as etapas de fabricação, especialmente nos processos de estampagem, onde podem ocorrer, quase que simultaneamente, operações de dobramento, estiramento e embutimento. Essas operações são dependentes das características do material, grau de deformação e interface ferramenta-chapa, influenciando assim na geometria final e na qualidade do produto (CÁO, 2001).

Sabe-se que os aços inoxidáveis austeníticos 304N (S30451) e 304H (S30409) apresentam uma microestrutura metaestável predominantemente austenítica, podendo-se transformar em martensita, quando deformada plasticamente em temperaturas abaixo da M_d , que é a temperatura máxima na qual ocorre a formação de martensita α' induzida por deformação plástica. A transformação de fases ocasiona no material um aumento da resistência mecânica, ductilidade (aumento da estampabilidade) e variação no comportamento magnético inicial. O aumento da plasticidade causado pela formação da martensita é conhecido como efeito TRIP (transformation Induced plasticity) (SERRI, 2005).

Recentemente, Andrade (2003) realizou um estudo utilizando aços inoxidáveis austeníticos 304N e 304H com a finalidade de relacionar a transformação martensítica com a quantidade de deformação plástica desses aços inoxidáveis austeníticos. Rocha (2005) realizou um estudo em chapas de aços inoxidáveis austeníticos (304N e 304H) utilizando o ensaio Nakajima com o objetivo de analisar o efeito

de campos de deformações complexos nas transformações martensíticas induzidas por deformações e o efeito dessas transformações nas falhas das chapas.

Embora, Rocha (2006) tenha estudado o efeito das deformações utilizando três larguras de corpos de prova (CP) (215, 115 e 55mm) o presente trabalho realizou um estudo mais detalhado das transformações martensíticas induzidas por deformação utilizando CP'S com dimensões intermediárias (195, 175, 155, 115, 95, 75 e 55mm) com ajuda do ferramental Nakajima. Os CP'S utilizados simulam diferentes caminhos de deformação e tem por finalidade analisar a evolução das transformações de fase induzidas por deformações gradativas nos aços inoxidáveis austeníticos 304N e 304H. Portanto, os principais objetivos deste trabalho foram:

- Correlacionar o comportamento da conformabilidade do material com a formação de martensita. Para isso foram realizadas deformações gradativas, utilizando o ensaio Nakajima;
- Acompanhar a evolução da formação martensítica e a influência dos caminhos de deformação nesse comportamento, através de ensaios magnéticos difração de raios x, análises microestruturais e microdureza;
- Avaliar o efeito do caminho de deformação (uniaxial, plana e biaxial) nas transformações martensíticas;
- Avaliar o efeito do cobre nas transformações martensíticas, já que a diferença básica de composição química destes aços é o teor de cobre.
- Simular as propriedades mecânicas destes aços através da curva tensão – deformação, utilizando para isto resultados obtidos nas análises de laboratório.

Para tanto, o presente trabalho apresenta inicialmente uma revisão bibliográfica sobre aços inoxidáveis austeníticos, com a finalidade de apresentar as propriedades e o comportamento do material durante a deformação. Na seqüência, é apresentada a metodologia utilizada para alcançar os objetivos e, finalmente, a apresentação dos resultados e discussão dos mesmos, as conclusões obtidas e a bibliografia utilizada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O objetivo deste capítulo é realizar uma revisão da bibliografia sobre os aços inoxidáveis e sua classificação. Abordar especificamente os aços inoxidáveis austeníticos, as suas características, os tipos, a influência dos elementos de liga, a microestrutura, propriedades mecânicas e composição química. Aborda-se também a influência nas propriedades mecânicas e microestruturas quando os aços inoxidáveis austeníticos são submetidos à deformação plástica, à temperatura ambiente (mudança de fases de austenita para martensita ϵ e martensita α'), as técnicas utilizadas para caracterizar as mudanças obtidas por deformação. Finalmente é abordado a influência das características do material na conformabilidade de chapas de aço inoxidável austenítico e o comportamento desse material sob tensões.

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços inoxidáveis são ligas de ferro-carbono com teores de cromo acima de 10,5% em peso. A adição desse elemento confere ao material resistência à corrosão superior ao do aço carbono. Outros elementos de liga adicionados são: o níquel, molibdênio, manganês, silício, cobre, alumínio e nitrogênio, principalmente (Padilha, 1996).

Os elementos de liga adicionados podem ser utilizados para controlar as propriedades mecânicas, físicas e a resistência à corrosão. Como resultado, há uma grande quantidade de aços inoxidáveis que podem ser classificados em cinco grupos, em função da sua estrutura cristalina.

- Austeníticos (série 300): contendo 16-25% de cromo e 6-20% de níquel;
- Martensíticos (série 400): com 12-17% de cromo e 0,1-1,0% de carbono;
- Ferríticos (série 400): contendo 10,5-27% de cromo e baixo carbono;
- Duplex (ferrítico-austenítico): com 23-30% de cromo, 2,5-7% de níquel e adições de titânio ou molibdênio;
- Endurecíveis por precipitação: podem ter uma matriz austenítica ou martensítica, com adições de Cu, Ti, Al, Mo, Nb ou N.

Os aços inoxidáveis caracterizam-se, fundamentalmente, por sua elevada resistência à corrosão (devido à formação de uma camada superficial passiva, rica em óxido de cromo, Cr_2O_3), elevada resistência mecânica, ductilidade e tenacidade, o que permite serem utilizados em um grande número de aplicações (ASM, 1996).

O efeito combinado dos elementos de liga, intersticiais (C, N) ou substitucionais (Mo, Mn, Ti, Nb, V, W, Cu, Al, entre outros) na formação de ferrita (δ), austenita (γ) ou martensita (α'), à temperatura ambiente, pode ser determinado aplicando o diagrama de Schaeffler (fig. 2.1) (SOURMAIL, 2001). Embora esse diagrama tenha sido aplicado, inicialmente, a materiais soldados, é muito utilizado para ilustrar a relativa potencialidade de austenitização ou ferritização dos elementos e determinar a estrutura para certa composição (KRUPP, 2010).

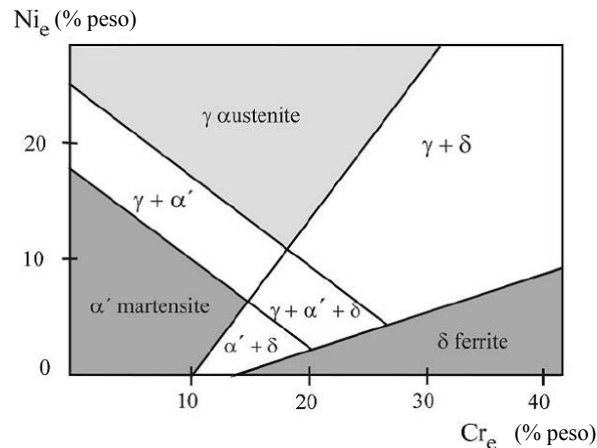


Figura 2.1: Diagrama de Schaeffler mostrando as microestruturas em função do cromo e níquel equivalente
Fonte: Krupp, 2010.

A avaliação da influência dos elementos de liga nas características microestruturais dos aços inoxidáveis pode ser feita em função do cromo e níquel equivalentes, parâmetros que agrupam os elementos conforme seus efeitos ferritizantes e austenitizantes (fig. 2.1) (SOURMAIL, 2001). Várias expressões para o cálculo do níquel e cromo equivalentes foram obtidas empiricamente, podendo-se citar as equações 2.1 e 2.2 de Pickering (1976):

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \text{Ni} + 0,5\text{Mn} + 30 \text{ C} + 25 \text{ N} + 0,3 \text{ Cu} + \text{Co} + 5\text{V} + 1,75\text{Nb} \quad (2.1)$$

$$Cr_{eq} = Cr + 2 Si + 1,5 Mo + 5,5 Al + 1,75 Nb + 1,5 Ti + 0,75W + 5V \quad (2.2)$$

Os valores das equações (2.1) e (2.2) estão em porcentagem em peso. Os elementos que contribuem para formação da austenita estão presentes na equação do Ni equivalente, já os elementos de liga do Cr equivalente favorecem a formação da ferrita.

2.2 Aços inoxidáveis austeníticos (AIA)

Aços inoxidáveis austeníticos (AIA) são responsáveis por 70 a 80% da produção mundial de aços inoxidáveis. Os AIA são essencialmente ligas ferro-cromo-níquel, contendo entre 18 e 30% em peso de cromo (melhora a resistência a corrosão), 8-20% em peso de níquel (favorece a formação da austenita) e 0,03-0,1% em peso de carbono (PADILHA, 2004, SOURMAIL, 2001). São adicionados ainda outros elementos de liga como Mn, Si, Mo, N, Ti, Nb que fornecem ao material importantes características mecânicas e de resistência à corrosão. Como impurezas, pode-se citar o P e S em teores abaixo de 0,1%. A tabela 2.1 apresenta a composição química de alguns AIA.

A microestrutura dos AIA depende da distribuição dos elementos de liga que compõem as ligas Fe-Cr-Ni durante o processo de solidificação (PADILHA, 1994). Dessa forma os AIA podem apresentar na sua microestrutura pequenas porcentagens de ferrita- δ (evidenciado por setas) ou de outros microconstituintes, em evidência na figura 2.2.

Tabela 2.1: Especificação e composição química de alguns AIA.

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

Fonte: ASM Handbook vol. 1, 2002 apud Rocha, 2006

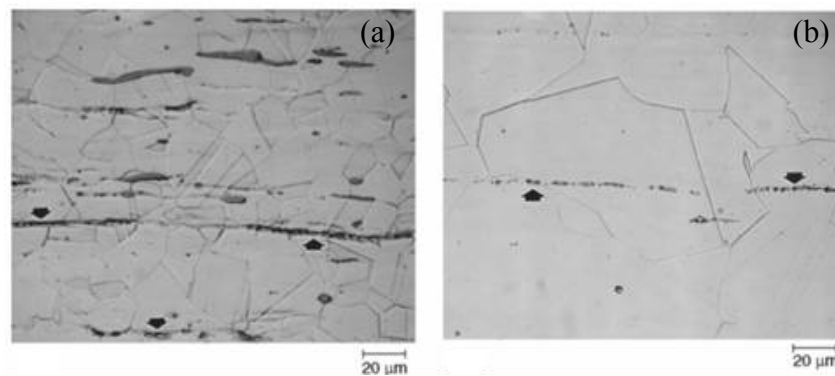


Figura 2.2: Microestrutura de um AIA com presença de ferrita δ em forma de veios finos (stringers) (a) aço 203 atacado com reagente de Ralph. (b) 302-HQ atacado com reagente de kalling.

Fonte: ASM Handbook, 2004

A composição química dos AIA permite exibir uma combinação de resistência e ductilidade necessárias aos materiais que precisam de

alta resistência e boa conformabilidade (alta taxa de endurecimento e ductilidade) aliada à boa resistência à corrosão (Talonen, 2004; Lichttenfeld, 2006) em uma larga faixa de temperatura de trabalho e boa soldabilidade (SPENCER, 2003; ANDRADE, 2003). Algumas classes de AIA são metaestáveis e podem sofrer transformação da austenita inicial (γ) CFC em martensita (ϵ) HCP paramagnética ou em martensita (α') CCC magnética por deformação plástica.

A estabilidade da austenita é, principalmente, dependente da composição química e temperatura. Outros fatores que podem afetar a extensão da transformação são a deformação plástica, a taxa de deformação, o estado de tensão e o tamanho de grão. A transformação resulta num incremento da resistência, pois a martensita é mais resistente que a austenita e pode, ao mesmo tempo, dar um incremento à ductilidade quando o material é submetido a severas deformações (LICHTENFELD, 2006).

2.2.1 Influência dos elementos de liga

As funções de alguns elementos de liga no AIA são citadas a seguir:

- Manganês (Mn); é introduzido nos AIA em substituição ao Ni por razões econômicas. O teor de níquel pode ser reduzido para 4% mais a adição de 2 – 6% de Mn em peso. Acima de 20% de Mn, evita-se a formação de martensita α' . Apesar da estrutura austenítica ser mantida, esses aços não mantêm a mesma resistência à corrosão que um aço 18/8. O Mn é também utilizado para aumentar a solubilidade do nitrogênio na austenita (SOURMAIL, 2001).
- Molibdênio (Mo); é um estabilizador da ferrita, favorece a formação de fases intermetálicas (fase Laves- Fe_2Mo e a fase Chi " χ "- $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$) e a precipitação dos carbonetos (M_6C) (SOURMAIL, 2001).
- Carbono (C); em teores elevados, o limite de resistência dos AIA diminui pelo aumento da estabilidade da austenita (impede a formação da martensita), para pequenos teores causa o endurecimento da austenita, aumentando o seu limite de resistência. A presença de carbono pode ocasionar a corrosão intergranular mesmo para os baixos teores de carbono (SOURMAIL, 2001).

- Nitrogênio (N); é um forte estabilizador da austenita, tem um papel importante no incremento da resistência à fadiga, resistência mecânica, melhora a resistência à corrosão por pites e pode retardar a formação de fases intermetálicas. Adições acima de 0,4% provocam a formação de nitretos de Cr e Si. Atua de forma semelhante ao carbono na estabilização dos AIA, tem também um grande efeito de endurecimento, semelhante ao carbono (SOURMAIL, 2001).
- Cromo (Cr); é um elemento ferritizante, reduz o campo de estabilidade da austenita e melhora a resistência à corrosão. Reage com o oxigênio para formar uma camada (cerca de 1-2 nm) fina passiva de óxido de cromo na superfície. O aumento de cromo desestabiliza a austenita, favorecendo a formação de ferrita e das fases intermetálicas Sigma e Chi, favorece também a formação de compostos $M_{23}C_6$, diminui a energia de falha de empilhamento e a temperatura M_s .
- Níquel (Ni); elemento mais importante na formação e estabilização da austenita. Melhora a resistência à corrosão e, ao mesmo tempo diminui a temperatura M_s .
- Elementos estabilizadores como nióbio e titânio melhoram a resistência à fluência principalmente pela redução de tensões intergranulares (LAHA, 2007). São fortes formadores de ferrita e carbonetos o que pode levar a uma redução efetiva do carbono em solução. Melhora também a resistência à corrosão (LEFFLER, 2005).

Titânio e nióbio são adicionados para incrementar a resistência à corrosão intergranular e também para aumentar a suas propriedades mecânicas em altas temperaturas (ABDEL, 2006).

Os AIA, quando expostos a temperaturas entre 500 e 900 °C, podem formar as fases intermetálicas sigma (σ), chi (χ) e as laves. As duas primeiras fases causam o empobrecimento da matriz em elementos como Cr, Mo, Ti, Nb e V, e a terceira, apesar da perda da ductilidade e empobrecimento em Mo, Ti e Nb, causa um considerável endurecimento. As fases intermetálicas também aumentam a resistência à fadiga do material (SOURMAIL, 2001).

2.2.2 Efeito do Cobre como elemento de liga nos AIA

O efeito do cobre nas características dos AIA tem sido pouco estudado, mas sabe-se, de maneira geral, que esse elemento reduz acentuadamente a resistência do material.

- O cobre é um elemento de liga estabilizador da austenita, onde é solúvel em quantidades relativamente elevadas (~4%) (LEMAY, 1982). No entanto, não é recomendada a adição de quantidades superiores a 3% já que podem diminuir a conformabilidade do aço ao dificultar o processo de deformação (HERMAS, 1995, PARDO, 2006). Esse elemento se encontra nos AIA do tipo 18-8 basicamente em solução sólida.
- A adição de aproximadamente 1,2% de cobre favorece a obtenção de uma austenita de maior estabilidade ao longo das transformações martensíticas (ANGEL, 1954; PARDO, 2006). Esse comportamento é um aspecto importante a considerar nos processos de conformação dos AIA metaestáveis, pois pode formar martensita α' e ϵ .
- A adição de Cu ($\approx 1,2\%$) favorece a conformabilidade dos AIA, permitindo alongamentos maiores e mais uniformes, diminuindo ao mesmo tempo a taxa de endurecimento por deformação (SHIMIZU, 1970; PICKERING, 1976; GONZÁLES, 2003).
- O cobre tem a tendência de aumentar a energia de falha de empilhamento da austenita, considerado um dos fatores importantes que controlam os mecanismos de deformação, conseqüentemente, adição de cobre tende a melhorar a estampabilidade (LIN, 1992, GONZÁLES, 2003). De acordo com Shimizu apud Lin, (1992) uma adição de (3,2%) de Cu pode aumentar a estampabilidade do AIA em torno de 2 a 3%.
- A adição em torno 3,2% em massa de cobre contribui para reduzir a formação de martensita ϵ . Estudos realizados por Choi e Jin, (1996), Castro, (2003) e Gonzáles, (2003), obtiveram um aumento da EFE como consequência da adição de Cu (3,2% em massa), nesse tipo de aço, contribui para reduzir a formação da martensita ϵ . Altas energias de falhas de empilhamento diminuem a susceptibilidade à corrosão sob tensão.
- Nohara, (1997) apud Gonzales (2003) mostrou que um incremento da porcentagem de cobre promove um decréscimo no parâmetro que avalia a estabilidade à deformação da austenita (M_{d30}). M_{d30} indica a

temperatura na qual 50% da martensita α' é obtida para uma deformação verdadeira de 0,3 no ensaio de tração. (JEFARI, 2010).

- O cobre é um elemento de liga relativamente efetivo como agente antimicrobiano, pois atua como importante catalisador em processos biológicos de oxidação-redução. O cobre pode formar na matriz uma fase rica em cobre (ϵ -Cu), inibidora do crescimento bacteriano sob a superfície do metal.

2.2.3 Propriedades mecânicas

Segundo Padilha e Guedes (1994), os AIA possuem limite de escoamento a 0,2% na faixa de 200 a 250 MPa, limite de resistência na faixa de 450 a 750 MPa e alongamento total na faixa de 35 a 45% no estado recozido (tabela 2.2)

Tabela 2.2: Propriedades mecânicas de alguns AIA à temperatura ambiente, conforme norma ASTM A240

<i>Material</i>	<i>Designação UNS</i>	<i>LR (MPa)</i>	<i>LE (MPa)</i>	<i>ϵ (%) em 50 mm min</i>	<i>HB máx</i>
AISI TP 301	UNS S30100	515	205	40	217
AISI TP 304	UNS S30400	515	205	40	201
AISI TP 316	UNS S31600	515	205	40	217
AISI TP 316L	UNS S31603	485	170	40	217
AISI TP 316LN	UNS S31653	515	205	40	217
AISI TP 317	UNS S31700	515	205	40	217
AISI TP 317L	UNS S31703	515	205	40	217
AISI TP 317LN	UNS S31753	550	240	40	217
AISI TP 321	UNS S32100	515	205	40	217
AISI TP 347	UNS S34700	515	205	40	201
AISI TP 904L	UNS N08904	420	220	35	

A diferença entre os valores de limite de resistência e escoamento indica que esses aços podem ter sua resistência muito elevada por processos de deformação a frio. Também é possível aumentar a resistência através de elementos de liga em solução sólida na austenita. Os elementos intersticiais da rede cristalina da austenita, tais como carbono e nitrogênio, tem um grande destaque nesse mecanismo (PADILHA E GUEDES, 1994).

Os AIA são considerados, entre os aços inoxidáveis, os de melhor resistência ao impacto, com energias do impacto Charpy da

ordem de 135 J à temperatura ambiente. Porém, a presença de fases intermetálicas, muitas vezes indesejadas na microestrutura do material, pode reduzir a tenacidade (HANDBOOK ASM, 2002)

2.2.4 Energia de falha de empilhamento (EFE), e sua influência na transformação de fases austenita /martensita ϵ e α'

Em materiais com estrutura CFC, as falhas de empilhamento (extrínseca ou intrínseca) são uma das mais importantes imperfeições cristalinas introduzidas pela movimentação das discordâncias parciais de Shockley e que tem um papel importante na sequência do processo de deformação plástica, já que controla a capacidade de encruamento, a corrosão sob tensão, a capacidade de estiramento e o tipo e quantidade de martensita formada o que, por sua vez, influencia na ductilidade do material (PICKERING, 1984; YAKUBTSOV, 1999; LEE, 2010; NEFF, 1996).

Uma EFE intrínseca pode ser originada a partir da dissociação de uma discordância em duas discordâncias parciais de Shockley mostra-se um exemplo dessa dissociação na eq. 2.3), o que leva a promover a formação da martensita ϵ (BRACKE, 2006, GU, 1994, PADILHA, 1997).

$$a/2[110] \rightarrow a/6[121] + a/6[211] \quad (2.3)$$

Onde “a” é o parâmetro da rede.

Materiais com baixa EFE tendem a uma distribuição mais homogênea e maior densidade de discordâncias, porém com menor mobilidade, maior energia armazenada na deformação e maior taxa de encruamento. Por outro lado, materiais com alta EFE apresentam uma distribuição de discordâncias com ligações muito fortes entre elas. Essas ligações fazem com que tenham maior mobilidade, o que facilita o aniquilamento de discordâncias de sinais opostos, a tabela 2.3 apresenta alguns valores de EFE.

Tabela 2.3: Energias de falha de empilhamento reportadas na literatura

Referências	Ligas	EFE (mJ/m ²)	Composição química (%)				
			Cr	Ni	Mn	N	C
Talonen and Hannien	301 LN	12,8	17,6	6,6	1,61	0,09	0,02
		14,7	17,4	6,6	1,34	0,15	0,15
	304	17,8	18,2	8,1	1,71	0,05	0,05
Schramm and Reed	21-6-9	41	20,3	6,48	9,55	0,26	0,03
		65	21	7,11	8,75	0,31	0,03
	304L	18	18,31	8,28	0,82	-	0,03
	305	34	18,02	11,85	1,64	-	0,07
	310S	94	24,7	18,8	1,73	-	0,05
	316	78	17,15	13,01	1,4	-	0,06
Ojima et al	310S	30,9	25,1	19,8	0,80	0,02	0,05
	310S-N	42,9	25	20,1	0,84	0,33	0,05
	316L	12,9	17,35	12,95	1,3	0,02	0,02
	HNS	22,3	23,09	4,16	-	1,00	0,02

Fonte: Adaptado de Lee, 2010

Segundo Reed e Schramm (1974), manganês, cromo, cobalto e silício diminuem em ordem crescente a EFE, ou seja, manganês diminui em menor intensidade, já o silício diminui em maior intensidade a EFE. O níquel e o cobre aumentam a EFE, porém o cobre possui um efeito mais intenso. A figura 2.3 mostra a influência dos elementos de liga na EFE (DUMAY, 2008).

A EFE é um importante parâmetro que influencia na formação e na quantidade de martensita ϵ e α' , especificamente a EFE intrínseca (BRACKE, 2006). Tem sido relatado que a martensita ϵ pode ser formada quando a EFE intrínseca for menor que 20 mJ/m². De acordo com Krupp, (2010) a martensita α' pode nuclear em materiais com EFE em torno de 20mJ/m².

Kelly e Nutting (1961) levantaram a suposição de que a martensita ϵ poderia estar associada a falhas de empilhamento e que seriam os sítios de nucleação dessa fase. Para Lee, (2010), falhas de empilhamento podem ser consideradas como núcleo para formação de maclas e da martensita ϵ (LACOMBE, 1993).

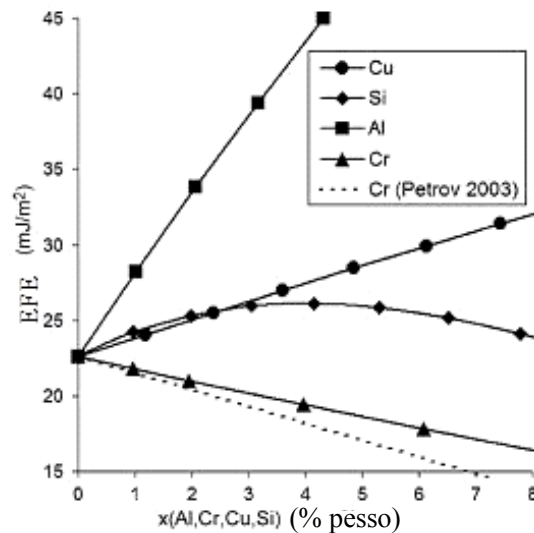


Figura 2.3: Influência dos elementos de liga na EFE
 Fonte: Dumay, 2008

Para Bracke, (2006), a formação da martensita ϵ em metais com baixa EFE intrínseca é usualmente explicada pelo modelo ilustrado esquematicamente na figura 2.4. Quando a primeira discordância parcial de Shockley se movimenta através do material, a sequência de empilhamento da estrutura CFC muda para HCP, gerando uma falha de empilhamento.

Considere-se na figura 2.4, a sequência de empilhamento ABCABCABC, de uma estrutura CFC e ABABAB de uma estrutura HCP. Quando uma discordância parcial de Shockley passa na 1ª parcial entre um plano B e um plano C, o material deslizado muda de tal forma que, na 2ª parcial, o plano C é ocupado pelo plano A, os planos originais A e B são ocupados pelos planos B e C, respectivamente. Isso significa que uma pequena área com um empilhamento HCP é formada no interior de um material com estrutura CFC, apresentando uma falha de empilhamento do tipo intrínseco e gerando, dessa maneira, a fase paramagnética martensita ϵ .

1ª parcial	2ª parcial	3ª parcial		
A	A	A	A	} HCP
B \perp	B	B	B	
C \rightarrow	A	A	A	
A \rightarrow	B \perp	B	B	
B \rightarrow	C \rightarrow	A	A	
C \rightarrow	A \rightarrow	B \perp	B	
A \rightarrow	B \rightarrow	C \rightarrow	A	
B \rightarrow	C \rightarrow	A \rightarrow	B	
C \rightarrow	A \rightarrow	B \rightarrow	C	

Figura 2.4: Modelo representativo da falha de empilhamento para nucleação da martensita ϵ

Fonte: Bracke, 2006

Segundo Yang, (2006), a transformação ($\gamma \rightarrow \epsilon$) ocorre cristalograficamente pelo movimento de $1/6\langle 112 \rangle$ das discordâncias parciais de Shockley (YIN, 1994), tendo como característica uma deformação elástica. A transformação também ocorre pelo cisalhamento do plano de hábito $\{111\}_\gamma \parallel (0001)_\epsilon$ e $\langle 11\bar{2} \rangle_\gamma \parallel \langle 10\bar{1}0 \rangle_\epsilon$ (VENABLES, 1962; BROOKS, 1979, GU, 1994). Na austenita, existem quatro planos $\{111\}$ e três direções $\langle 11\bar{2} \rangle$ em cada plano $\{111\}$ mostradas na figura. 2.5(a). Os planos atômicos ao longo das três direções $\langle 11\bar{2} \rangle$ no mesmo plano $\{111\}$ produzem exatamente a mesma estrutura da martensita ϵ , apesar de diferentes mudanças de forma que podem causar (fig. 2.5b) (YANG, 2006).

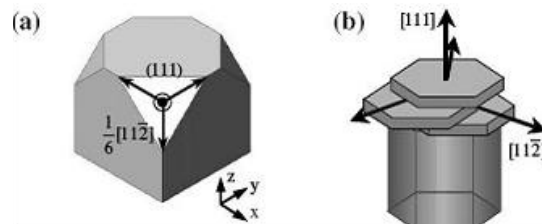


Figura 2.5: Esquema da transformação martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon$ (a) planos $\{111\}$ e direções $\langle 11\bar{2} \rangle$ em cada plano da estrutura CFC; (b) três direções de cisalhamento equivalente $\langle 10\bar{1}0 \rangle_{hcp}$ para a mesma martensita $(0001)_\epsilon$ (YANG, 2006)

Young, (2006) tracionou (deformação verdadeira igual a 0,1) um AIA Fe-18Cr10Mn-(N ou N+C), onde observou as bandas de deformação, formadas pela sobreposição de muitas bandas de cisalhamento e de finas ripas de martensita ϵ (direção transversal da figura 2.6a). A figura 2.6(b) mostra o padrão de difração da matriz γ e da martensita ϵ . A relação de orientação entre as fases γ e ϵ foram obtidas pela relação de Shoji-Nishiyama, cujos planos e direções, em ambas as estruturas, são paralelas: $\langle 110 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle_{\epsilon}$ e $\{1\bar{1}1\}_{\gamma} \parallel \{0001\}_{\epsilon}$, a figura 2.6(c) e (d) mostra as ripas da martensita ϵ no plano de deslizamento $\{111\}$ e a interseção entre duas ou mais bandas de martensita ϵ .

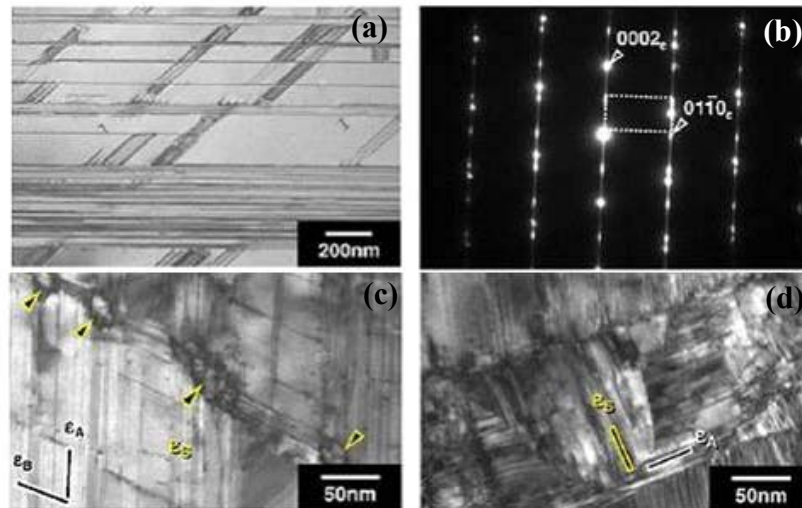


Figura 2.6: Micrografias obtidas por TEM, mostrando a formação da martensita ϵ , as bandas de deformação e suas interações (a) e o padrão de difração em (b); em (c) e (d) a interações das ripas de martensita ϵ
 Fonte: YOUNG, 2006

A nucleação da martensita α' pode ocorrer nas bandas de deslizamento da austenita. Um modelo proposto por Borgers e Burgers, pode ser utilizado para explicar a transformação de uma estrutura CFC em CCC (Yang, 2008), cujo modelo é esquematicamente ilustrado na figura 2.7.

O primeiro componente do plano de deformação invariante corresponde a 1/3 das maclas de cisalhamento numa estrutura CFC com

um deslocamento de $a_{\text{cfc}}/18\langle 112 \rangle$, representada por T/3 na figura 2.7 (a). Essa macla de cisalhamento T/3 pode ser alcançada por um conjunto de discordâncias parciais de Shockley, $a_{\text{cfc}}/6\langle 112 \rangle$, uma média de mais de três em três planos de deslizamento $\{111\}_{\text{cfc}}$.

O segundo componente de cisalhamento corresponde à metade das maclas de cisalhamento na estrutura CFC, denotado por T/2 na figura 2.7.(a). O deslocamento, nesse caso, pode ser descrito por $a_{\text{cfc}}/12\langle 112 \rangle$ quando se refere à estrutura CCC e $a_{\text{ccc}}/8\langle 110 \rangle$, quando se refere à estrutura CCC. Semelhante à macla de cisalhamento T/3, a T/2 pode ser acompanhada por um conjunto de $a_{\text{cfc}}/6\langle 112 \rangle$ discordância parcial de shockley, uma média de mais de dois em dois planos de deslizamento $\{111\}$ neste caso (YANG, 2008, BRACKE, 2006).

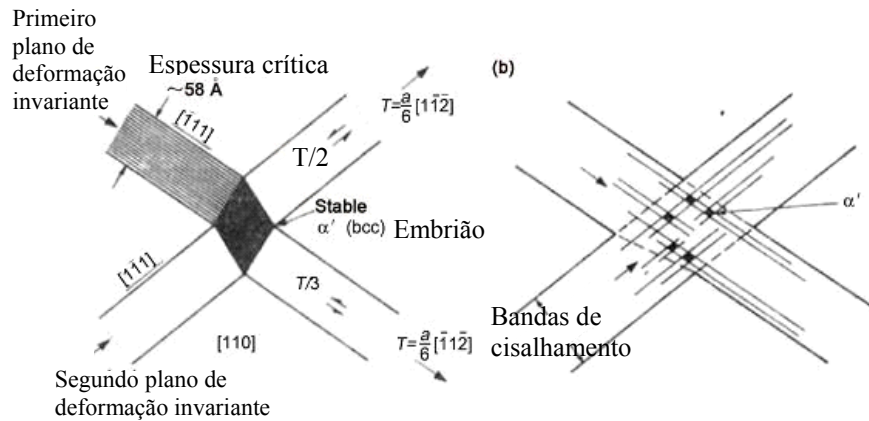


Figura 2.7: Detalhe esquemático da nucleação da martensita α' (a) planos de deformação invariantes, (b) nucleação na interseção das maclas e bandas de deformação da austenita

Fonte: Yang, 2008

O primeiro componente do plano de deformação invariante corresponde a 1/3 das maclas de cisalhamento numa estrutura CFC com um deslocamento de $a_{\text{cfc}}/18\langle 112 \rangle$, representada por T/3 na figura 2.7 (a). Essa macla de cisalhamento T/3 pode ser alcançada por um conjunto de discordâncias parciais de Shockley, $a_{\text{cfc}}/6\langle 112 \rangle$, uma média de mais de três em três planos de deslizamento $\{111\}_{\text{cfc}}$.

O segundo componente de cisalhamento corresponde à metade das maclas de cisalhamento na estrutura CFC, denotado por T/2 na figura 2.7.(a). O deslocamento, nesse caso, pode ser descrito por

$a_{cf\epsilon}/12\langle 112 \rangle$ quando se refere à estrutura CCC e $a_{cc\epsilon}/8\langle 110 \rangle$, quando se refere à estrutura FCC. Semelhante à macla de cisalhamento T/3, a T/2 pode ser acompanhada por um conjunto de $a_{cf\epsilon}/6\langle 112 \rangle$ discordância parcial de Shockley, uma média de mais de dois em dois planos de deslizamento $\{111\}$ neste caso (YANG, 2008, BRACKE, 2006).

De acordo com Krupp, (2010) a martensita α' (FCC) pode nuclear em materiais com baixa EFE ($<20\text{mJm}^{-2}$) na interseção das ripas da martensita ϵ (transformação $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$), para materiais com alta EFE ($>20\text{mJm}^{-2}$), a nucleação pode ocorrer na interseção das bandas de cisalhamento com as falhas de empilhamento (FE) (figura 2.8 (a) e (b)), na interseção das bandas de cisalhamento, com contorno de grão ou com contorno de maclas de deformação ou ainda na interseção das microbandas de cisalhamento (transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$) sob condições de alta deformação, melhorando, dessa forma, a ductilidade do material (TALONEN, 2005, LICHTENFELD, 2006).

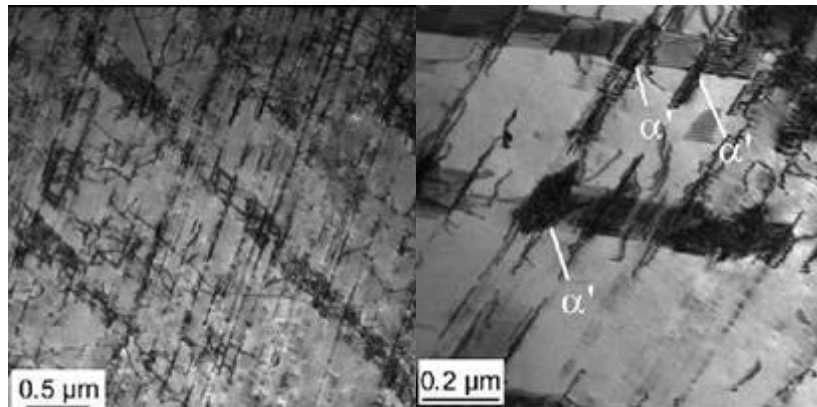


Figura 2.8: Microestrutura do aço 301LN, (a) bandas de cisalhamento e a interseção, destas (b) nucleação da martensita α' na interseção das bandas de cisalhamento

Fonte: Talonen, 2005

As orientações entre as fases (austenita e martensita α'), durante a transformação, têm sido descritas pelas relações de Kurdjumov-Sachs $\gamma\{111\} \parallel \alpha'\{110\}$ e $\gamma\langle 110 \rangle \parallel \alpha'\langle 111 \rangle$ e o de Nishiyama $\gamma\{111\} \parallel \alpha'\{110\}$ e $\gamma\langle 211 \rangle \parallel \alpha'\langle 110 \rangle$ (KRUPP, 2010, VENABLES, 1962)

A figura 2.9 apresenta a microestrutura de um AIA austenítico, mostrando a fase matriz austenítica e as ripas de martensita, ainda

mostra a relação de orientação cristalográfica de Kurdjumov-Sachs entre a fase matriz austenita e a martensita transformada (KRUPP, 2010).

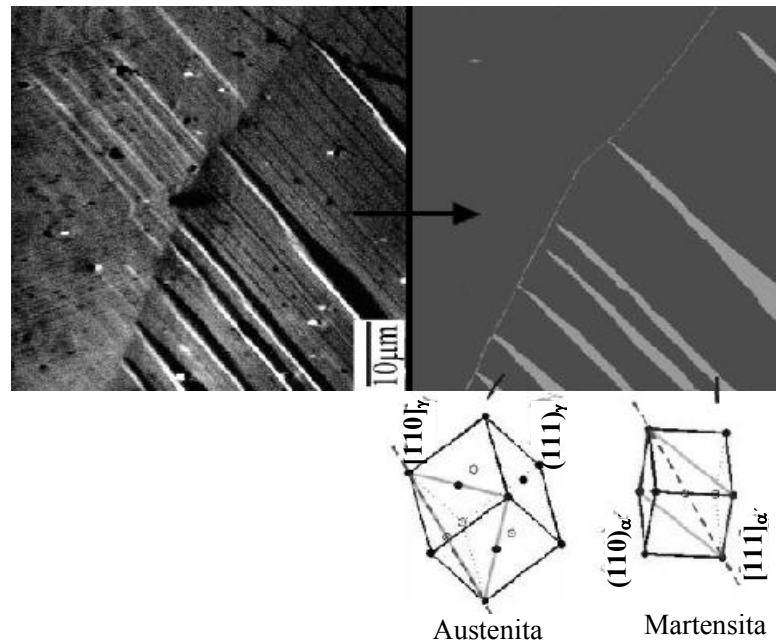


Figura 2.9: Microestrutura de um AIA mostrando a fase matriz austenítica e as ripas de martensita formadas e também a relação cristalográfica de Kurdjumov-Sachs entre as fases inicial austenítica e final martensítica

Fonte: Krupp, 2010

Hecker apud Shrinivas (1995) estudaram o efeito de diferentes estados de deformação (uniaxial e biaxial) e velocidades de deformação na formação da martensita α' em aços inoxidáveis 304. Observaram que, em baixas deformações, a martensita α' se forma mais rapidamente com altas taxas de deformação ($10^3/s$) do que com baixas taxas de deformação ($10^{-3}/s$), no entanto, em deformações maiores que 0,25, a situação é contrária. Eles atribuíram esse comportamento ao aquecimento adiabático que, devido às altas taxas de deformação, inibe a formação de martensita α' .

Hecker apud Lichtenfeld, (2006) observaram que há maior quantidade de martensita formada em aços inoxidáveis 304 quando submetidos a tensões biaxiais que em tensões uniaxiais, já Murrell

mostrou que a martensita formada na interseção de bandas de cisalhamento em deformações biaxiais é aproximadamente duas vezes e meia a maiores quando comparada com deformações uniaxiais.

2.3 TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA EM MARTENSITA

A transformação martensítica é uma transformação de fase adifusional, que ocorre por cisalhamento de planos cristalográficos no estado sólido por nucleação e crescimento da martensita a partir da austenita (fig. 2.10) (OTSUKA E WAYMAN, 1998; BHADESHIA, 2001).

A mudança de estrutura cristalina ocorre por uma deformação homogênea da fase original, conseqüentemente, a estrutura da martensita contém o mesmo número de átomos do cristal da fase mãe que o gerou (frequentemente classificada como uma transformação militar). A região transformada sofre mudança de forma (fig. 2.10), com aparecimento de relevo (superfície da martensita), e microestrutura com alta resistência mecânica, devido ao grande aumento das discordâncias.

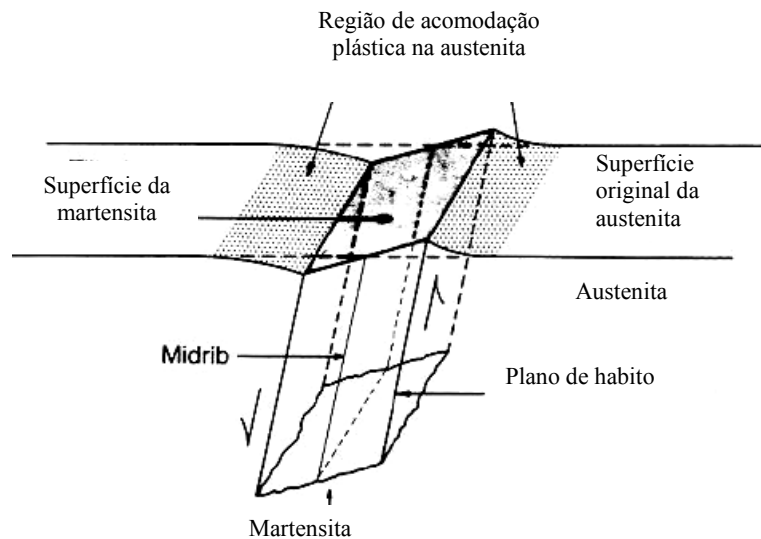


Figura 2.10: Modelo de transformação martensítica
Fonte: Otsuka e Wayman, 1998

O plano de hábito (interface entre a fase mãe e fase produto), no qual as ripas de martensita se formam, é, geralmente, admitido como um plano não distorcido (fig. 2.10). A deformação microscópica que ocorre na formação de uma ripa de martensita é devida à movimentação dos átomos (menor que um espaço interatômico) através de um mecanismo de cisalhamento paralelo ao plano de hábito. Uma deformação dessa natureza é chamada de deformação plana invariante (WAYMAN, 1975, BURKE, 1965).

Comumente, as morfologias da martensita encontradas em aços carbono e baixa liga são as em ripas e em placas, como observaram Maki, (2006), Rivas, apud Shrinivas, (1994), Lecrosey and Pineau (1972), entre outros autores. Entretanto Umemoto (1983), Morito (2003) e Shibata, (2006) estudando aços Fe-C, Fe-Ni-C and Fe-Cr-C, por microscopia ótica, observaram as morfologias de ripas, borboleta, lenticular e em placas. A figura 2.11 (Umemoto, 1983) mostra essas morfologias.

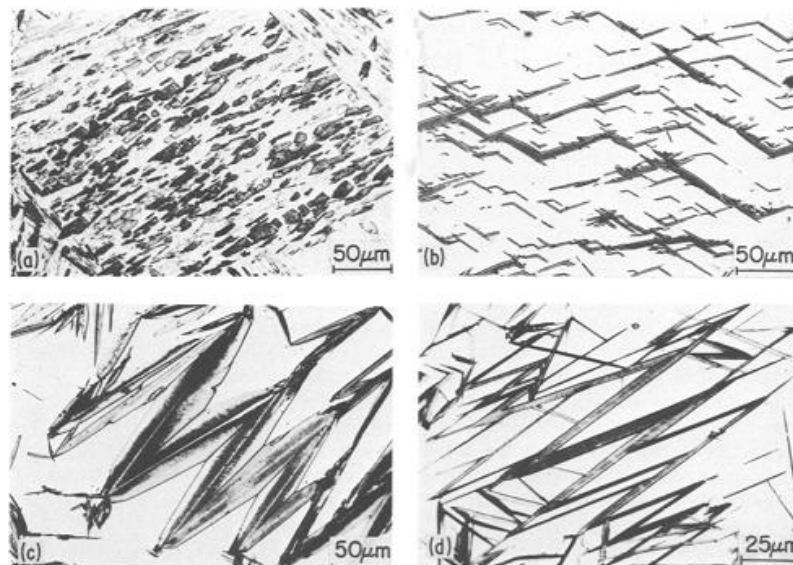


Figura 2.11: Morfologias da martensita formada em ligas de Fe-Ni-C. (a) ripas, (b) borboleta, (c) lenticular e (d) placas finas
Fonte: Umemoto, 1983

Os autores acima mencionados observaram que, nas ligas Fe-C, a martensita em ripas se forma nas ligas com menos de 0,8% de carbono em peso, com carbono entre 0,98 e 1,42% se forma a martensita borboleta e com mais de 1,56% de carbono a martensita lenticular. Nas ligas Fe-Ni-C, as morfologias da martensita variam em função da temperatura de transformação e da composição. Para ligas com o mesmo teor de carbono, a morfologia varia de ripas para borboleta para lenticular e para placas, à medida que a temperatura de transformação diminui. Nas ligas Fe-Cr-C, só se observou a formação das martensitas em ripas e em placas. A figura 2.12, mostra de forma esquemática, a região das várias morfologias da martensita em função da porcentagem de carbono e temperatura de transformação (M_s) para ligas de Fe-Ni-C (UMEMOTO, 1983).

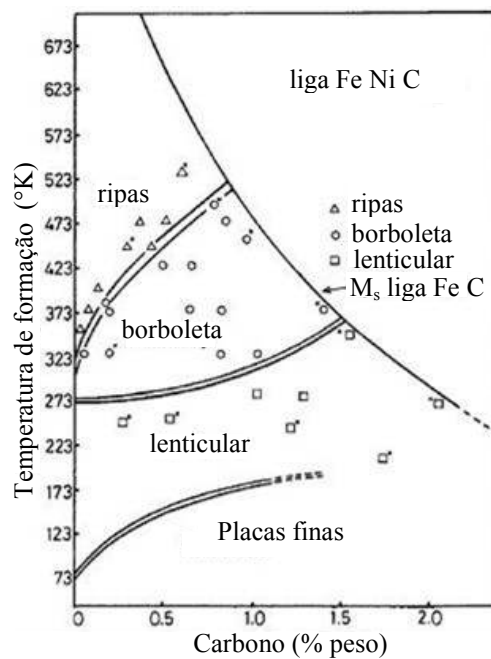


Figura 2.12: Morfologia de martensita obtida em função da temperatura de formação (M_s) e porcentagem de carbono
Fonte: Umemoto, 1983

Martensita em ripas se formam próximas ao plano $\{111\}_f$ (retículo de fases centrada) contendo alta densidade de discordâncias, a

martensita borboleta se forma no plano $\{225\}_f$, a lenticular no plano $\{259\}_f$ ou $\{3\ 10\ 15\}_f$ e placas finas de martensita são formadas em $\{3\ 10\ 15\}_f$ (UMEMOTO, 1983).

Em aços de alto e médio carbono, a martensita lenticular consiste de placas lenticulares com um núcleo central chamado de “midrib” (figura 2.13). O midrib é o plano onde inicia a transformação da martensita, com a interface de crescimento avançando dos dois lados do plano, porém em direções opostas (SINHÁ 2003, apud ROCHA 2006).

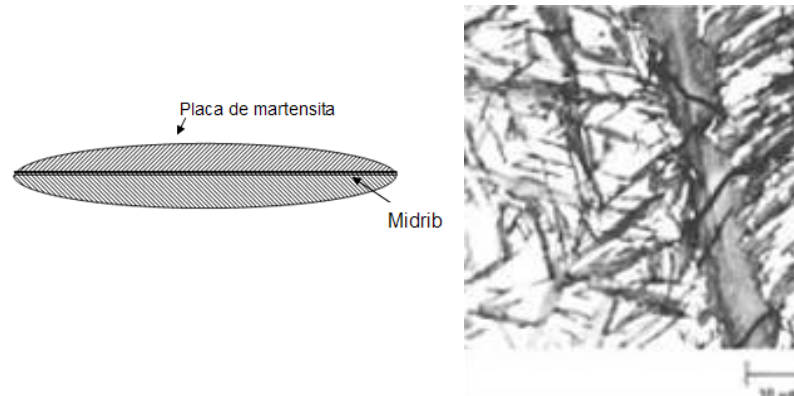


Figura 2.13: (a) representação esquemática de uma placa de martensita e o plano denominado midrib e (b) martensita em placas (região escura) e austenita retida em um aço com 1,39% C

Fonte: ASM Handbook v2. 1993, apud Rocha 2006

2.3.1 Cristalografia da martensita

A transformação martensítica ocorre devido a um movimento coordenado dos átomos, existindo, conseqüentemente, correspondência cristalográfica entre a austenita e martensita, no entanto as redes cristalinas das mesmas são diferentes, o que faz com que a interface entre a austenita e martensita seja semicoerente. Bain (WAYMAN, 1994) propôs um mecanismo pelo qual a martensita poderia ser formada com um mínimo de movimentação atômica, partindo da austenita. O mecanismo proposto foi descrito como deformação homogênea, em que o movimento coordenado dos átomos pode converter um reticulado em outro por meio de expansão ou contração nos eixos cristalográficos,

assim um reticulado CFC da austenita tem semelhança com o reticulado CCC da martensita (fig. 2.14).

Bain 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 CCC poderia ser formada no interior de duas células unitárias da austenita (fig. 2.14).

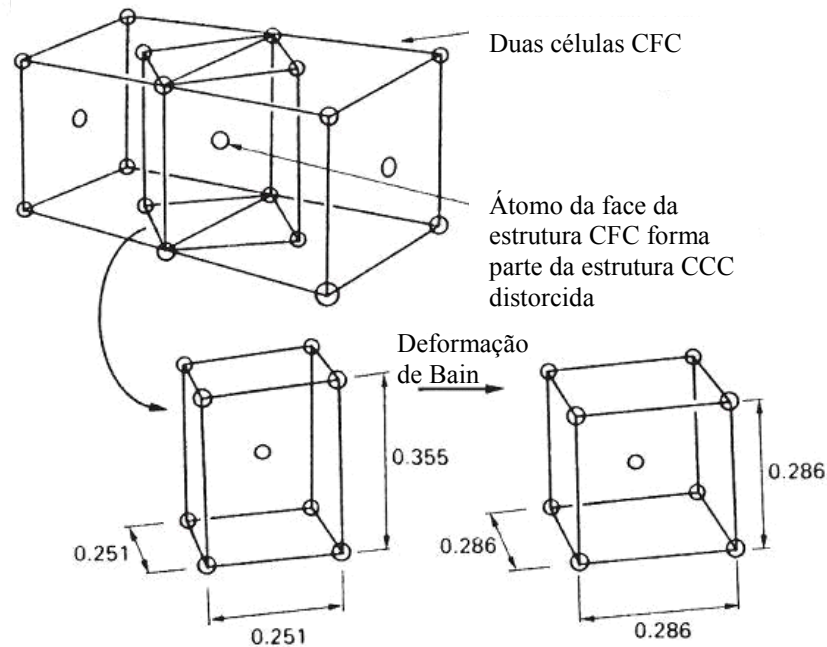


Figura 2.14: Representação esquemática da relação entre as redes CFC e CCC, em que se observa que a estrutura CCC não é coerente com a CFC, mas pode-se obter a coerência girando o plano da rede CCC; as medidas estão em nm
Fonte: Ashby, 1998

No mecanismo de Bain, a transformação pode ser expressa alternativamente como uma rotação de 45° em torno de um eixo $\langle 110 \rangle$ comum às fases mãe e produto. A relação de orientação entre a austenita e a martensita é, portanto, $\{001\}_\gamma \parallel \{001\}_\alpha$ e $\langle 001 \rangle_\gamma \parallel \langle 001 \rangle_\alpha$

As transformações martensíticas ocorrem a partir de um plano de hábito, plano comum as estruturas CFC e CCC da austenita e martensita e que permanece não deformado e não distorcido, o que não acontece

com a deformação de Bain, logo, a deformação de Bain não representa uma transformação martensítica por não haver a existência desse plano invariante.

Wecnsler (1953) mostrou que as transformações martensíticas podem ser explicadas em termos de três deformações conforme segue:

- Uma distorção de Bain (que envolve os menores deslocamentos atômicos possíveis), que forma o reticulado do produto a partir do reticulado da matriz.
- Uma deformação por cisalhamento, que mantém a simetria do reticulado e, em combinação com a distorção de Bain, produz um plano não distorcido.
- Uma rotação do reticulado transformado, de modo que o plano não distorcido tenha a mesma orientação espacial nos cristais da matriz e do produto.

2.3.2 Martensita induzida por deformação

A transformação de austenita para martensita pode ocorrer de três formas, transformação espontânea (térmica), nucleação assistida por tensão e nucleação induzida por deformação, figura 2.15 (Lichtenfeld, 2006). Comumente, a sequência de transformação induzida por deformação (TRIP) (Serri, 2005) é austenita (γ) \rightarrow martensita (ϵ) \rightarrow e martensita (α') (SPENCER, 2004).

A transformação espontânea ocorre quando o material é resfriado numa temperatura abaixo do início de formação da martensita (M_s) (fig. 2.15 a) e se completa quando a temperatura alcança uma temperatura limite de transformação chamada M_f ($M_s > M_f$) (Lacombe, 1993). Nesse estágio, a força motriz química do sistema (ΔG) (fig. 2.15 b) é suficiente para nuclear as primeiras ripas de martensita sem aplicação de tensão. A nucleação ocorre, preferencialmente, nos defeitos do reticulado cristalino, em cujos sítios há arranjos metaestáveis favoráveis à nucleação da martensita.

Nesse estágio, a formação de martensita cessa quase que instantaneamente se o resfriamento é interrompido e a temperatura mantida constante. A martensita ϵ pode-se formar neste estágio (em baixas temperaturas) na ausência de deformação plástica, enquanto, para a formação de martensita α' , é necessária a deformação plástica.

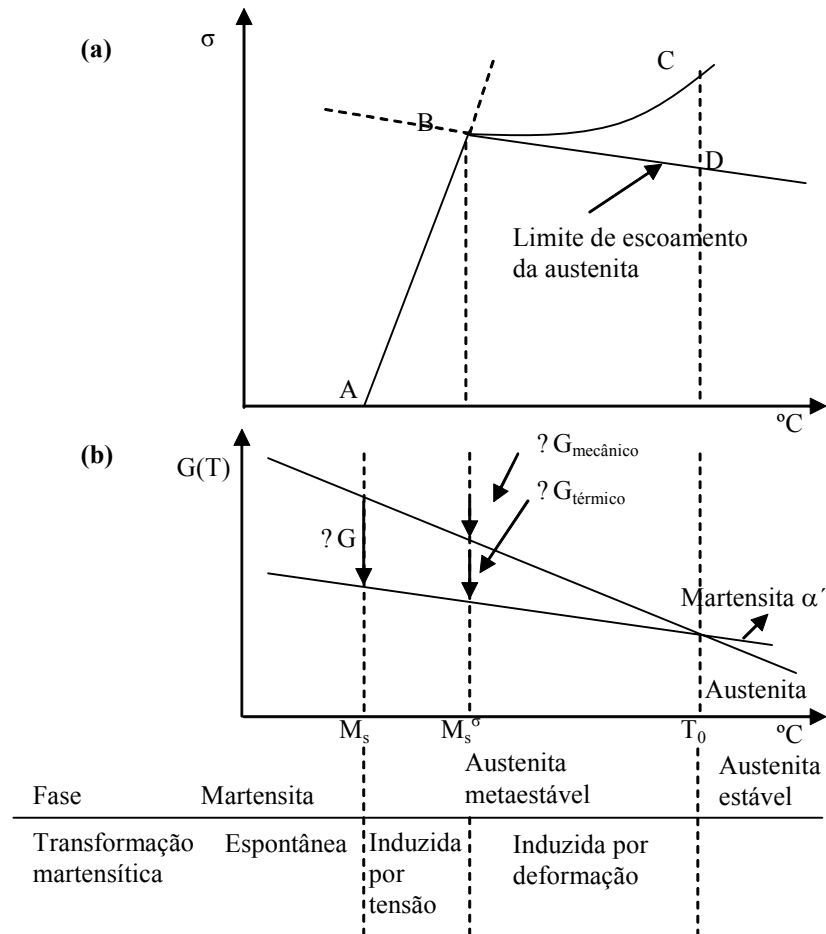


Figura 2.15: Diagrama esquemático mostrando (a) tensões críticas para iniciar a formação de martensita em função da temperatura, (b) energia livre de austenita e martensita em função da temperatura

A temperatura M_s é um parâmetro que indica a estabilidade da austenita em relação à transformação no resfriamento. Essa temperatura varia em função da composição química do aço. A temperatura M_s em aços austeníticos pode ser estimada por várias fórmulas empíricas, entre elas as de Sinhá, (2003) (eq. 2.4) e Eichelman and Hull apud Krupp, (2010) (eq. 2.5).

$$M_s = 75(14,6 - Cr) + 110(8,9 - Ni) + 60(1,33 - Mn) + 50(0,047 - Si) + 3000[0,068 - (C + N)] \quad (2.4)$$

$$M_s = 1350 - 1665(C + N) - 28(Si) - 33(Mn) - 42(Cr) - 61(Ni) \quad (2.5)$$

Os valores são apresentados em porcentagem em peso.

Logo acima da M_s (fig 2.15) (nucleação assistida por tensão), a martensita é nucleada quando a tensão aplicada está na região de deformação elástica da austenita (trecho AB da fig. 2.16a) (Maxwekk, 1974). Nesse estágio, a martensita pode ser formada desde que a força motriz química ($\Delta G_{\text{termico}}$) para a transformação seja complementada por uma força auxiliar, a força motriz (tensão) mecânica externa (fig. 2.15(b)) (KURC, 2010, LEUTENECKER, 1989, KRUPP 2010). No trecho AB da figura 2.15, a martensita pode ser formada pela aplicação de uma tensão elástica, que também ocasiona uma deformação elástica. Esse tipo de transformação da martensita ocorre até o escoamento da austenita, a uma temperatura designada por M_s^σ .

Acima de M_s^σ (fig. 2.15 (a)) a martensita nucleia, a partir do início do limite de escoamento da austenita. Nessa faixa de temperatura (trecho BC), a austenita é deformada e a nucleação da martensita α é induzida por deformação plástica, cuja tensão aplicada correspondente permanece aproximadamente constante (início do trecho BC). Nesse caso, a nucleação da martensita dependerá da formação de novos sítios, os quais aparecem como produto das interações entre as discordâncias.

A força motriz química ΔG (fig. 2.15(b)) para transformação da austenita em martensita é função da composição química da austenita (C, Mn, Si, Al,..) e da temperatura. A força mecânica ΔG_{mec} é dependente do estado de tensão, devido à interação da carga aplicada e à mudança de volume correspondente durante a transformação (TALONNEN, 2007)

Acima da temperatura M_d , a austenita se torna mais estável, o que inibe a formação da martensita, devido ao aquecimento da peça e ao aumento da temperatura durante a deformação plástica, o que estabiliza a austenita.

A transformação de fases evidenciadas na figura 2.15 está diretamente relacionada à estabilidade da fase austenítica.

O grau de estabilidade da austenita é frequentemente avaliado pelo parâmetro Md_{30} , que é a temperatura na qual 50% da martensita α é

obtida para uma deformação verdadeira de 0,3 no ensaio de tração. M_{d30} pode ser estimada por várias equações, a seguir são citadas as equações propostas por: Nohara (1977), apud Talonen (2004) (eq.2.6); Angel, (1954) apud Krupp (2010) (eq. 2.7) e Pickering (1978) apud Rocha (2006) (eq. 2.8).

$$M_{d30}(^{\circ}C) = 551 - 462(C + N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 29(Ni + Cu) - 18,5Mo - 68Nb - 1,42(d - 8) \quad (2.6)$$

“d” representa o tamanho de grão ASTM da austenita.

$$M_{d30}(^{\circ}C) = 413 - 462(C + N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 9,5Ni - 18,5Mo \quad (2.7)$$

$$M_{d30}(^{\circ}C) = 497 - 462(C + N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 9,5Ni - 18,5Mo \quad (2.8)$$

Os valores são apresentados em porcentagem em peso.

A tabela 2.4 apresenta as temperaturas de M_s e M_{d30} obtidos por diversos autores e as respectivas equações aplicadas.

Tabela 2.4 Temperaturas M_s e M_{d30} para AIA

Transformação Tipo AIA	M_s (Einichelman and Hull)	M_{D30} (Angel)	M_{D30} (Nohara)
Lichtenfeld			
304L	-135	35	2
304	-173	20	-10
Talonen, J. et.al. 2004			
304 2B			-15,9
304 2H	-	-	-21,2
Peterson			
304	-240	-36	-
Krupp			
304L	72,3	40,5	-
Santos			
	-	-	-34,3

2.4 EQUAÇÕES CONSTITUTIVAS DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA α' E DA CURVA TENSÃO DEFORMAÇÃO DE AIA

O desenvolvimento de equações constitutivas tornou-se cada vez mais importante devido ao crescente uso de elementos finitos (FEM) nas aplicações de engenharia. No caso dos aços metaestáveis, não é simples, devido à complexa interação entre as condições externas, evolução microestrutural e a resposta mecânica. As equações constitutivas da fração volumétrica de martensita α' com a deformação equivalente e da curva tensão-deformação para os aços metaestáveis serão relatadas a seguir.

2.4.1 Fração volumétrica de martensita α'

Ludwinson e Berger (1969) propuseram o primeiro modelo da transformação da austenita em martensita α' e a curva tensão deformação para aços austeníticos metaestáveis. Assumiram que a fração volumétrica da martensita é uma função contínua da tensão e que as propriedades mecânicas de ambas as fases, austenita e martensita α' , contribuem para a tensão de escoamento.

A quantidade de martensita α' formada pode ser avaliada utilizando o desenvolvimento teórico de Olson e Cohen (apud Talonen, 2004). Eles desenvolveram a equação 2.9, descrevendo a relação entre a fração volumétrica de martensita α' ($f^{\alpha'}$) com a deformação.

$$f^{\alpha'} = 1 - \exp\{-\beta[1 - \exp(-\alpha\varepsilon)]^n\} \quad (2.9)$$

Onde: α e β são constantes que dependem da temperatura e “n” é um expoente fixo com valor igual a 4,5.

O parâmetro α descreve o caminho da formação das bandas de cisalhamento e é fortemente dependente da EFE nos AIA. O parâmetro β é proporcional à probabilidade de nucleação de um embrião de martensita α' nas interseções das bandas de cisalhamento (TALONEN, 2004). A tabela 2.5 apresenta os valores dos parâmetros α e β para os A.I.A. 301L e 301N em função da velocidade de deformação.

Tabela 2.5: Valores de α e β obtidos por Olson e Cohen (Talonen, 2005)

Velocidade de deformação	α	β
Em AISI 301 LN		
$3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$	$5,79 \pm 0,32$	$3,82 \pm 0,48$
10^{-1}s^{-1}	$5,98 \pm 0,20$	$1,45 \pm 0,09$
200s^{-1}	$5,89 \pm 0,26$	$0,91 \pm 0,06$
Em AISI 301 LN h		
$3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$	$10,88 \pm 0,93$	$2,44 \pm 0,33$
10^{-1}s^{-1}	$11,62 \pm 0,50$	$1,10 \pm 0,06$
200s^{-1}	$9,07 \pm 0,46$	$0,92 \pm 0,06$

Fonte: TALONEN, 2005

Choi e Jin, (1997) obtiveram a variação da fração volumétrica da martensita α' em função do grau de deformação no processo de trefilação de um AIA 304, com variação no teor de cobre na sua composição química (fig. 2.16).

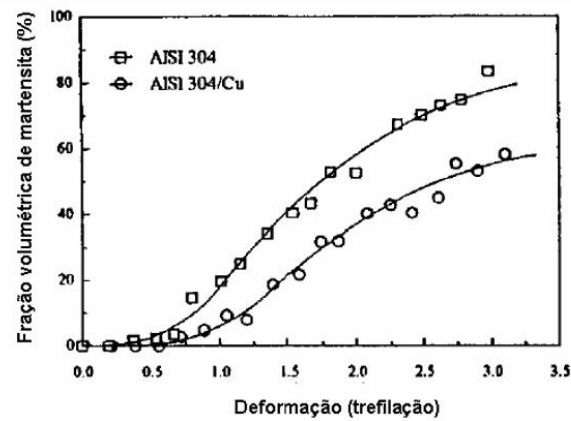


Figura 2.16: Variação da fração volumétrica da martensita com a deformação por trefilação e com variação do teor de cobre de um AIA 304
Fonte: CHOI e JIN, 1997

As curvas da figura 2.16 apresentam forma senoidal da variação da martensita α' com a deformação, observa-se ainda, na figura, a

diminuição da fração volumétrica da martensita com o aumento no teor de cobre. Um comportamento semelhante foi observado por Gonzáles (2003), quando deformou por tração dois materiais com diferentes quantidades de cobre.

2.4.2 Equações constitutivas de tensão e deformação utilizando a lei das misturas

O termo lei das misturas refere-se, normalmente, à expressão que contém a contribuição relativa das propriedades mecânicas de cada fase (α e β) nas propriedades mecânicas da mistura das fases constituintes. Dessa forma, pela lei das misturas para duas fases α e β , pode-se escrever as equações das tensões e deformações (2.10 e 2.11, respectivamente) da seguinte maneira (FAN, 1994).

$$\sigma_f^c = \sigma_f^\alpha f_\alpha + \sigma_f^\beta f_\beta \quad (2.10)$$

$$\varepsilon_T^c = \varepsilon_T^\alpha f_\alpha + \varepsilon_T^\beta f_\beta \quad (2.11)$$

Onde: σ_f^α , σ_f^β , σ_f^c são as tensões das liga α , β e da mistura das fases, respectivamente, ε_T^α , ε_T^β e ε_T^c são o total de deformação das ligas α , β e da mistura das fases respectivamente, e f é a fração volumétrica.

A equação 2.10 é chamada de modelo de tensão, assumindo que ambas as fases têm a deformação igual durante o processo. A equação 2.11 é chamada de modelo de deformação, porque assume igual deformação para ambas as fases. A lei linear clássica das misturas assume implicitamente que não há interação entre as duas fases constituintes. No entanto, o modelo é simples, além disso, as propriedades da maioria das fases dos compostos não segue uma lei linear (FAN, 1994).

Uma maneira mais geral, mas ainda empírica da lei das misturas relacionadas com a tensão e deformação média de cada fase foi sugerida por Tamura apud Fan (1994) para um compósito, contendo duas fases α e β , submetidas a cargas uniaxial, a tensão e deformação podem ser expressas pela equações 2,12 e 2,13 respectivamente (Fan, 1994):

$$\sigma_f^c = \bar{\sigma}_f^\alpha f_\alpha + \bar{\sigma}_f^\beta f_\beta \quad (2.12)$$

$$\varepsilon_T^c = \bar{\varepsilon}_T^\alpha f_\alpha + \bar{\varepsilon}_T^\beta f_\beta \quad (2.13)$$

Onde $\bar{\sigma}$ e $\bar{\varepsilon}$ são valores médios, respectivamente, dos componentes de tensão e deformação na direção paralela à carga aplicada.

As equações 2.12 e 2.13 são chamadas de lei das misturas modificada, porque está associada à interação entre as fases.

Em aços de baixo carbono bifásicos tratados termicamente tem-se a mistura de fases ferrita e martensita. O princípio do endurecimento dessas estruturas compostas envolve a incorporação da dureza da martensita como componente a uma matriz ferrítica. Tem sido experimentalmente mostrado que a resistência à tração de um aço bifásico, σ_c aumenta linearmente com o incremento da fração volumétrica das fases (fig. 2,17), que é dada pela lei das misturas, equação 2.14 (Koo, 1980):

$$\sigma_c = \sigma_\alpha (1 - V_m) + \sigma_m V_m \quad (2.14)$$

onde σ_α é a resistência da ferrita, σ_m é a resistência da martensita, e $(1 - V_m)$ e V_m é a fração volumétrica da ferrita e da martensita, respectivamente.

Grande número de ligas é constituído de misturas de fases ou microconstituintes duros e ducteis, tal composição de cada constituinte é presente em relativa grande quantidade (tipicamente mais que 10% em volume), cujas ligas têm uma combinação de alta resistência e boa ductilidade. Em processo de conformação plástica, ligas compostas com fase dúctil permitem deformações plásticas, mas as com fase dura permitem deformações elásticas somente ou plásticas, dependendo das propriedades das fases, microestruturas e carga (CHO, 1988).

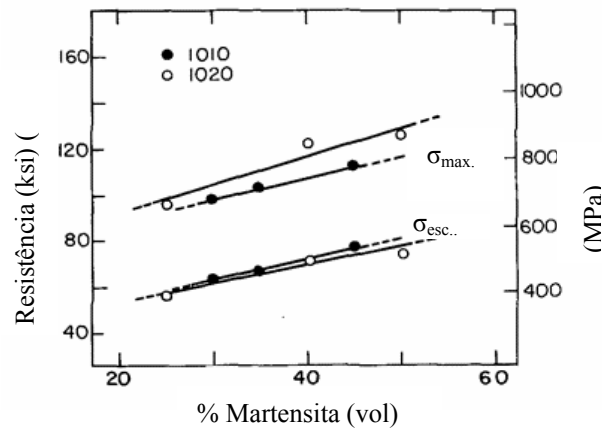


Figura 2,17: variação da tensão de escoamento e máxima em função da fração volumétrica da martensita em aços de duas fases 1010 e 1020
Fonte: Koo, 1980

Em muitos casos, a deformação plástica em ligas bifásicas é caracterizada pela grande diferença da resistência e deformação entre as fases e as propriedades mecânicas refletem a interação das propriedades das fases constituintes. A interação do endurecimento por deformação, em muitas ligas bifásicas de composição específica, tem sido satisfatoriamente estimada pela aplicação dos conceitos de discordâncias e mecanismos de dispersão da teoria do endurecimento (CHO, 1988).

2.5 CONFORMABILIDADE DE CHAPAS METÁLICAS, PARÂMETROS DE AVALIAÇÃO

A capacidade de um material distribuir a deformação de maneira homogênea, sem se romper ou apresentar qualquer outro defeito superficial ou de forma é usualmente chamado de conformabilidade.

Um grande número de variáveis afeta a conformabilidade de um material metálico entre elas tem-se (Butuc, 2003): as propriedades mecânicas do material empregado e seu comportamento às deformações impostas, a geometria e características mecânicas do ferramental, a lubrificação, equipamento e a velocidade de conformação. A interação desses fatores torna difícil a previsão do comportamento do material no processo de conformação de chapas.

Para Rocha (2005), não há uma metodologia específica para medir a conformabilidade, pois um material que atende perfeitamente o projeto de determinada peça pode falhar quando da realização de outra, já que a conformabilidade é função das características do material e do processo.

A conformabilidade de chapas metálicas tem sido avaliada, quantitativamente, a partir de alguns parâmetros que podem ser obtidos por um ensaio de tração uniaxial, tais como: coeficiente de encruamento (n), coeficiente de anisotropia (r) e constante plástica de resistência ao escoamento (k) (ABRANTES, 2003), e também através de testes simulativos (Erichsen-Olsen, Swift, Fukui e Nakajima). Dos testes simulativos, cabe salientar os ensaios Swift e Nakajima. O primeiro ensaio é destinado a determinar a máxima relação de embutimento, apresentando um caminho de deformação (estiramento), já o Nakajima, utilizado na determinação da curva limite de conformação (CLC), permite simular a quase totalidade dos caminhos de deformação (REES, 2001).

Serão apresentados, na sequência, o coeficiente de anisotropia e de encruamento, parâmetros que avaliam, quantitativamente, a conformabilidade e a curva limite de conformação, teste de avaliação simulativo.

2.5.1 Coeficiente de anisotropia “ r ”

Um material completamente isotrópico não apresenta variação das propriedades mecânicas, quando são medidas em diferentes direções. Na maioria dos casos, no entanto, a tendência é que os materiais apresentem planos cristalográficos e ou direções orientados de acordo com a direção da conformação. Como resultado, alguns sistemas são orientados (textura), o que permite uma deformação mais fácil em algumas direções do que em outras. Essa condição cria a denominada anisotropia plástica.

Frequentemente, a anisotropia de materiais é representada pelas razões de deformação, conhecidas como valor de “ r ” ou coeficiente de anisotropia. O valor de “ r ” é definido como a razão entre a deformação verdadeira na largura e a deformação verdadeira na espessura, na região de alongamento uniforme em um corpo de prova, submetido a um ensaio de tração (Taylor, 1988) e pode ser expresso pela equação 2.15.

$$r = \frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{t}{t_0}} \quad (2.15)$$

onde: w_0, t_0 = largura e espessura iniciais do corpo de prova;
 w, t = largura e espessura do corpo de prova após certa deformação.

O coeficiente de anisotropia “ r ” é a medida da capacidade do material resistir à perda excessiva na espessura. Nas operações de embutimento, o material é tracionado radialmente e comprimido circunferencialmente. Um alto valor de r indica que o material tem boas propriedades de embutimento.

Para avaliar a anisotropia em chapas metálicas, são definidos dois parâmetros: o coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) ou (r_m) e o coeficiente de anisotropia planar (Δr) definidos pelas equações 2.16 e 2.17, respectivamente, (MARCINIACK, 2002):

$$\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4 \quad (2.16)$$

$$\Delta r = (r_0 - 2r_{45} + r_{90})/2 \quad (2.17)$$

Onde: r_0, r_{45} , e r_{90} são as anisotropias calculadas na direção de laminação, a 45° e transversal a direção de laminação, respectivamente.

O coeficiente de anisotropia planar (Δr) indica o comportamento mecânico que o material pode apresentar no plano da chapa, determinando a extensão do defeito de orelhamento. Quando $\Delta r = 0$, o material apresenta características isotrópicas, no plano da chapa, quando $\Delta r > 0$, o orelhamento é formado a 0° e 90°, já se $\Delta r < 0$ o orelhamento é formado a 45° (HOSFORD, 2007) (fig. 2.18). Portanto, são desejados valores de coeficiente de anisotropia planar próximos a zero.

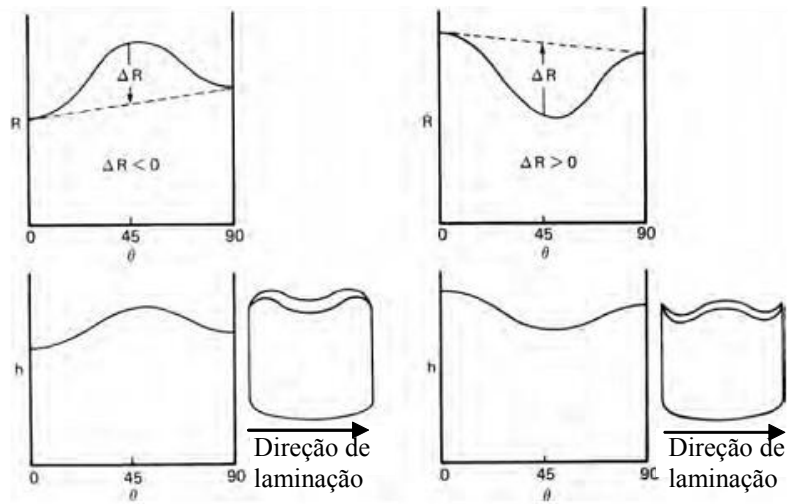


Figura 2.18: Relação do orelhamento com os valores do coeficiente de anisotropia planar (Δr)
 Fonte: Hosford, 2007

O coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}), determina a profundidade média possível de ser obtida em uma operação de embutimento profundo (deep drawing). Permite avaliar a capacidade de uma chapa metálica resistir ao afinamento, quando submetida a esforços de tração no plano da mesma. Um coeficiente de anisotropia normal elevado significa que a resistência à deformação na espessura é maior do que nas outras dimensões. Por isso operações de estampagem profunda necessitam de materiais com coeficientes de anisotropia normal elevados.

Na Tabela 2.6 são mostrados valores de \bar{R} e ΔR para alguns aços inoxidáveis. Esses valores também podem ser afetados pela porcentagem de redução a frio, executada na laminação inicial das chapas, como pode ser observado na Tabela 2.7, onde maiores valores de deformações resultaram em ΔR , em módulo, menores, ou seja, valores de ΔR próximos de zero.

Tabela 2.6 – Valores típicos de \bar{R} e ΔR para aços inoxidáveis austeníticos

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

Fonte: Guida, 2005

Tabela 2.7 – Efeito da redução a frio no \bar{R} e ΔR para o aço austenítico 304

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

Fonte: Guida, 2005

O grau de anisotropia é estreitamente relacionado à estrutura cristalina do metal ou liga. Em geral, a anisotropia desenvolve-se mais fortemente em metais com estrutura hexagonal (berílio, titânio, zircônio) do que em metais com estrutura cúbica de corpo centrado ou face centrada (aço, cobre, alumínio, bronze). Os elementos de liga adicionados e a sua porcentagem também influenciam a natureza da anisotropia. Para um dado metal e composição, a anisotropia plástica é uma consequência de toda sua história de processamento.

A figura 2.19 mostra a influência da anisotropia na estampabilidade, cuja razão limite de embutimento (LDR), consiste na razão entre o diâmetro máximo do CP que estampou sem romper pelo diâmetro do punção (D_0/d_p). Mudando-se a anisotropia normal de 0,2 (zinco) para 6,0 (titânio), a razão limite de embutimento (LDR) aumenta de 2 para 3, ou seja, a altura de um copo de diâmetro fixo é aumentada de um fator três. A capacidade de conformação de vários materiais pode ser comparada com base em seus valores de \bar{R} . Quanto menor o \bar{R} , pior a capacidade de conformação.

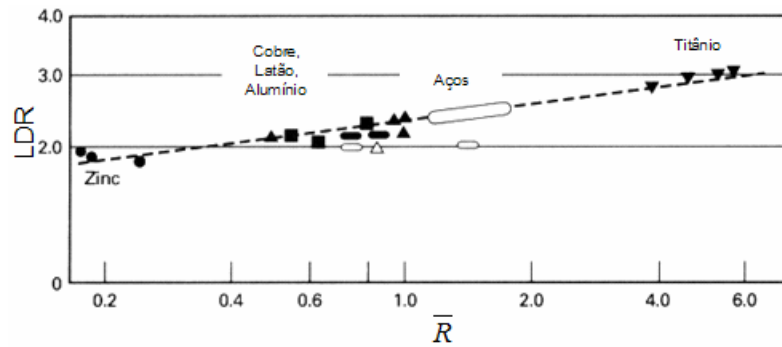


Figura 2.19: Influência de \bar{R} sobre o LDR para várias chapas metálicas
 Fonte: Hertzberg, 1996

2.5.2 Coeficiente de encruamento “n”

O coeficiente de encruamento “n” é definido como o endurecimento por deformação. É uma característica de grande importância, pois fornece a medida da capacidade ou a habilidade do material poder distribuir as deformações uniformemente. Em esforços trativos, quanto maior o valor de “n” de um material, maior será a inclinação da curva real tensão-deformação e mais uniforme a distribuição das deformações na presença de um gradiente de tensões.

O endurecimento ocorre, basicamente, porque os metais se deformam plasticamente através da geração e movimentação de discordâncias, que interagem diretamente entre si ou com outros defeitos cristalinos, ou indiretamente com o campo de tensões internas de vários defeitos e barreiras. Dessa forma, haverá uma redução na mobilidade das discordâncias, a qual é acompanhada pela necessidade de maior tensão para provocar a deformação plástica (DIETER, 1981).

Segundo Keeler (1968), um método de obtenção do coeficiente de encruamento “n” é através da curva tensão deformação, obtida do teste uniaxial de tração. A curva resultante do ensaio mostra duas regiões distintas. À região elástica (fig. 2.20(b)), que apresenta deformações elásticas proporcionais à tensão aplicada e a segunda região de deformação permanente, que pode ser dividida em duas regiões: a primeira onde ocorre uma deformação homogênea e a

segunda onde a deformação é heterogênea e há ocorrência de estricção (figura 2.20(a)).

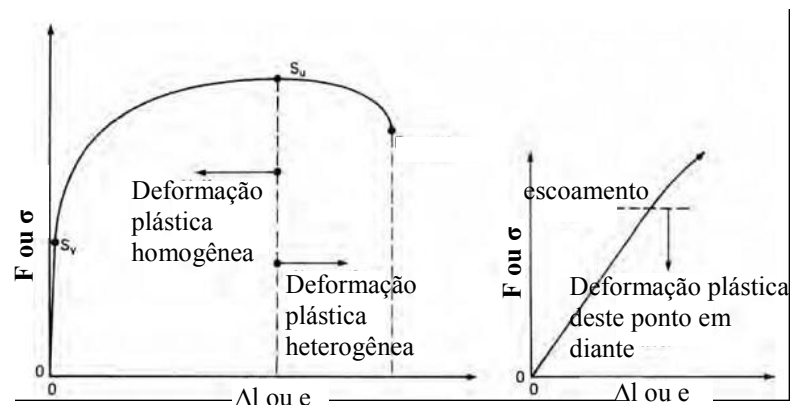


Figura 2.20: Tração uniaxial, representação da curva de tensão-deformação de engenharia (a) as regiões de deformação permanente, (b) região de deformação elástica

Fonte: Hosford, 2007

A equação de Hollomanm ($\sigma = K\varepsilon^n$) (equação da conservação da energia) é a mais utilizada, pois aproxima de forma eficiente a curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para muitos metais, especialmente o aço ao carbono e inoxidáveis ferríticos, devido à simplicidade e facilidade de determinação dos parâmetros “K” e “n” (constante plástica de resistência e coeficiente de encruamento, respectivamente). Entretanto, essa equação não representa de forma adequada o comportamento dos AIA, devido à instabilidade plástica das fases (austenita e martensita) durante a deformação e onde “n” não é constante, mas uma função da deformação “ ε ” e das mudanças de fases (GUIDA, 2005). Existem outras expressões que ajustam razoavelmente a curva tensão/deformação dos aços inoxidáveis austeníticos, porém são puramente empíricas, pois os coeficientes a serem ajustados em geral carecem de significado físico.

Segundo Marciciak, (2002); Usiminas, (1984), outras equações (2.18 a 2.23) foram propostas para representar a curva tensão-deformação obtida no ensaio de tração. Algumas dessas equações são apresentadas a seguir:

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \quad (2.18)$$

$$\sigma = Y + P\varepsilon \quad (2.19)$$

$$\sigma = Y \quad (2.20)$$

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n \quad (2.21)$$

$$\sigma = a + (b + a)[1 - \exp(-n\varepsilon)] \quad (2.22)$$

$$\sigma = \sigma_0 \tanh(E\varepsilon / \sigma_0) \quad (2.23)$$

onde: a, b, n, Y e P são constantes;
 K- constante plástica de resistência;
 E- módulo de Young ou de elasticidade;
 σ_0 - tensão inicial de escoamento.

Um resumo de valores do coeficiente de encruamento e constante plástica de resistência para diversos materiais são mostrados na Tabela 2.8.

Tabela 2.8: Valores do coeficiente de encruamento (n) e da constante plástica de resistência (K) para diversos metais

Tipo de material	Coefficiente de encruamento "n"	Constante plástica de resistência "k"(MPa.)	Alongamento (%)
Aço inoxidável ferrítico 439	0,15 ¹	--	20 ⁴
AIA 316	0,41 ¹	1255 ³	40 ⁴
AIA 304 H	0,44 ¹	1275 ²	--
AIA 304 L	0,44 ¹	--	40 ⁴
AIA 302	0,45 ¹	1451 ³	40 ⁴
Aço com baixo teor de carbono ²	0,26 ²	530 ²	
Aço de baixa liga 4340 ²	0,15 ²	640 ²	

¹Guida, 2005

²Shackelford, 2010

³Altan, 1999

⁴Introduction stainless steel

Rocha, (2006) obteve valores do coeficiente de encruamento para os AIA 304N e 304H com a variação da deformação verdadeira no ensaio de tração. Os valores variam aproximadamente de 0,4 a 0,5 para o AIA 304N e de 0,4 a 0,65 para o AIA 304H (fig. 2.21)

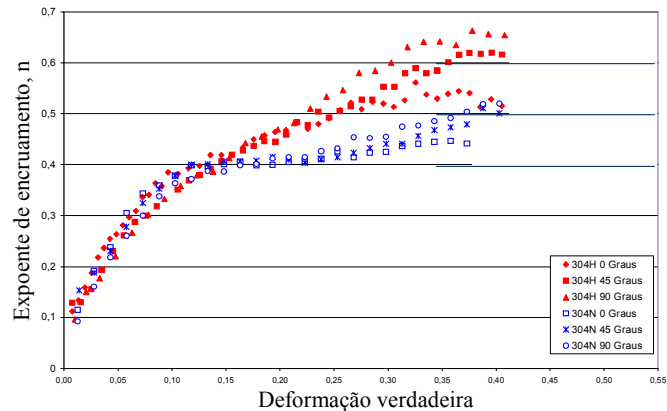


Figura 2.21: Variação do expoente de encruamento das chapas de aço 304H e 304N

Fonte: Rocha 2006

2.5.3 Curva limite de Conformação (CLC)

A CLC é um diagrama que descreve o lugar geométrico das deformações principais críticas que ocorrem na superfície de uma chapa, para as quais a estricção se torna visível ou ocorre fratura. Foi inicialmente desenvolvido por Keller e Backhofen (1964 apud Stoughton, 2004) para os valores positivos da menor deformação principal no plano da chapa. Esse conceito foi estendido por Goodwin (1968 apud Stoughton, 2004) ao domínio das deformações compreendido entre os estados de tração uniaxial e estiramento biaxial. O método apresentado consistia em marcar uma chapa com uma rede (malha) de círculos que, posteriormente, é deformada até a falha do material (Figura 2.22). Dessa forma, os círculos assumem a forma de

elipse e as deformações são obtidas através da medição de seus eixos maior e menor.

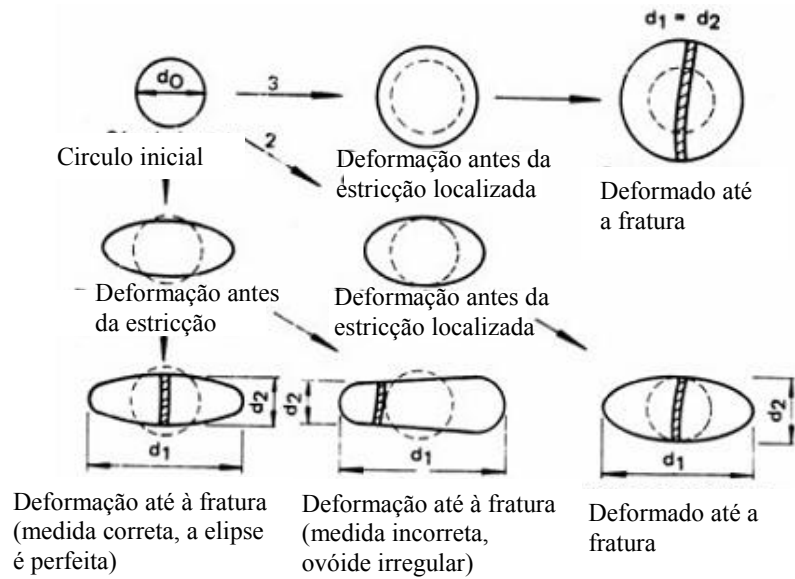


Figura 2.22: Medida da rede de círculos para obtenção das deformações principais

Fonte: Usiminas, 1999

A figura 2.22 apresenta as diversas maneiras de deformação que a esfera inicial pode sofrer. O caminho vertical da figura e as com numeração 2 e 3 representam as deformações da esfera nos caminhos de deformação uniaxial, plano e biaxial, respectivamente.

Segundo Moreira (2003) e Abrantes (2003), existem na literatura muitos ensaios experimentais destinados à determinação da CLC, como os testes uniaxiais (tração) e os ensaios propostos por Nakazima, Marciniak, Swift, Fukui, e Erichsen. Os mais utilizados são o de Nakazima e Marciniak, que utilizam punção esférico e punção cilíndrico respectivamente, chapas de diferentes larguras para avaliação de diferentes estados de deformação e obtenção da curva. Atualmente, não existe uma norma específica para determinar a CLC. As normas existentes dão algumas sugestões, mas não descrevem um procedimento para a obtenção das curvas.

A CLC é comumente utilizada como uma forma de visualização do limite de deformação dos materiais. Os valores de deformação medidos pela variação dos diâmetros maior e menor são utilizados para calcular as deformações principais ε_1 e ε_2 , gerando vários pontos em um diagrama denominada curva CLC (fig. 2.23). No diagrama pode-se perceber do lado direito ambas as deformações positivas Keller e Backhofen, (1964 apud Stoughton, 2004) e, do lado esquerdo, as deformações maiores positivas e as deformações menores negativas (GOODWIN, 1968 APUD STOUGHTON, 2004).

Segundo Lobão (2003), a curva CLC pode ser dividida em três regiões, de acordo com a deformação verdadeira maior (ε_2):

- Quando $\varepsilon_2 > 0$, a região é de estiramento. Ambas as deformações são positivas, e a estricção antes da falha tende a ser difusa.
- Quando $\varepsilon_2 = 0$, a região é de deformação plana, ocorrendo um afinamento do material, ocasionando antes da ruptura, uma estricção localizada.
- Quando $\varepsilon_2 < 0$, existe certa compensação entre as duas deformações, ocorrendo pequena variação na espessura.

Num processo de conformação de chapas, o início da fratura ou o início da estricção, podem gerar, respectivamente, a curva limite de conformação a fratura e a estricção.

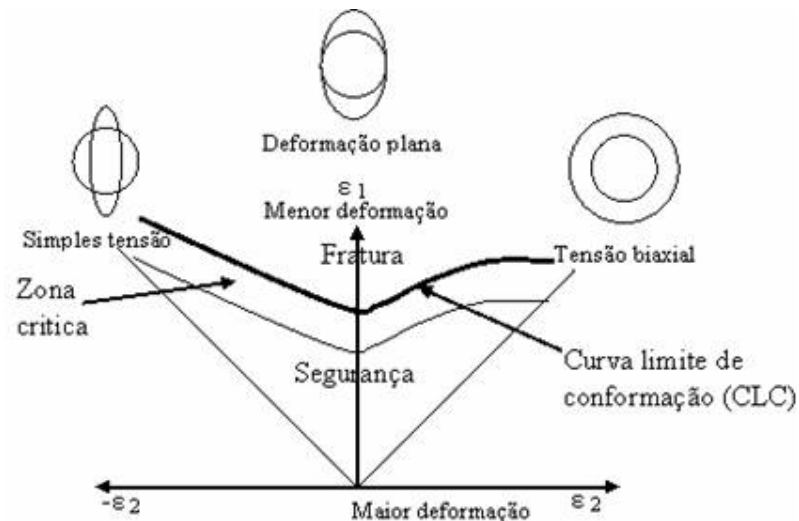


Figura 2.23: Curva CLC, mostrando a deformação da esfera nos caminhos de deformação e as regiões de fratura e segurança

A curva, apresentada na Figura 2.23, permite ainda diferenciar outras três regiões: a região de fratura, acima da curva CLC; a zona denominada crítica (até 10% abaixo da curva de fratura), onde há probabilidade de instabilidade plástica; e a região de segurança, onde as operações de conformação podem ser realizadas com sucesso (CHEN, 2006; BUCHAR, 1996).

2.6 TENSÕES E DEFORMAÇÕES NA CONFORMAÇÃO DE CHAPAS

Conformação de chapas pode ser definida como a deformação plástica de uma chapa sem apresentar defeitos ou fratura. Em muitos processos de estampagem são necessárias uma ou mais operações de conformação, as principais são dobramento, corte, estiramento e embutimento ou estampagem profunda.

Em um processo típico de conformação de chapas, quando o material é submetido a operações de estiramento ou embutimento profundo, pode-se considerar que no plano da chapa atua um sistema biaxial de tensões (figura 2.24). Desse modo, pode-se caracterizar, conforme Marciniak (2002), o plano de tensões (σ_1 e $\sigma_2 \neq 0$ e $\sigma_3 = 0$), onde a terceira tensão (σ_3) é perpendicular à superfície da chapa e, geralmente, considerada bastante pequena como a pressão de contato entre a chapa e o ferramental, sendo geralmente muito inferior ao limite de elasticidade do material. Dessa maneira, essa tensão normal σ_3 pode ser assumida como zero.

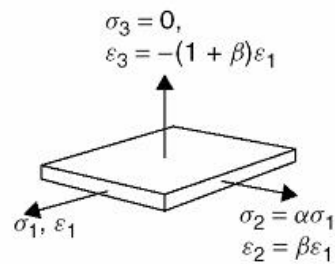


Figura 2.24: Sistema de tensões e deformações que atuam numa chapa nos processos de estiramento e embutimento

Fonte: Marciniak, 2002

A convenção define as direções principais como $\sigma_1 > \sigma_2$ e a terceira direção principal $\sigma_3 = 0$. Este sistema de tensões originará, inicialmente, deformações segundo três eixos principais ε_1 , ε_2 e ε_3 , assim a relação entre as tensões e deformações podem ser descritas pelas equações 2.18 e 2.19.

$$\varepsilon_1; \varepsilon_2 = \beta \varepsilon_1; \varepsilon_3 = -(1 + \beta)\varepsilon_1 \quad (2.18)$$

$$\sigma_1; \sigma_2 = \alpha \sigma_1; \sigma_3 = 0 \quad (2.19)$$

Somente se α e β forem constantes, ou seja, com a condição de carregamento proporcional nas duas direções do plano. Pode-se relacionar as constantes de tensão e deformação de acordo com a equação 2.20:

$$\alpha = \frac{2\beta + 1}{2 + \beta} \quad \text{e} \quad \beta = \frac{2\alpha - 1}{2 - \alpha} \quad (2.20)$$

Num determinado ponto da chapa isotrópica, o material iniciará a deformação plástica quando as tensões aplicadas excederem o critério de escoamento de Von-Mises, o qual, no caso de um sistema de tensões biaxiais, é dada pela relação 2.21. (Hosford, 2007).

$$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \sigma_2 = X_0^2 \quad (2.21)$$

Sendo X_0 o valor do limite de elasticidade no ensaio de tração e σ_1 e σ_2 as tensões aplicadas.

A expressão 2.21 é a equação de uma elipse representada pela figura 2.25, que ilustra os diversos caminhos de deformação, as pequenas setas mostram os incrementos da tensão principal e as linhas que partem da origem indicam o caminho do carregamento do elemento. Pode-se observar que cada incremento do vetor deformação é perpendicular ao gráfico do critério de escoamento de Von Mises (MARCINIAK, 2002).

Outro critério de escoamento bastante utilizado é o de Tresca, de 1864, estabelecendo que o escoamento do material inicia-se quando a tensão de cisalhamento atinge um valor máximo ($|\tau_{máx}| = \text{valor crítico}$) obtido no ensaio uniaxial de tração, a partir do que, conforme uma análise conveniente do círculo das tensões de Mohr, obtém-se a equação 2.22 (MARCINIAK, 2002):

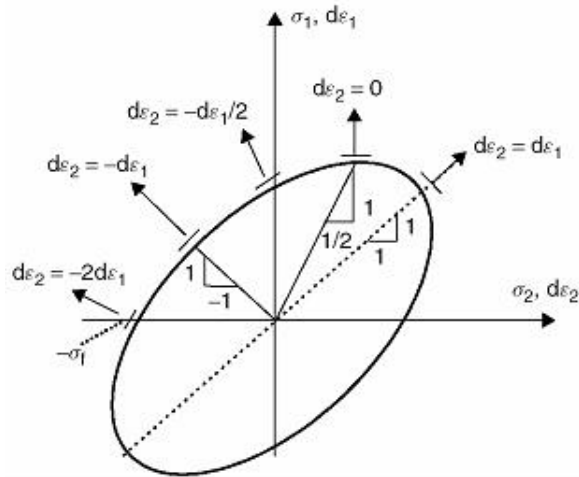


Figura 2.25: Diagrama mostrando o incremento de deformação para diferentes estados de deformação em torno do critério de escoamento de Von Mises
 Fonte: Marciniak, 2002

$$\frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} = \frac{\sigma_{esc}}{2} \quad (2.22)$$

Um processo de conformação de chapas (embutimento profundo) consiste em deformar uma chapa radialmente na direção do interior da matriz, reduzindo assim seu diâmetro inicial até o diâmetro de conformação (diâmetro do punção) (fig 2.26 a).

A análise do estado de deformação de cada parte da chapa deformada pode ser realizada medindo padrões (circunferências) estampados sobre as chapas metálicas que sofrerão embutimento profundo (fig 2.26a). Como esse processo é simétrico em relação a um eixo, é necessário apenas realizar o estudo em uma seção, acompanhando a deformação nas diferentes posições (figura 2.26b). Observa-se que as deformações não são homogêneas em todos os pontos. Essa evidência ocorre pela distribuição dos pontos no diagrama de deformações principais do centro na direção da borda do copo, indicado na Figura 2.26c. Observa-se ainda na figura que os pontos no

diagrama de deformações principais vão desde uma região de deformação biaxial até uma região de deformação unidirecional, ou seja, apresenta deformações em vários caminhos de deformação (MARCINIAK, 2002).

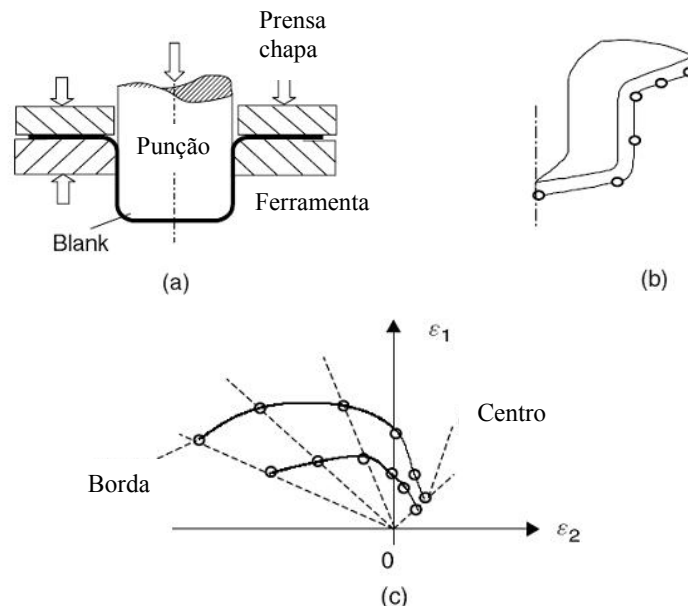


Figura 2.26: Representação esquemática de embutimento profundo (copo deformado) (a), seção do copo com deformação em diferentes posições (b) e (c), Indicação do caminho de deformação para confecção do copo
Fonte: Marciniak, 2002

É comum assumir que o caminho de deformação é linear, isto é, a relação de deformação permanece constante e é dada pela equação 2.23:

$$\beta = \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} = \frac{\ln(d_2/d_0)}{\ln(d_1/d_0)} \quad (2.23)$$

Em alguns casos, essa hipótese é razoável, mas nos casos em que o comportamento do caminho de deformação não é linear a avaliação não pode ser realizada de maneira simplificada.

A variação da espessura da chapa pode ser calculada pela eq. 2.24 a 2.26 assumindo o volume constante durante a deformação.

$$\varepsilon_3 = \ln \frac{t}{t_0} = -(1 + \beta) \varepsilon_1 = -(1 + \beta) \ln \frac{d_1}{d_0} \quad (2.24)$$

$$t = t_0 \exp[-(1 + \beta) \varepsilon_1] \quad (2.25)$$

ou ainda considerando o volume constante $td_1d_2 = t_0d_0^2$,

$$t = t_0 \frac{d_0^2}{d_1d_2} \quad (2.26)$$

Cada ponto no diagrama de deformação na Figura 2.26c indica a magnitude da deformação final, maior e menor, e é assumido o caminho linear para cada ponto. A figura 2.27, representando os diversos estados de deformação mostra detalhadamente as características de cada caminho de deformação. A elipse mostra um contorno onde a deformação equivalente (ε_{eq}) é igual. Cada ponto da elipse representa a deformação nos seus diversos caminhos.

Deve ser observado também que a deformação equivalente pode ser calculada pela equação 2.27, tendendo a chapa a encruar rapidamente com relação a ε_1 (MARCINIAK, 2002).

$$\varepsilon_{ff} = \varepsilon_{eq} = \bar{\varepsilon} \sqrt{\frac{2}{9} \{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2\}} \quad (2.27)$$

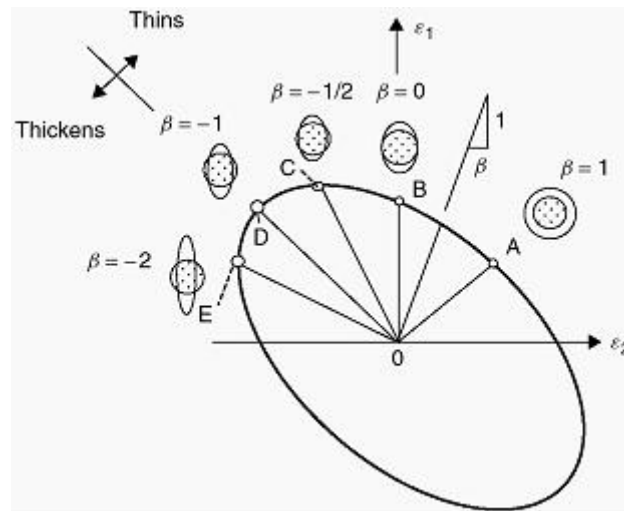


Figura 2.27: Diagrama de deformações apresentando os diferentes modos de deformação correspondentes a diferentes valores de β
 Fonte: Marciniak, 2002

Na figura 2.28, o caminho AO mostra um estiramento biaxial, a chapa estirada por um punção hemisférico irá se deformar por esse caminho no centro da peça (fig. 2.28). Nesse sentido, a deformação da chapa será igual em todas as direções, sofrendo assim as grades de círculos expansão, podendo ainda permanecer circulares. Como $\beta=1$ a redução da espessura é $\epsilon_3 = -2 \epsilon_1$, decrescendo mais rapidamente, com respeito a ϵ_1 do que em qualquer outro processo.

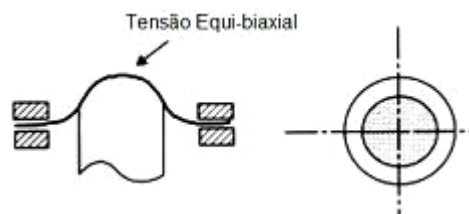


Figura 2.28: Estiramento biaxial no topo da elipse
 Fonte: Marciniak, 2002

O caminho OB da figura 2.27 representa um caminho de deformação plana (com $\beta=0$). Aqui a circunferência inicial sofre mudança de dimensões apenas num dos eixos, tornando-se uma elipse. Essa deformação promove o aparecimento de defeitos localizados nas paredes das peças (fig 2.29) sendo susceptível à falha por rasgamento (splitting) (MARCINIAK, 2002).



Figura 2.29: Deformação plana na parede de uma peça

Fonte: Marciniak, 2002

O caminho OC da figura 2.27 simula o comportamento da chapa no ensaio de tração, que estira em uma direção e contrai em outra, apresentando um $\beta = -1/2$. Esse processo ocorre sempre que uma borda livre é estirada, como é o caso da extrusão de um furo, mostrado na figura 2.30 (MARCINIAK, 2002).

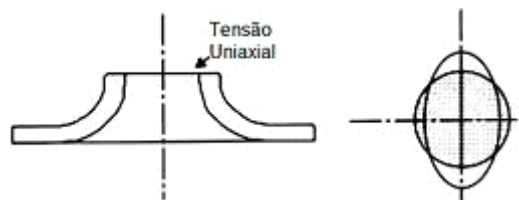


Figura 2.30: Extensão uniaxial da borda de um furo extrudado

Fonte: Marciniak, 2002

No ponto D da Figura 2.27, 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. A sollicitação é também denominada de cisalhamento puro e ocorre no flange de um copo embutido, como mostra a figura 2.31. Nesse caso, 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 frequentemente obtidas nesta condição (MARCINIAK, 2002).



Figura 2.31 – Embutimento ou cisalhamento puro em uma flange de um copo embutido

Fonte: Marciniak, 2002

CAPÍTULO 3

3 METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.

No presente trabalho foram utilizados dois aços inoxidáveis austeníticos (AIA), o AISI 304N e 304H. Estes aços foram utilizados neste trabalho por serem largamente utilizados na fabricação de equipamentos resistentes a corrosão, em componentes que necessitam uma combinação de resistência mecânica e conformabilidade e ainda pela possibilidade de se verificar o efeito do cobre nas transformações induzidas por deformação e na conformabilidade.

Com a finalidade de relacionar as características de plasticidade de chapas de AIA AISI 304N e 304H, com as transformações de fases (austenita para martensita) induzidas por deformação foram realizados ensaios de conformabilidade com ferramental Nakajima que permitiram variar o grau de deformação e tensão aplicada e portanto, simular os diversos caminhos de deformação. A partir destes ensaios foi possível analisar o efeito dos caminhos de deformação na transformação de fases. O acompanhamento da evolução da martensita α' e ε com a deformação foi realizado através da caracterização microestrutural utilizando as técnicas de microscopia ótica, eletrônica de varredura e de transmissão, difração de raios X e análises magnéticas. As análises magnéticas e difração de raios X foram utilizadas para quantificar as transformações de fases induzidas por diferentes caminhos de deformação.

Os resultados da variação da porcentagem de fases com os caminhos de deformação foram introduzidos no software Maple com a finalidade de simular a curva tensão deformação equivalente obtida por ensaio de tração e comparar os resultados dos ensaios de tração.

A figura 3.1 apresenta de forma esquemática o desenvolvimento dos experimentos realizados neste trabalho.

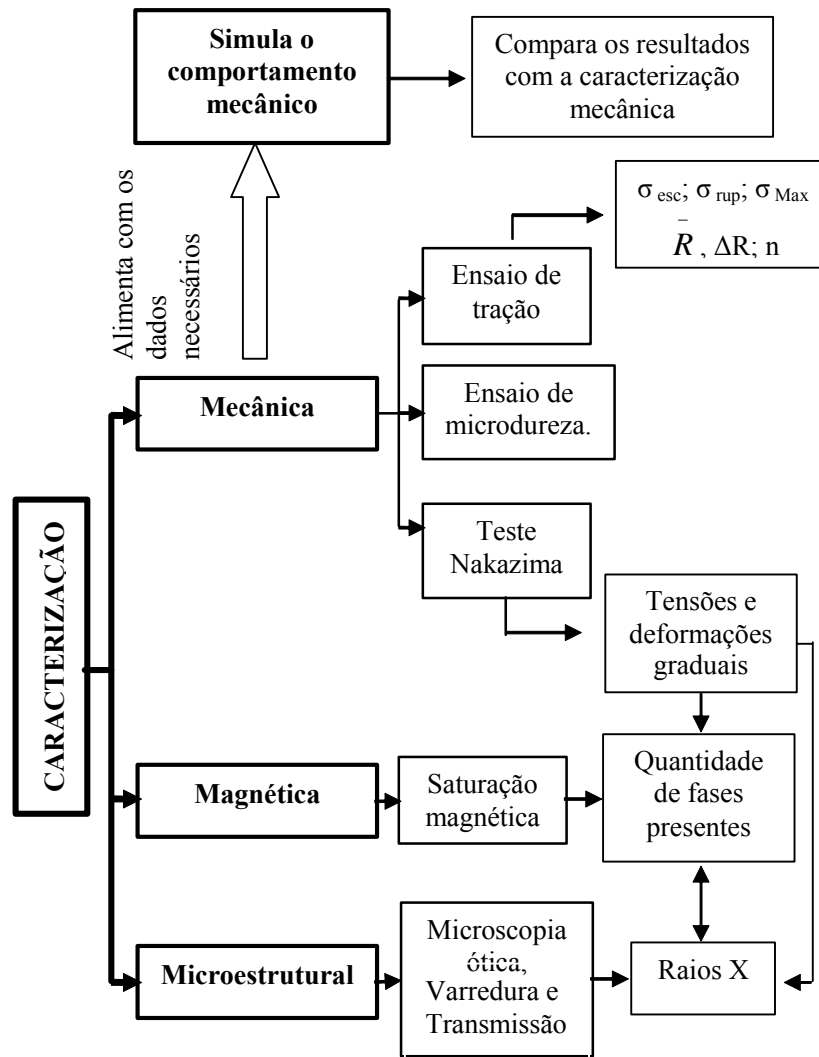


Figura 3.1 - Descrição esquemática dos experimentos realizados no presente trabalho.

3.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As chapas de AIA 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 (Rocha, 2006)

Tabela 3.1 – Composição química das chapas de AIA 304H e 304N utilizadas

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

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

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

Fonte: Rocha, 2006

3.1.1 Ensaio de tração e anisotropia

Foram utilizados neste trabalho os resultados dos ensaios de tração e anisotropia obtidos por Rocha, (2006). Eles foram realizados de acordo com as normas ASTM 8M-97 e ASTM 517-96^a.

3.1.2 Ensaio de microdureza

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

Devido ao formato côncavo das amostras e características do microdurometro foram realizadas três leituras por amostra, sendo o valor apresentado neste trabalho a média destas leituras, sendo o intervalo de confiança para um nível de certeza igual a 95%. Este ensaio foi realizado em um microdurômetro Vickers, marca SHIMADZU – mod. HMV.

3.1.3 Ensaio Nakajima

O ensaio Nakajima foi realizado para simular os diversos caminhos de deformação, analisar a distribuição das deformações principais e obter as amostras para avaliar a variação da microestrutura com as deformações e medir as microdurezas.

O ensaio de Nakajima foi realizado de acordo com a norma ASTM E2218-02, Os CP'S utilizados foram cortadas em guilhotina, paralelas à direção de laminação das chapas. As dimensões foram iguais a 195, 175, 155, 115, 95, 75 e 55mm na largura, comprimento de 215 mm e espessura igual a 0,5 mm.

Foram utilizadas 03 CP'S por largura. Estes CP,S foram deformados com três alturas diferentes, sendo um na altura máxima ou 100% de deformação, neste caso o CP foi deformado ate ruptura ou ate o aparecimento de trincas visíveis. Os outros dois CP'S foram denominados com 70% e 40% de deformação em relação à altura máxima. A figura 3.2 apresenta esquematicamente estes CP'S.



Figura 3.2: Alturas de deformação para CP'S com a mesma largura.

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.

Antes da realização do ensaio, os CP'S foram gravadas na superfície das chapas pelo método eletrolítico uma rede de círculos, para permitir a posterior leitura das deformações. 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.



Figura 3.3: Ferramental utilizado para o ensaio Nakajima.

Após o ensaio, as amostras foram preparadas (retirada do lubrificante da superfície, fixação de um papel milimetrado na região da leitura e digitalização da imagem) para a medida das deformações. As deformações foram medidas com ajuda do software IMAGE PLUS. Foram selecionadas três regiões para realização das medidas das deformações, conforme mostrado na figura 3.4. A região de maior deformação ou aquela que estava próxima da região de ruptura (base), uma região intermediária de deformação (meio raio) e o topo do CP (topo). A seleção do local de leitura foi visual.

As maiores e menores deformações (e_1 e e_2 , respectivamente) foram calculadas por uma média de três leituras dos diâmetros dos círculos deformados D_{f1} e D_{f2} . A partir destes valores, as deformações

principais, ε_1 , ε_2 e ε_3 , foram determinadas pelas equações 3.1 a 3.3, respectivamente. e as deformações equivalentes foram calculadas utilizando a equação 2.27.

$$\varepsilon_1 = \ln(e_1 + 1) \quad 3.1$$

$$\varepsilon_2 = \ln(e_2 + 1) \quad 3.2$$

$$\varepsilon_3 = \ln(e_3 + 1) \quad 3.3$$

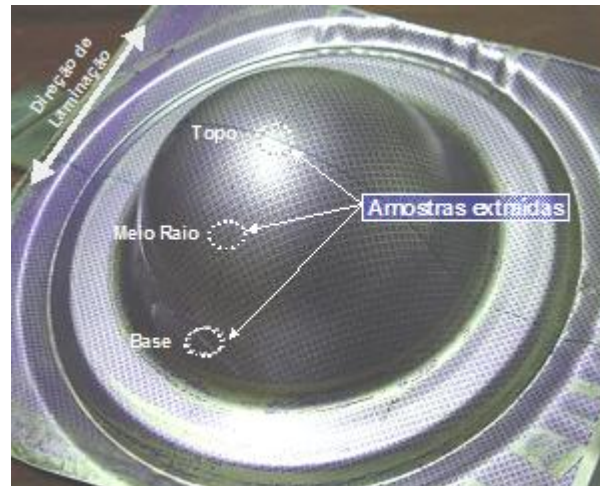


Figura 3.4: CP deformado mostrando as regiões de medidas das deformações denominadas de: base, meio e topo

Fonte : Rocha, 2006

3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Foram realizadas análises por microscópio ótico, eletrônico de varredura e de transmissão, difração de raios x e medidas magnéticas.

3.2.1 Microscopia ótica e de varredura

As amostras (com diâmetros aproximados de 8mm) foram preparadas pelo método convencional (lixa com granulometria igual a 100, 220, 320, 600, 800 e 1200 mesh), polidas com alumina (granulometria de $1\mu\text{m}$). Para a revelação das fases presentes, as amostras foram atacadas com água régia (mistura de ácido clorídrico e ácido nítrico numa proporção de 3:1), sendo o tempo de ataque variável.

As análises metalográficas foram realizadas em um microscópio óptico (Olympus modelo BX60M), com uma câmera digital acoplada (Olympus P11) e em um microscópio eletrônico de varredura (JEOL JSM-6390LV) disponibilizado pelo Laboratório Central de Microscopia da Universidade Federal de Santa Catarina.

3.2.2 Microscopia eletrônica de transmissão (MET)

A seguir são apresentadas as etapas realizadas para preparar as amostras a serem analisadas por TEM:

- Corte das amostras: foi necessário o corte de uma amostra (disco) com 3mm de diâmetro obtido através processo de corte por ultrassom
- A amostra (disco) obtida é colada na superfície de um “stub”(cilindro) de alumínio, na seqüência o “stub” é acoplado no suporte “disc grinder” simplesmente por encaixe.
- A amostra é posicionada no mesmo plano da base do suporte e em seguida é feito um ajuste da exposição da amostra à superfície em passos finos de 5 em $5\mu\text{m}$. A amostra deve ser desbastada com lixa #2000 e posteriormente polida com suspensão de alumina de $1\mu\text{m}$, isto em ambas as fases ate obter uma espessura aproximada de $80\mu\text{m}$.
- Os disco foram eletroquimicamente polidos utilizando um twin-jet eletro polidor (Tenupol) o eletrólito utilizado 1:3 volume de ácido nítrico(HNO_3) e metanol (CH_3OH) com uma tensão de 15V. a vazão foi ajustada de acordo com a necessidade. As amostras foram lavadas em água destilada após serem retirados do eletrólito.

As observações foram realizadas num microscópio eletrônica de alta resolução (HRTEM) da marca JEOL modelo JEM1011

disponibilizado pelo Laboratório Central de Microscopia Eletrônica da Universidade Federal de Santa Catarina, sendo a voltagem de aceleração máxima de 100KV, resolução por imagem por ponto igual a 0,45nm.

3.2.3 Difração de raios X

As amostras foram analisadas por difração de raios X com a finalidade de caracterizar as fases presentes.

As amostras foram cortadas nas regiões dos CP'S mostradas na figura 3.4 pelo processo de eletroerosão com diâmetro de 6mm e na seqüência analisadas num difratômetro Philips X pert Pro PW 3040/60 do Departamento de Física da Universidade Federal de Santa Catarina. Foi utilizada radiação de cobre ($K\alpha$), cujo comprimento de onda (λ) é de 1,54059 Å, o tempo de aquisição foi de 5 seg., o intervalo de detecção de 20° a 100°, passo de 0,05 e filtro de níquel.

Nos difratogramas gerados, os picos de difração foram indexados de acordo com os padrões gerados pelo software do mesmo equipamento.

3.2.4 Medidas Magnéticas

Para a caracterização magnética foi utilizado um magnetômetro de amostra vibrante - VSM (Lake Shore mod. 7400) da Universidade Federal de Itajubá, tendo como objetivo obter a magnetização de saturação de cada amostra. As amostras com 8 mm de diâmetro foram submetidas a um campo magnético indutor máximo (\pm) 14000G, com frequência de 60 Hz e tempo de exposição de 5 seg. em temperatura ambiente.

Para a determinação da fração volumétrica de martensita- α' , $V_{\alpha'}(\%)$, foi utilizada a equação sugerida por Shimozono (1978):

$$V_{\alpha'}(\%) = (4.\pi.\sigma'_s).100/10^4\sigma_s \quad (3.4)$$

Onde: σ'_s é a saturação magnética da amostra ensaída no VSM e σ_s é a saturação magnética da amostra considerando-se a sua total

transformação para martensita α' . σ_S foi calculada utilizando a equação (3.5) obtida da curva de Slater-Pauling (Shimozono, 1978):

$$\sigma_S = \{2,2 \cdot (1 - x - y) + 0,6x\} \cdot 1,003 \quad (3.5)$$

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

O cromo e níquel equivalente (Ni_{eq} e Cr_{eq}) foram calculados utilizando as expressões 2.1 e 2.2, respectivamente.

3.3 SIMULAÇÃO DAS CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO.

Para simular a curva tensão-deformação obtido no ensaio de tração, foram utilizados os resultados dos ensaios realizados. Estes resultados foram processados em um software comercial Maple. Os resultados utilizados e como eles foram utilizados são mostrados a seguir:

- As curva tensão-deformação obtidas para os AIA 304N e 304H no ensaio de tração foram convertidas para curvas tensão-deformação equivalente. Para obter a deformação equivalente foi utilizado a equação 2.27;
- Foram obtidas as equações das curvas que aproximam os pontos obtidos da variação porcentagem de martensita magnética com a deformação equivalente, para os dois aços estudados;
- Foi montada a equação que simula a curva tensão-deformação equivalente utilizando a regra das misturas, considerando as tensões de escoamento da austenita, martensita magnética e paramagnética, e o comportamento do encruamento do material. Isto para ambos os aços;
- Foi realizada uma simplificação da equação citada no item anterior, para isto foi considerado os resultados dos ensaios realizados neste trabalho e as condições de realização dos ensaios;
- Observou-se que a equação simplificada possui três incógnitas denominadas A (tensão de escoamento da martensita α'), K (constante plástica de resistência) e “n” (coeficiente de encruamento);

- Partindo da equação simplificada e da equação que gera a curva da evolução da martensita magnética, foram montadas três equações com a finalidade de calcular as incógnitas citadas no item anterior;
- Estas equações foram resolvidas no software comercial Maple e após o processamento foram obtidos os valores das incógnitas.

As equações obtidas e com as simplificações utilizadas são mostradas no capítulo de resultados deste trabalho.

CAPÍTULO 4

4 RESULTADOS OBTIDOS

4.1 CARACTERIZAÇÃO INICIAL

Os resultados de caracterização inicial como M_{d30} , Cr_{eq} , Ni_{eq} , falha de empilhamento, e propriedades mecânicas dos AIA 304 N e 304 H embora não tenham sido obtidos neste trabalho, serão apresentados inicialmente neste capítulo, como orientação. Estes resultados foram obtidos do trabalho realizado por ROCHA, (2006).

A partir da composição química das chapas de AIA 304 N e 304 H foi estimado o valor de M_{d30} , Cr_{eq} e Ni_{eq} dados estes apresentados na tabela 4.1.

Tabela 4.1: Valores de M_{d30} , Cr_{eq} , Ni_{eq} para os AIA 304 H e 304 N

Característica	304 H	304N
M_{d30}	19°C	-7,6°C
Cr_{eq}	19,3%	19,6 %
Ni_{eq}	10,2%	10,7%

Fonte: Rocha, 2006

A tabela 4.2 apresenta um cálculo estimado da diferença da energia de falha de empilhamento entre os dois aços estudados, obtida com os resultados de Llewellyn et al. (1997, apud Gonzalez 2003) (para o carbono e nitrogênio) e Nutting (1964 apud Gonzalez 2003) (para o silício e molibdênio)

Os tamanhos de grãos austeníticos iniciais obtidos por Rocha (2006), foram iguais a $25 \pm 5\mu\text{m}$ e $24 \pm 5\mu\text{m}$, para as chapas de AIA 304 H e 304 N, respectivamente. Os valores observados foram avaliados pelo critério *t-Student* ($\alpha = 0,05$), não apresentando diferenças significativas (ROCHA, 2006).

Tabela 4.2 – Estimativa da diferença da energia de falha de empilhamento entre as chapas de aço 304 N e 304H.

Elemento	C	Si	Mn	Mo	Cr	N	Ni	Cu
$\Delta(\%at)$	0,013	0,23	0,986	-0,026	0,281	~0,00	0,065	-1,69
$\Delta\gamma_{EFE}$ (mj/m ² %at)	>0	-3,4	~0	0,1	<0	<0,1	1,4	3,6
$\Delta.\Delta\gamma_{EFE}$ (mj/m ²)	0	-0,80	0	-0,003	0	-0,001	0,092	-6,08

Varição total (304H – 304N) = -6,8mj/m²

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

Fonte: Rocha, 2006

As amostras, na condição de como recebidas, foram avaliadas através de ensaios de dureza e tração. Os resultados do ensaio de tração para os AIA 304 N e 304 H são apresentados na Figura 4.1 e na Tabela 4.3. Além dos resultados de tração, são também apresentados na tabela os valores obtidos para o coeficiente de anisotropia para as direções 0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação, assim como os valores de anisotropia normal \bar{R} e planar ΔR .

Tabela 4.3 – Resultados obtidos na caracterização mecânica das chapas como recebidas.

Material	Direção ¹	LE _{0,2%} (MPa)	LR (MPa)	e_t (%)	Microdureza (HV0,5)	n	R	\bar{R}	ΔR
304H	0°	303,7±12,9	740,5±14,4	55,3±2,5	172±5	Ver Fig. 2.21	1,02	1,00	0,60
	45°	286,5±10,3	703,1±1,7	61,5±2,0			0,70		
	90°	309,8±7,0	714,0±5,9	65,2±5,1			1,60		
Média		300,0	719,2	60,7					
304N	0°	300,8±3,8	662,0±2,2	62,3±3,4	150±5	Ver Fig. 2.21	0,84	1,01	0,26
	45°	271,7±2,8	602,4±2,7	72,3±1,5			0,89		
	90°	300,3±13,1	625,5±3,5	73,0±1,4			1,45		
Média		290,7	630,0	69,2					

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

Fonte: Rocha, 2006

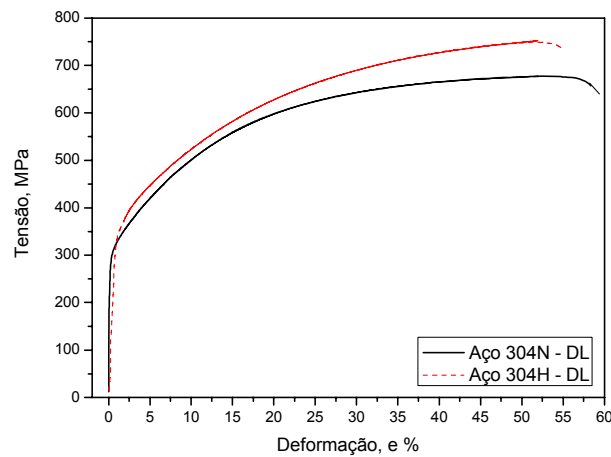


Figura 4.1: Resultados do ensaio de tração para os aços 304N e 304H, na direção de laminação.

Fonte: Rocha, 2006

4.2 ENSAIO DE CONFORMABILIDADE.

As deformações dos CP'S (utilizando o ferramental Nakajima) com a mesma largura e alturas diferentes foram utilizadas para avaliar o estado de deformações da chapa em cada estágio de deformação.

As deformações obtidas nos CP'S com larguras que simulam caminhos de deformação biaxial (195, 175 e 155 mm), deformação plana (115 mm) e deformação uniaxial (75 e 55mm) foram plotadas na figura 4.2 de deformações principais. Observa-se, na figura, que os pontos estão distribuídos nas regiões de deformação biaxial, plana e uniaxial.

Observou-se, ainda, que a maioria das deformações medidas nos CP'S que simulam caminhos de deformação biaxial, plana e uniaxial encontram-se na mesma região (figura 4.2), com exceção das deformações obtidas da base dos CP'S com larguras que simulam caminhos de deformação biaxial. Estas se encontram na região de deformação plana a uniaxial. Semelhante comportamento foi observado nas deformações medidas no topo dos CP'S que simulam caminhos de deformação uniaxial, onde as curvas encontram-se na região plana a biaxial (figura 4.2).

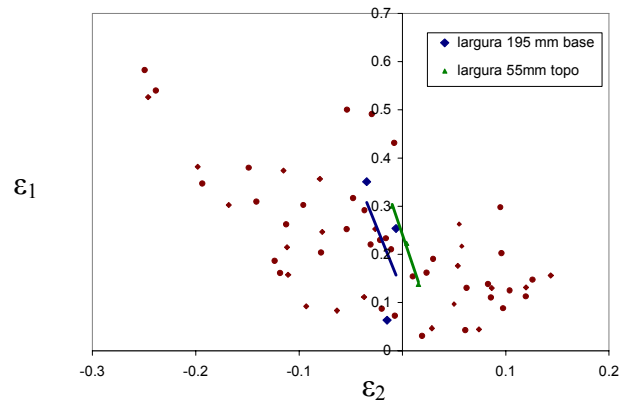


Figura 4.2: Deformações principais para o AIA 304 N mostrando a distribuição dos pontos obtidos com ferramental Nakajima e a tendência para duas larguras que simulam caminhos de deformação biaxial (195mm) e uniaxial (55mm)

O comportamento das deformações obtidas na base dos CP'S (figura 4.2) pode ser devido à tendência observada no ensaio, que mostrou o seguinte: a partir de determinada altura de deformação, as amostras sofrem estiramento no sentido da aplicação do esforço e tem, conseqüentemente um comportamento semelhante ao da deformação uniaxial. Este fato é devido a esta região ficar situada entre a placa de aperto que fixa a chapa e impede que o material escoe para dentro da matriz e a região denominada topo, onde há contato entre a chapa e o punção o que pode ser considerado também como um sistema de fixação da chapa, isto após a ruptura da lubrificação entre o punção e chapa.

O comportamento observado para o CP que simula o caminho de deformação uniaxial pode ser devido ao formato esférico do punção e a existência inicial de lubrificante na superfície, permitindo que, no início da deformação a chapa esteja submetida a esforços de tração (quando a chapa começa a tomar o formato do punção) no sentido da aplicação do esforço e perpendicular a ela, na sequência a deformação continua no sentido da aplicação do esforço, fazendo com que a superfície da chapa sofra deformação neste sentido, já no sentido perpendicular pode experimentar esforços compressivos ou permanecer com as características iniciais. Este comportamento é experimentado até a ruptura da camada lubrificante, a partir deste momento a deformação nesta região é bastante limitada.

O comportamento observado nas curvas da figura 4.2 pode ser devido ao complexo estado de tensões e deformações a que são submetidas as chapas quando são deformadas utilizando o ferramental Nakajima. Segundo Evangelista (2000), Chang (1994) e Stoughton, (2004) a deformação de uma chapa depende das variáveis intrínsecas ao material, assim como das condições de carregamento a que são expostas. Esse modo de carregamento pode promover níveis de deformação variáveis em função de como as tensões aplicadas são combinadas e também em função da magnitude aplicada.

Peterson (1997) obteve um comportamento semelhante ao obtido na figura 4.2, quando deformou chapas com comprimento igual a 178 mm e larguras com dimensões 25, 127, 152 e 178 mm, utilizando punção esférico de 102mm de diâmetro. Ele observou que, quando se aplica lubrificante ao punção, as deformações principais tendem a sofrer um deslocamento para a região biaxial.

A figura 4.3 apresenta as deformações principais para o AIA 304 H, observou-se que a distribuição das curvas é semelhante ao da figura 4.2, incluindo o comportamento das deformações da base dos CP'S que simulam caminhos de deformação biaxial e das deformações do topo CP'S que simulam caminhos de deformação uniaxial.

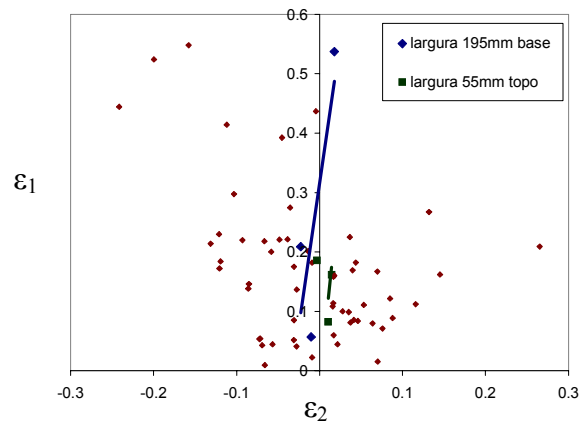
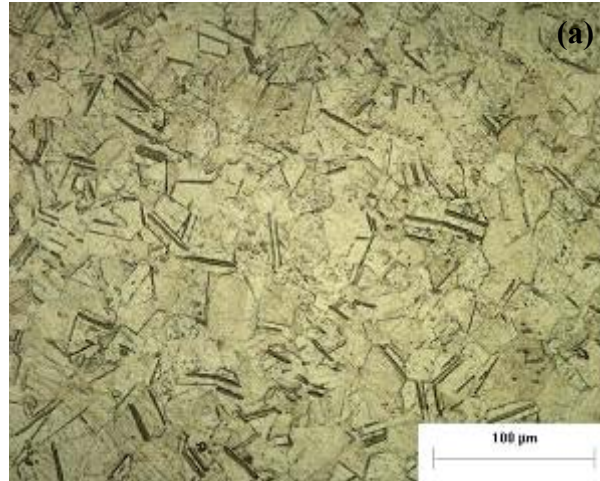


Figura 4.3: Deformações principais para o AIA 304 H, mostrando a distribuição dos pontos obtidos com ferramental Nakajima e a tendência para duas larguras que simulam caminhos de deformação uniaxial (55mm) e biaxial (195mm)

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS MATERIAIS

As micrografias das figuras 4.4 e 4.5 foram obtidas por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) do aço 304 N, respectivamente. Elas correspondem a deformações equivalentes (ϵ_{eq}) crescentes. As microestruturas analisadas representam caminhos de deformação diferentes.



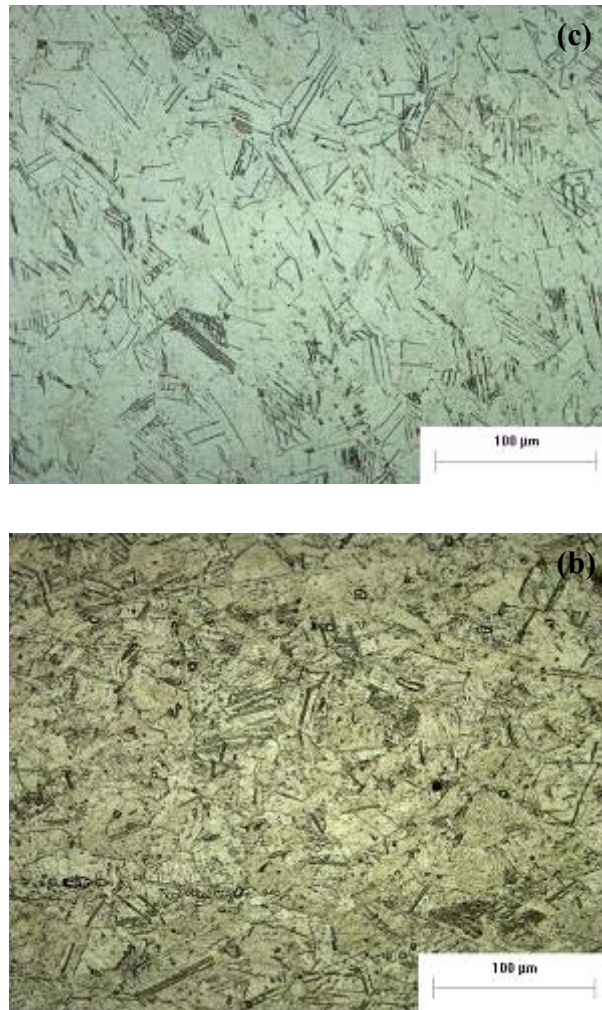
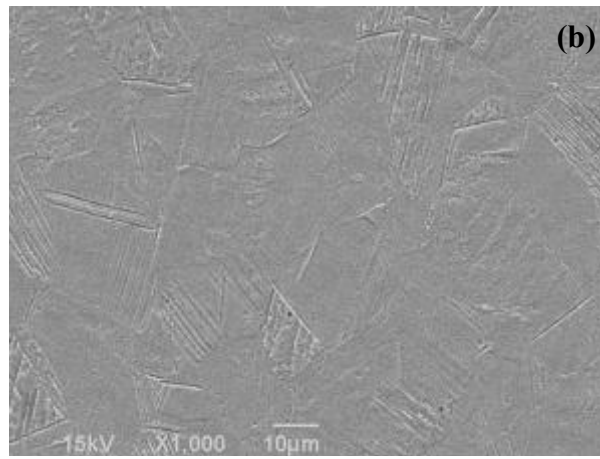
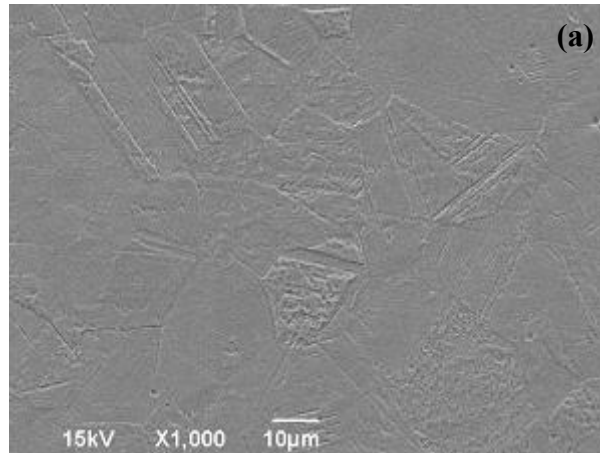


Figura 4.4: Microestruturas do AIA 304 N (a) com $\epsilon_{eq}=0,07$, (b), $\epsilon_{eq}=0,30$, (c) $\epsilon_{eq}=0,38$



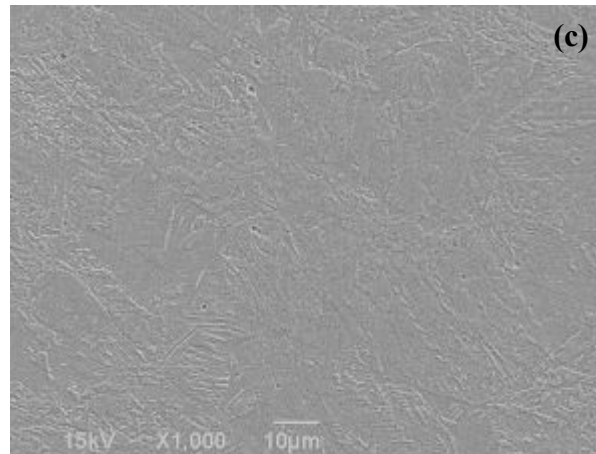


Figura 4.5: Micrografias obtidas por MEV do AIA 304 N (a) com $\epsilon_{eq}=0,20$, (b) $\epsilon_{eq}=0,31$ e (c) $\epsilon_{eq}=0,54$

Observam-se, nas figuras 4.4(a) e 4.5(a) maclas e ripas de martensita no interior do grão austenítico. Segundo Meyers (1999), em metais com estrutura CFC, maclas usualmente ocorrem antes de escoamentos visíveis, como se observa pela ϵ_{eq} da figura 4.4(a). Em muitos casos, dá-se inibição pela deformação plástica (aumento da ϵ_{eq}), fato que pode ser verificado na figura 4.4 (b). Maclas mecânicas tem dois efeitos durante a evolução da deformação plástica: o primeiro é subdividir o grão e, conseqüentemente, aumentar as barreiras para a movimentação das discordâncias, portanto, o endurecimento; em segundo lugar, contribui para aumentar a deformação plástica, devido ao alinhamento de novos sistemas de deslizamento (plano e direção cristalina) com a direção de deformação (MEYERS, 2001).

No interior dos grãos austeníticos, pelas figuras 4.4(b) e 4.5(b) pode ser observar o aumento das ripas de martensita, agrupadas na forma de blocos com orientação variável, formando pacotes. Distribuição citada por Guimarães (1981) e Morito (2003) e esquematizadas na figura 4.6. Nas figuras 4.4(c) e 4.5(c), pode-se observar um aumento acentuado da quantidade de ripas de martensita, devido ao aumento da deformação equivalente.

A temperatura de deformação das chapas de AIA 304 N e 304 H foram de aproximadamente de 22°C, temperatura que se encontra no limite inferior do diagrama da figura 2.13 (Umemoto, 1983) para a

porcentagem de carbono dos AIA estudados. Essa região, segundo os autores, é de formação de martensita em forma de ripas. Mangonon, (1970) e Shrinivas, (1995) observaram também esta morfologia da martensita magnética em AIA.

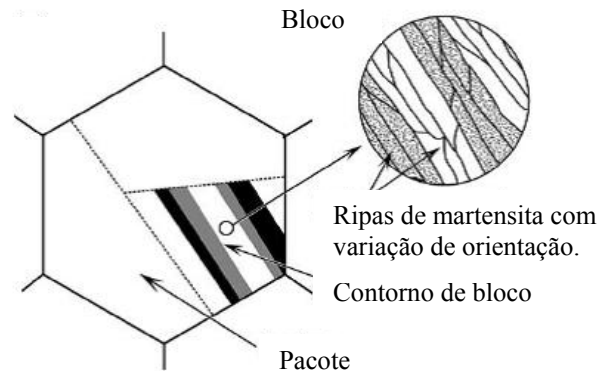


Figura 4.6: Esquema ilustrativo mostrando a formação de martensita no interior do grão austenítico

Fonte: Morito, 2003

Observa-se, nas figuras 4.4 e 4.5, que a evolução da porcentagem de martensita de (a) para (b) é relativamente baixa, considerando a elevada variação de deformação equivalente (de 0,06 para 0,30 na figura 4.4 e de 0,20 para 0,31 da figura 4.5). Já a evolução da martensita de (b) para (c) é mais acentuada para uma variação de deformação equivalente menor (de 0,30 para 0,38 na figura 4.4 e de 0,31 para 0,54 na figura 4.5); ou seja, há um aumento da formação de martensita com a deformação equivalente, contudo, o aumento é mais acentuado para deformações elevadas.

Segundo Lichtenfeld (2006), Talonen (2005), Umemoto (1983), Meyers (2003), Karjalainen (2008) e Meyers (2009), as ripas de martensita observada nas figuras 4.4 e 4.5 nucleiam nas interseções das maclas, das bandas de cisalhamento e das falhas de empilhamento, conseqüentemente, o crescimento da martensita ocorre, preferencialmente, ao lado das bandas de cisalhamento.

As micrografias obtidas por MO e por MEV do AIA 304 H são mostradas na figura 4.7 e 4.8, respectivamente. Elas correspondem a valores crescentes de deformação equivalente. Os pontos analisados

foram obtidos de larguras e profundidade de deformações diferentes, consequentemente representam caminhos de deformações diferentes.

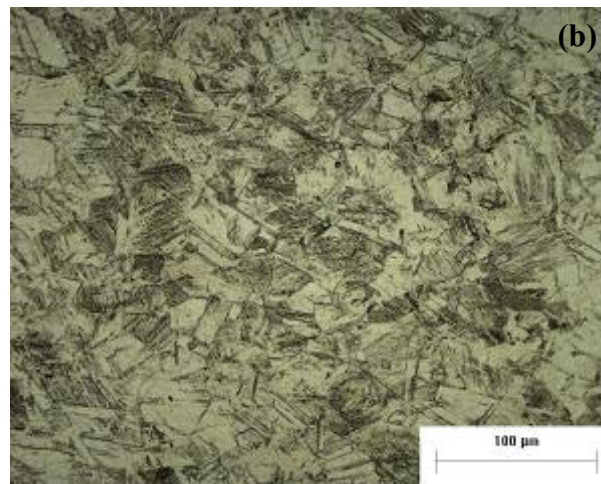
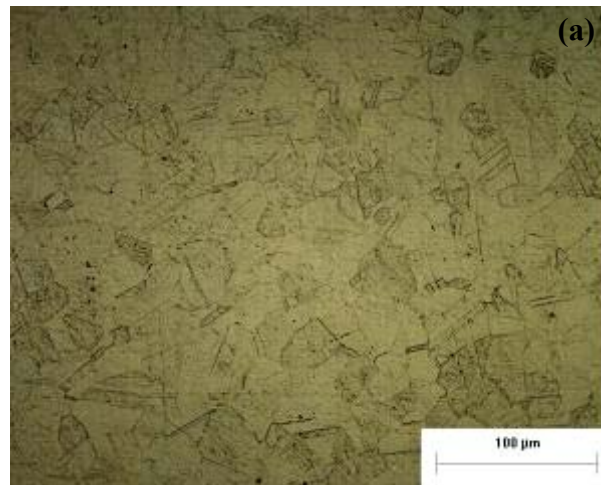
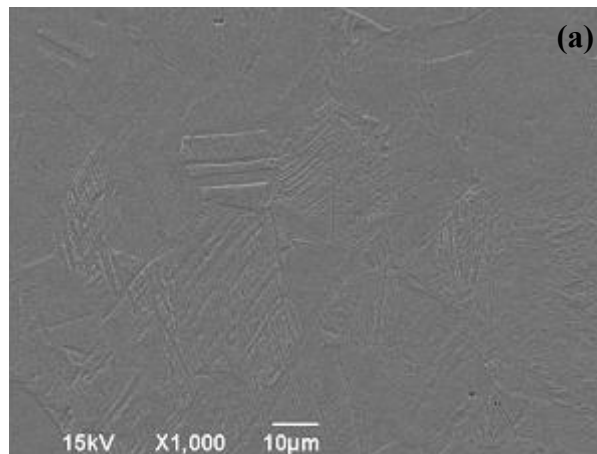




Figura 4.7: Micrografias do AIA 304 H (a) com $\epsilon_{eq}=0.052$, (b), $\epsilon_{eq}=0.21$, (c) $\epsilon_{eq}=0.44$



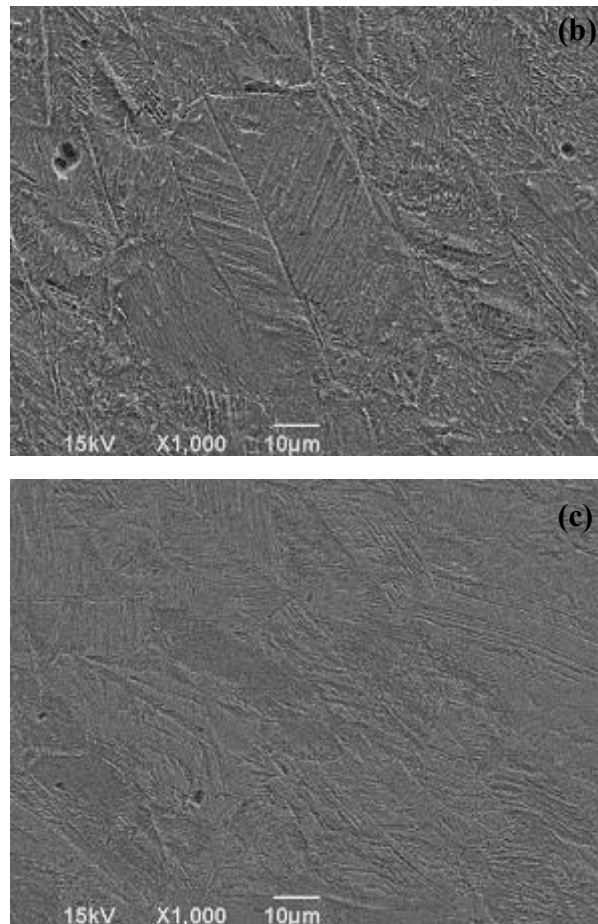


Figura 4.8: Micrografias obtidas via MEV do AIA 304 H (a) com $\epsilon_{eq}=0.14$, (b) $\epsilon_{eq}=0.23$ e (c) $\epsilon_{eq}=0.44$

Observam-se, nas figuras 4.7(a) e 4.8(a), maclas mecânicas e pequenas quantidades de ripas de martensitas, nas figuras 4.7(b) e 4.8(b), a quantidade de ripas de martensita aumenta consideravelmente, formando pacotes e, nas figuras 4.7(c) e 4.8(c), há maior aumento das ripas de martensita em relação às microestruturas das amostras com menor deformação.

Comparando as figuras 4.4, 4.5 e 4.7, 4.8 correspondentes aos AIA 304 N e 304 H, respectivamente, observa-se que as microestruturas das amostras com pequenas deformações equivalentes, figuras 4.4(a), 4.5(a) e 4.7(a), 4.8(a), aparentemente, apresentam porcentagens de martensita em ripas semelhantes. Nas amostras com maiores deformações equivalentes 4.4(b, c), 4.5(b, c) e 4.7(b, c) e 4.8(b, c) a quantidade de martensita nucleada é maior, entretanto, as microestruturas do AIA 304 H indicam maior porcentagem de martensita em ripas em relação ao AIA 304 N, mesmo para valores de deformações equivalentes ligeiramente menores. Essa variação na porcentagem de martensita indica maior estabilidade da austenita do AIA 304 N em relação ao AIA 304 H.

A maior estabilidade da austenita observada nos AIA 304 N está associada à diferença de composição química entre os dois aços, que promove significativa alteração na temperatura do parâmetro M_{d30} (parâmetro que avalia a estabilidade da austenita). O valor de M_{d30} , calculado pela equação 2.6 (Nohara, 2002), foi de 18°C e -7,6°C para os AIA 304 H e 304 N, respectivamente.

A variação da temperatura M_{d30} para os aços estudados está associada principalmente, com a diferença no teor de cobre, que aumenta as falhas de empilhamento dos materiais, reduzindo a temperatura M_{d30} Nohara, (1997, apud Gonzáles, 2003); Lin (1992, apud Gonzales, 2003), conseqüentemente, o maior teor de cobre do AIA 304 N (1,5%), resulta em maior estabilidade da austenita, retardando a formação de martensita na temperatura ambiente.

4.4 ANÁLISES MAGNÉTICAS

A mudança de austenita γ para martensita α' (ferromagnética) introduzida nos AIA 304 N e 304 H, através de deformação realizada à temperatura ambiente, podem ser quantificada através de medidas magnéticas. As propriedades magnéticas dos materiais são usualmente caracterizadas pela curva de histerese, que avalia o comportamento de um material quando submetido a um campo magnético externo.

A figura 4.9 mostra as curvas de histerese magnéticas para o AIA 304 N e 304 H como recebidas. Observa-se para ambos os aços um grau de magnetização inicial igual a 0,006 emu/g.

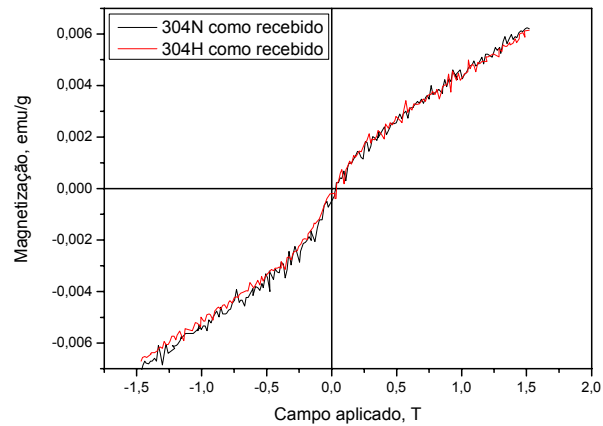


Figura 4.9: Curvas de histerese magnética obtidas para as chapas de AIA 304N e 304H, na condição como recebidas
 Fonte: Rocha, 2006

As curvas de histerese (figura 4.10) foram obtidas de amostras com caminhos de deformação diferentes (uniaxial, plana e biaxial) do AIA 304 N. Apresentam-se os valores de magnetização com as correspondentes deformações equivalentes na figura 4.10.

Ainda na mesma figura, a amostra com $\epsilon_{eq}=0,22$ possui um valor de magnetização maior que a amostra com $\epsilon_{eq}=0,30$. Isto pode ser devido ao estado complexo de tensões ao que os CP'S estão submetidos. A amostra com $\epsilon_{eq}=0,22$ corresponde a deformação na região denominada topo e, conforme observado no gráfico de deformações principais, a existência inicial de lubrificante no punção faz com que a amostra sofra deformações maiores no início do processo de deformação, isto para baixos estados e velocidades de deformação.

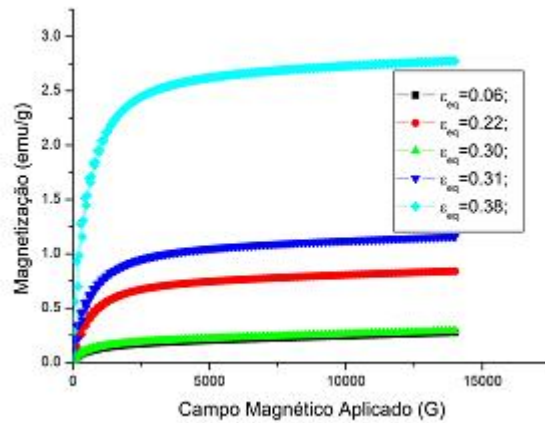


Figura 4.10: Curvas de histerese magnética para o AIA 304 N, para valores de deformação equivalente crescentes

A figura 4.11 apresenta os valores de histerese magnética para o AIA 304 H. As amostras representam caminhos de deformação diferentes e valores de deformação equivalente crescentes. Observa-se que, para valores crescentes de deformação equivalente, as curvas de histerese magnéticas são também crescentes, mas com valores superiores aos da figura 4.10, mesmo para valores de ϵ_{eq} menores, ou seja, a formação da fase magnética (martensita α') é maior nos AIA 304 H em relação ao AIA 304 N. Estes resultados confirmam os obtidos nas análises de MO e MEV.

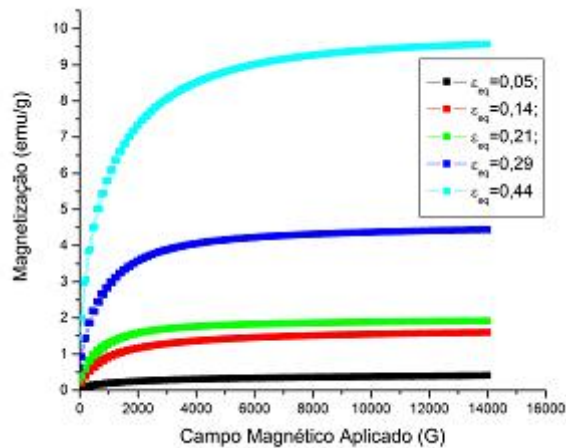


Figura 4.11: Curvas de histerese magnética para o AIA 304 H, para valores de deformação equivalente crescentes

Foi calculado também a fração volumétrica da martensita α' para os AIA 304 H e 304 N, a partir dos resultados obtidos na caracterização magnética e utilizando a equação de Shimozono (3.4). A figura 4.12 mostra a variação da fração volumétrica da martensita α' em função da deformação equivalente para os AIA 304 N e 304 H.

Observa-se na figura 4.12 uma tendência crescente parabólica do AIA 304 H, já o AIA 304 N apresenta uma tendência inicial crescente linear quase horizontal até aproximadamente uma deformação equivalente igual a 0,25. A partir deste ponto, há um crescimento logarítmico da martensita α' com o aumento da deformação equivalente. Este comportamento também foi observado por outros autores (Talonen, 2004; Tourki, 2003 e Gonzáles, 2003).

Comparando a fração volumétrica do AIA 304 N e 304 H, pode-se observar que o segundo material citado formou mais martensita que o primeiro. Os resultados mostram que a austenita do AIA 304 N é mais estável, como previsto anteriormente pelos valores do M_{d30} . Deve ser observado, ainda, que o AIA 304 N possui um teor de cobre em torno de 1,56%, quantidade que contribui fortemente para o aumento da estabilidade desse AIA. De acordo com a equação proposta por Nohara, (1997), nesses dois AIA, o termo que mais contribui para a estabilidade da austenita é aquele que está relacionado ao teor de cobre.

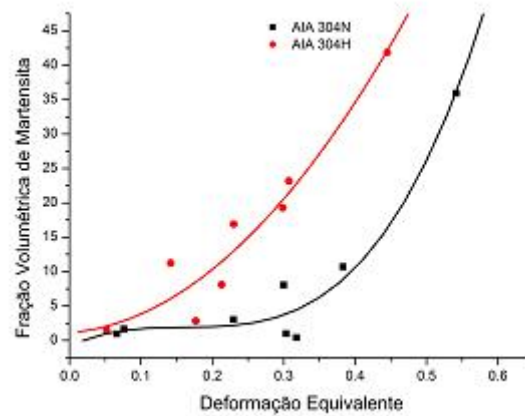


Figura 4.12: Porcentagem em volume de martensita α' em função da deformação equivalente para o AIA 304 N e AIA 304 H

O maior teor de cobre no AIA 304 N aumenta a energia de falhas de empilhamento, como mostra a tabela 4.2, o que faz com que o AIA 304 N apresente menores frações volumétricas de martensita induzida por deformação, quando comparado com o AIA 304 H.

Um comportamento semelhante foi obtido por Gonzales (2003), quando tracionou dois AIA com variação de quantidade de cobre (1,79 para 0,07%).

Foi calculada, também, a porcentagem de martensita α' nos caminhos de deformação uniaxial e biaxial nos aços inoxidáveis 304 N e 304 H. A figura 4.13 mostra o resultado para o AIA 304 H.

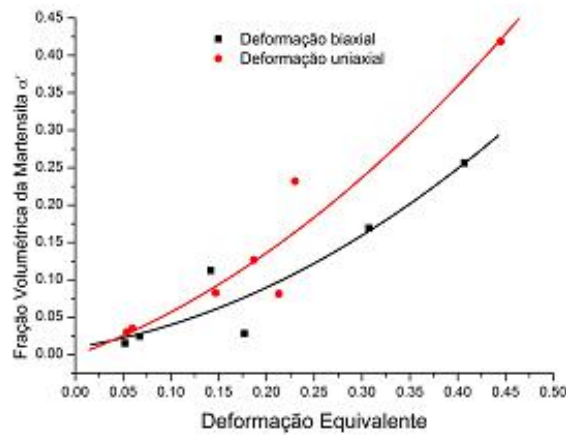


Figura 4.13: Porcentagem em volume da martensita α' para os caminhos de deformação uniaxial e biaxial para o AIA 304 H

Observa-se uma tendência parabólica para ambos os caminhos, contudo o caminho de deformação uniaxial possui um crescimento mais acentuado em relação ao caminho de deformação biaxial. A figura 4.14 apresenta a formação de martensita α' para os caminhos de deformação uniaxial e biaxial do AIA 304 N.

Inicialmente, a figura 4.14 mostra um comportamento paralelo e horizontal das amostras deformadas no caminho biaxial e uniaxial até aproximadamente uma deformação equivalente igual 0,25, a partir deste ponto, cresce mais acentuadamente a fração volumétrica das amostras com caminho de deformação uniaxial em relação ao biaxial.

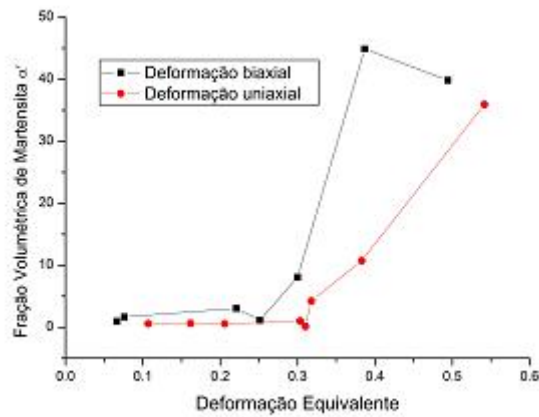


Figura 4.14: Fração volumétrica da martensita α' nos caminhos de deformação uniaxial e biaxial para o AIA 304 N

Na figura 4.13 observa-se que o caminho de deformação uniaxial é o que apresenta maior porcentagem de martensita magnética, já na figura 4.14, é o caminho de deformação biaxial o que apresenta maior porcentagem de martensita. Este resultado, diferente nos dois aços, pode ser devido ao complexo estado de tensões que o ferramental Nakajima aplica as chapas, já que os pontos que fazem parte, por exemplo; do caminho de deformação uniaxial provêm de amostras pertencentes a larguras que simulam caminhos de deformação uniaxial, plana e biaxial somando-se as alturas de deformação diferentes.

Lichtenfeld (2006) observou que o caminho de deformação biaxial forma maior quantidade de martensita, visto que a interseção das bandas de cisalhamento são duas vezes maior que na uniaxial; Raman (1994) observou que os planos onde ocorrem escorregamentos planares são sítios potencialmente maiores para nucleação de martensita magnética que os formados por escorregamentos cruzados; já para Padilha (1996), a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ ocorre com maior facilidade em condições que favoreçam a expansão do reticulado cristalino, o que é obtido em condições de carregamento trativo. As observações realizadas por Lichtenfeld, Raman e Padilha podem justificar esta diferença encontrada nas figura 4.13 e 4.14.

4.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

A transformação de austenita em martensita dos aços inoxidáveis 304 N e 304 H, quando submetidos a deformações plásticas, foi também caracterizada por difração de raios X. A figura 4.15 mostra os difratogramas dos AIA. 304 N e AIA 304 H como recebido. Observa-se que ambos os materiais possuem uma fase predominante austenítica com leves picos de martensita α' (ferromagnética) e ϵ (paramagnética) (ROCHA, 2006).

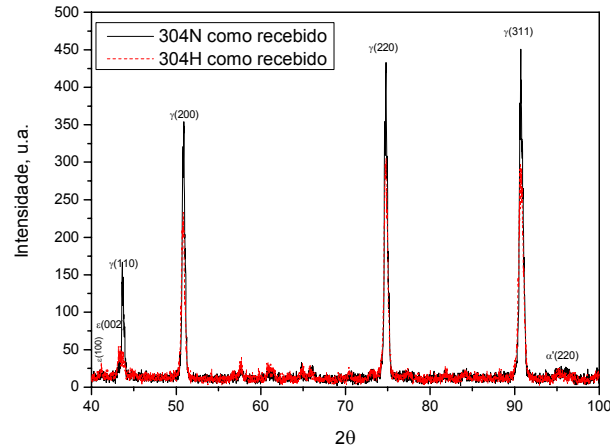


Figura 4.15: Difratograma de raios x de chapas de AIA 304 N e 304 H, na condição de como recebidas

Fonte: Rocha, 2006

A figura 4.16 mostra a difração de raios x para o AIA 304 N, de amostras com grau de deformação crescente evidenciadas pelas deformações equivalentes que vão desde 0,06 até 0,38. Observa-se o aumento da intensidade dos picos (110, 200 e 211) da martensita (α') e a queda da intensidade dos picos (200, 220 e 311) da austenita (γ). Observa-se ainda um comportamento que pode ser considerado constante do pico (200) da martensita (ϵ).

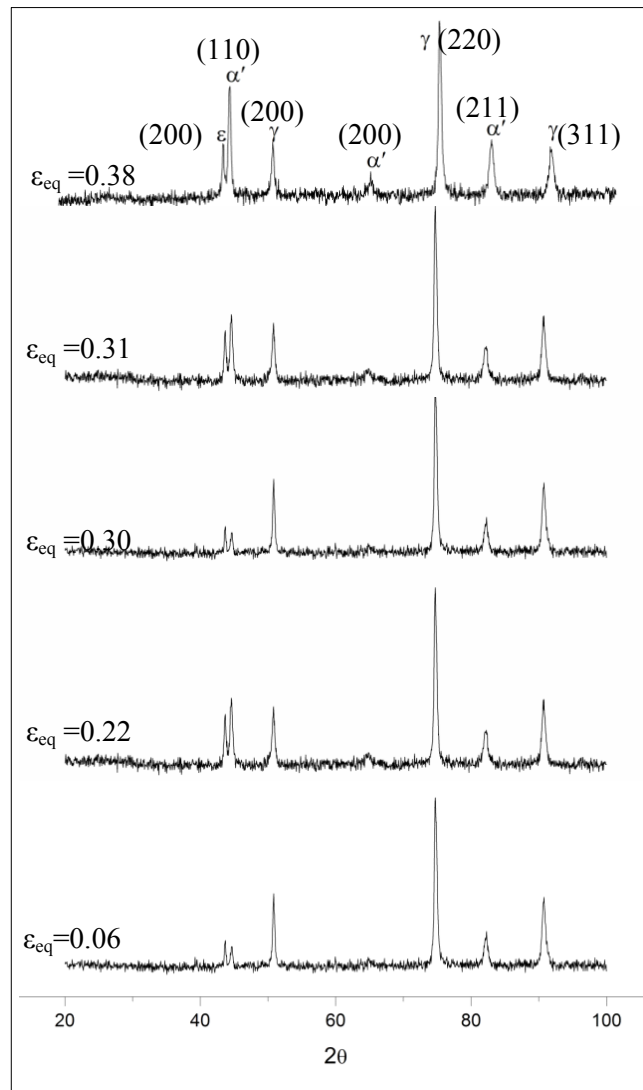


Figura 4.16: Difratoformas de raios x para o AIA 304 N

A figura 4.17 apresenta os difratogramas de raios x para o AIA 304 H, as amostras com graus de deformações crescentes são evidenciadas pelos valores crescentes da deformação equivalente.

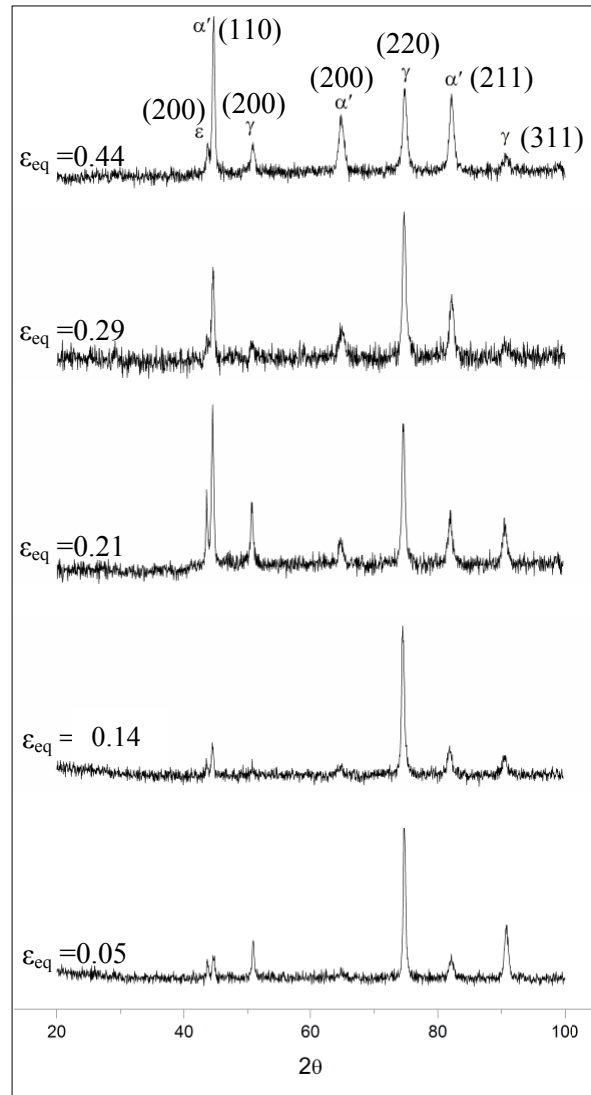


Figura 4.17: Difratoformas de raios x para o AIA 304 H.

A figura 4.17 mostra os difratogramas para deformações equivalentes variando de 0,05 a 0,44, observa-se uma variação da

intensidade dos mesmos picos da figura 4.16, sugerindo que houve mudança de fases por deformação a temperatura ambiente.

Também se realizou uma avaliação inicial da porcentagem das fases presentes em cada estado de deformação, utilizando como base os difratogramas das figuras 4.16 e 4.17, através do cálculo das áreas dos picos de cada fase (intensidade da fase com 2 θ). Para se determinar a porcentagem de cada fase, realizou-se o somatório das áreas das fases presentes. A figura 4.18 apresenta os resultados para o AIA 304 N

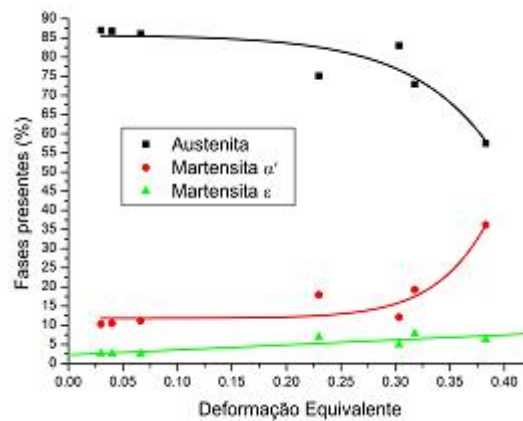


Figura 4.18: Variação das fases presentes em função da deformação equivalente para o AIA 304 N

Observa-se na figura 4.18, um comportamento inicial linear tanto da austenita como da martensita α' até um valor de deformação equivalente igual a 0,25, a partir da qual há uma redução e um crescimento logarítmico da austenita e martensita magnética, respectivamente. Com relação à martensita ϵ , o comportamento é linear com uma leve inclinação crescente.

A figura 4.19 apresenta o resultado das fases presentes para o AIA 304 H. Observa-se que as curvas da austenita e martensita α' tem uma queda e crescimento parabólico, respectivamente, já curva correspondente a martensita ϵ tem um comportamento linear horizontal.

O comportamento observado nas figuras 4.18 e 4.19, com relação à martensita magnética, é muito semelhante ao observado na figura 4.12,

que apresenta a evolução da fração volumétrica da martensita α' para ambos os aços.

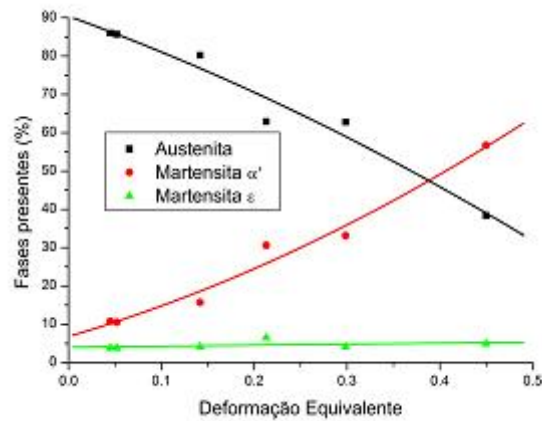


Figura 4.19: Variação das fases presentes em função da deformação equivalente para o AIA 304 H

A maior capacidade de formação de martensita, apresentada pelo AIA 304 H e evidenciado pelas figuras 4.12 e 4.19, pode ser devido à menor energia de falha de empilhamento da austenita, ocasionada pela menor porcentagem de cobre no aço, elemento químico que retarda a formação de martensita.

De acordo com o que mostram as figuras 4.18 e 4.19, a quantidade de martensita ϵ é praticamente constante, não ultrapassando 5%, sugerindo que esta fase foi formada durante o resfriamento ou ainda em baixos níveis de deformação, cuja nucleação pode ocorrer ao longo das falhas de empilhamento (GU, 1994).

A presença da fase magnética da martensita, observada nas figuras 4.18 e 4.19, deve-se a deformação, cuja transformação, segundo Krup (2010), pode obedecer a sequência $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ sob condições de baixos níveis e velocidades de deformação ou, com elevados níveis de deformação, obedecendo à sequência $\gamma \rightarrow \alpha'$ como sugerida por Talonen (2005) e Lichtenfeld (2006). Acredita-se que a maior parte da transformação da martensita magnética observada neste trabalho foi obtida obedecendo a segunda sequência citada acima, visto que a formação da martensita α' pode estar associada com o empilhamento de discordâncias em locais submetidas a altas tensões durante a deformação (OLSON, 1975).

4.6 ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO (MET)

A figura 4.20 apresenta a microestrutura por MET do AIA 304 N.

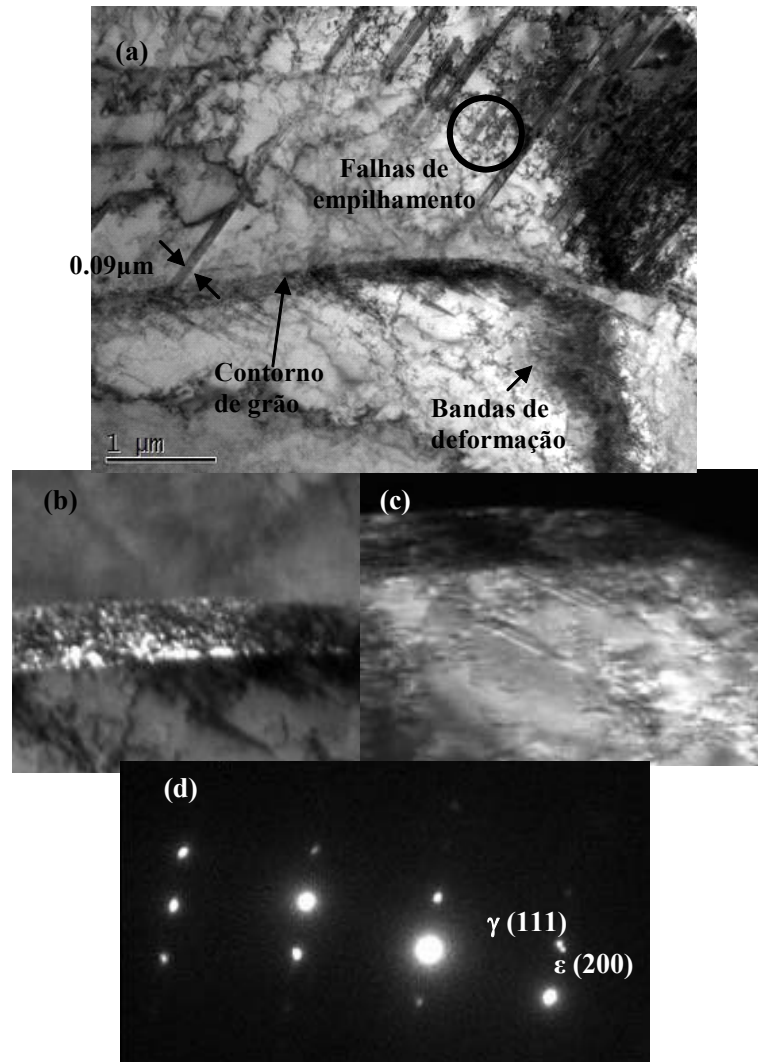


Figura 4.20: (a) Campo claro, (b) campo escuro para a martensita ϵ ; (c) campo escuro da matriz e (d) difração da matriz e da martensita ϵ do AIA 304 N obtidos por MET.

A figura 4.20 apresenta o campo claro, os campos escuros obtidos dos spots referentes a martensita ϵ , a matriz e a difração de elétrons do AIA 304 N com uma deformação equivalente igual a 0,07.

A figura 4.20(a) é uma microestrutura típica de amostra obtida com baixas deformações. Pode-se observar a matriz austenítica com uma estrutura de discordâncias e a formação de bandas de deformação características de baixas cargas e velocidades de deformação (Yang, 2008; Tavares, 2003). Ainda são observados um contorno de grão, maclas de deformação com largura aproximada de $0,09\mu\text{m}$ e falhas de empilhamento.

Também pode ser observada a formação de martensita ϵ nas discordâncias acumuladas nos contornos de grão, figura 4.12(b), cuja transformação ocorre através da falha $a/6\langle 211 \rangle$ segundo o plano $\{111\}$ da austenita (GUÉNIN, 1995; HUANG, 2007). Mostra-se o spot de difração dos planos (111) na figura 4.20(d). Segundo Otubo (2002), a formação da martensita ϵ ocorre pela movimentação das discordâncias parciais de Shockley, que geram deformações de cisalhamento que são acomodadas elasticamente nos contornos de grão.

A figura 4.21 mostra o campo claro, campos escuros de spot de difração, a difração de elétrons e o modelo de difração do AIA 304 N com deformação equivalente igual a 0.31. Observa-se no campo claro, figura 4.21(a), a matriz austenítica, borda de crescimento de uma macla, falhas de empilhamento e bandas de cisalhamento.

Nas figuras 4.21(b) e 4.21(c), observa-se o campo escuro correspondente ao spot da martensita ϵ e martensita α' do padrão de difração da figura 4.24(d). A nucleação da martensita ϵ ocorre nas falhas de empilhamento, como citado anteriormente, e na borda de crescimento da macla, local onde há maior concentração de discordâncias, com crescimento na direção planar (200). Já a formação da martensita α' ocorreu nas bandas de cisalhamento com direção (101). A figura 4.21(d) mostra a coerência entre os planos (111) da martensita α' (222) da austenita, fato observado também por MEYERS, (2003).

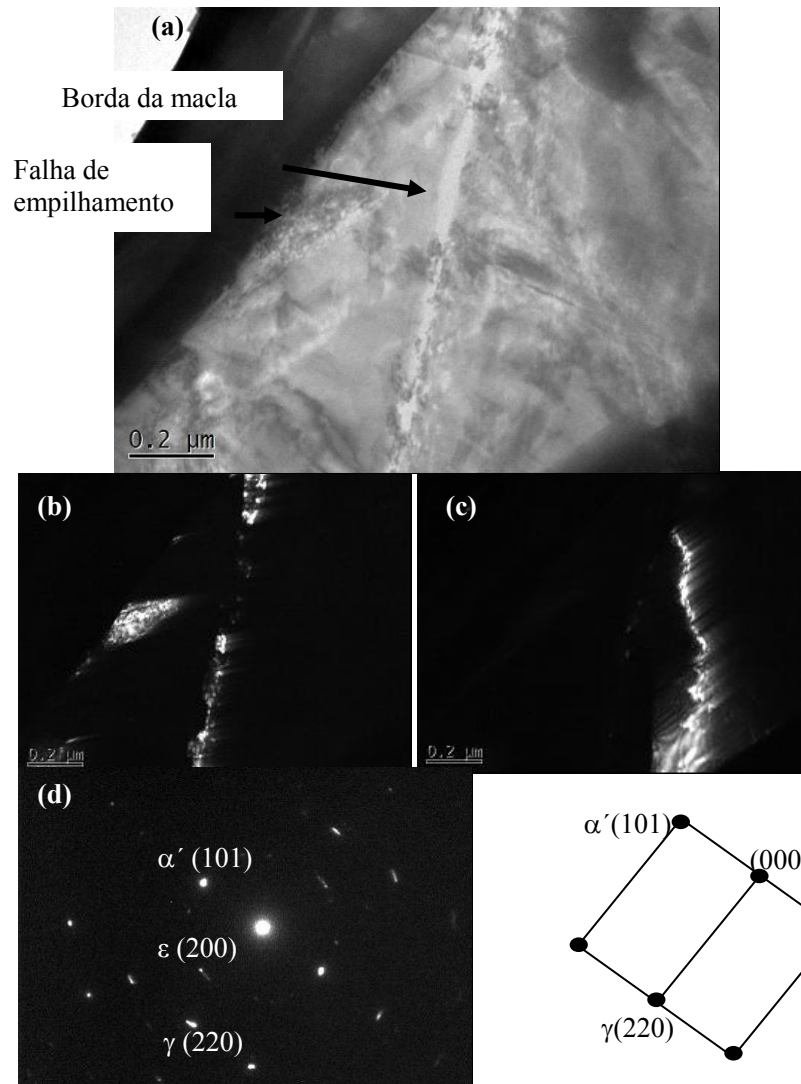


Figura 4.21: (a) Campo claro, (b) e (c) campo escuro correspondente a martensita ϵ e martensita α' respectivamente, (d) difração da matriz e da martensita α' e ϵ e o modelo de difração do AIA 304 N com deformação equivalente igual a 0,31, obtidos por MET.

Na figura 4.22, apresenta-se a micrografia por MET do AIA 304 H, com deformação equivalente igual a 0,05. Observam-se, na figura 4.22(a), maclas de deformação com larguras aproximadas de 0,86 μm e 2,12 μm , discordâncias e bandas de cisalhamento.

Na figura 4.22(b), observa-se a formação da martensita ϵ na interseção das falhas de empilhamento, das discordâncias e nas falhas de empilhamento do interior das maclas de deformação como identificou Huang, (2007), crescendo na direção (200). A figura 4.22(c) mostra que o crescimento da martensita α' ocorre na interseção das discordâncias no interior como no exterior das maclas de deformação, seguindo a orientação (202). Pelas análises realizadas na figura 4.22(d), pode-se dizer que o plano de formação (202) da martensita α' é coerente com o plano (111) da austenita.

Na figura 4.23 apresenta-se a microestrutura obtida por MET, do AIA 304 H com deformação equivalente igual a 0,29. Podem-se observar, na figura 4.23(a), bandas de cisalhamento perto do contorno de grão e bandas de deformação e maclas mecânicas. O aparecimento dessas bandas de cisalhamento pode ter sido devido ao grau de deformação aplicado ($\epsilon_{\text{eq}}=0,29$) fato observado também por MEYERS (2003).

A figura 4.23(b) e (c) apresenta o campo escuro correspondente ao spot da martensita ϵ e martensita α' respectivamente.

Observa-se na figura 4.23(b), a formação da martensita ϵ nas bandas de deformação e no interior das maclas mecânicas com orientação cristalográfica (200) e (311), a figura 4.23(d) mostra que o plano (200) de nucleação da martensita ϵ é paralelo ao plano (200) da austenita como observou Meyers, (2003), já a martensita α' com orientação (202) nucleia na interseção das discordâncias e no contorno da banda de cisalhamento. As análises realizadas na figura 4.23(d) sugerem que o plano de nucleação da martensita α' é coerente com o plano (111) da austenita, fato observado também por HUANG, (2007).

As observações realizadas nas figuras 4.23, 4.24, 4.25 e 4.26 sugerem que a martensita ϵ forma-se, preferencialmente, nas falhas de empilhamento em baixas deformações, já a formação da martensita α' pode ocorrer nas interseções das falhas de empilhamento e nas maclas de deformação, cuja sequência observada neste trabalho é $\gamma \rightarrow \alpha$, e ocorrem em estados de deformações plásticas.

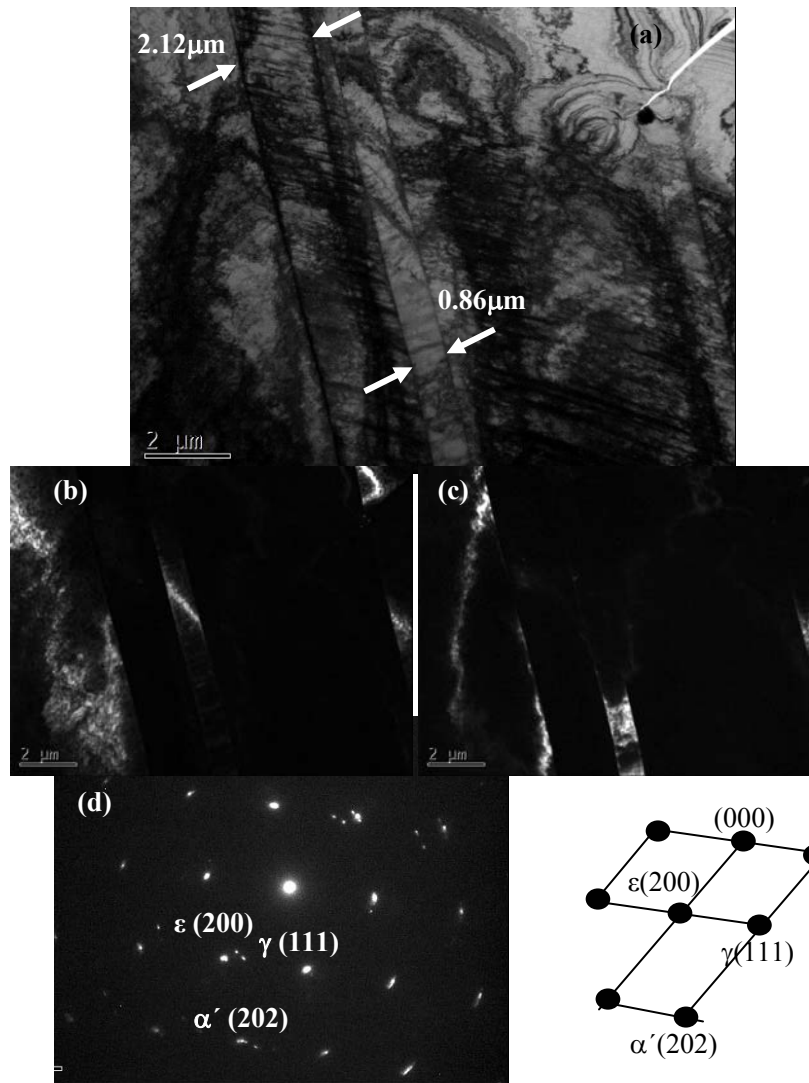


Figura 4.22: (a) Campo claro do AIA 304 H com deformação equivalente igual a 0,05, (b) e (c) campo escuro correspondente a martensita ϵ e martensita α' , respectivamente, e (d) padrão e modelo de difração

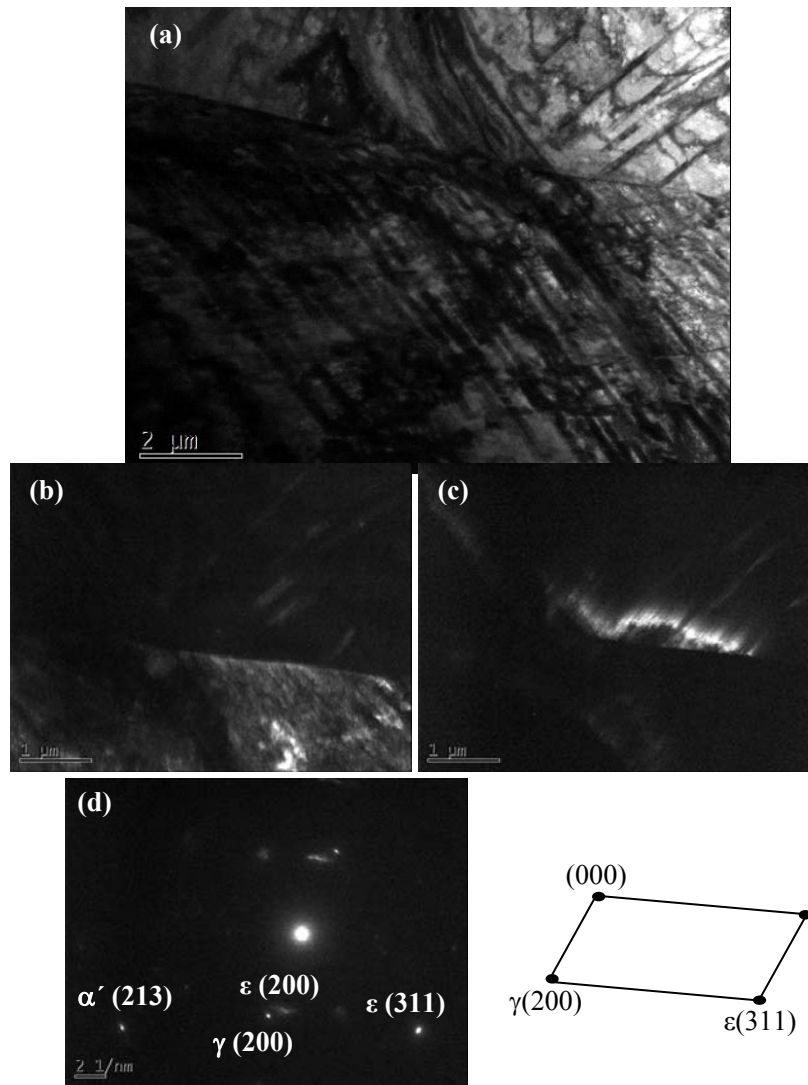


Figura 4.23: (a) Campo claro do AIA 304 H com deformação equivalente igual a 0,31, (b) e (c) campo escuro correspondente a martensita ϵ e martensita α' , respectivamente, e (d) padrão e modelo de difração

4.7 AVALIAÇÃO DA MICRODUREZA.

Foi realizada a medida da microdureza das amostras de todos os CP'S estudados. A figura 4.24(a) e (b) mostra as deformações principais dos AIA 304 N e 304 H, respectivamente, apresentam sete curvas, das quais três são representativas de CP'S, que simulam caminhos de deformações (uniaxial, plana e biaxial) e quatro caminhos de deformação que partem da origem identificados como β e calculado de acordo com a equação 2.23, com a finalidade de avaliar o comportamento da microdureza.

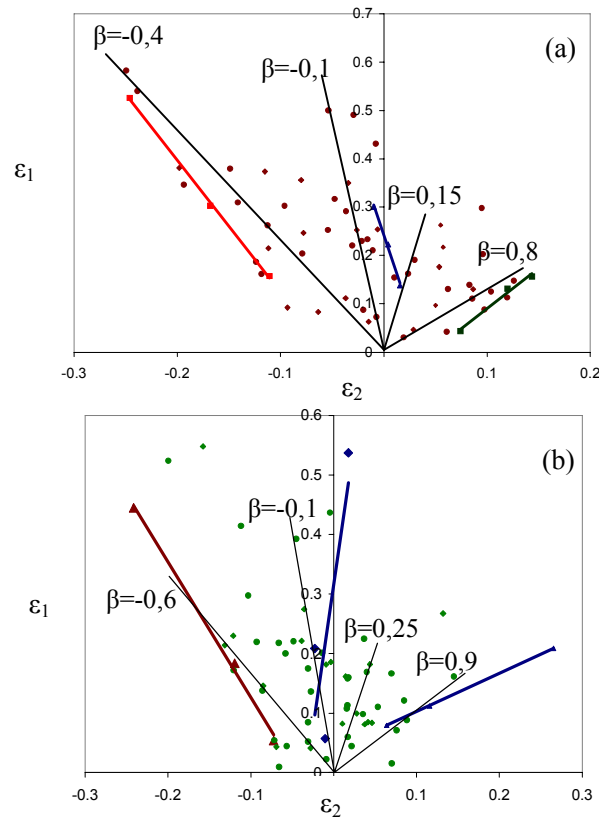


Figura 4.24: Curvas de CP'S que simulam caminhos de deformação e caminhos de deformação (β) que partem da origem (a) para o AIA 304 N, (b) para o AIA 304 H

A figura 4.25 apresenta o resultado de microdureza das amostras que simulam caminhos de deformação da figura 4.24(a) e (b), observa-se que os resultados são decrescentes com a redução de altura de deformação dos CP'S (100, 70 e 40%). Este comportamento esperado é devido a grande diferença de altura de deformação dos CP'S e consequente diferença no grau de encruamento, na porcentagem de martensita induzida por deformação, como mostrado nas figuras 4.12, 4.18 e 4.19.

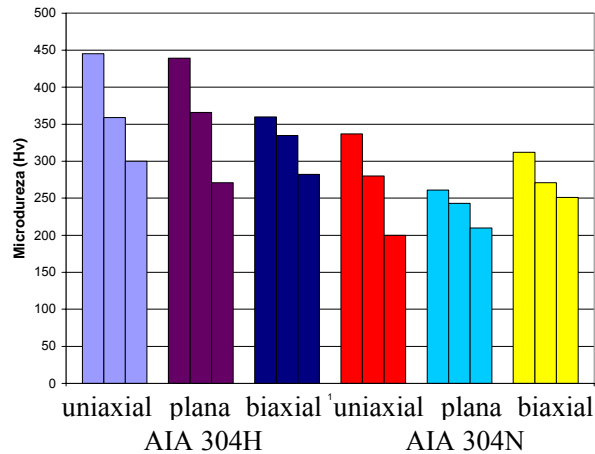


Figura 4.25: Valores de Microdureza para os CP'S que simulam caminhos de deformação dos AIA 304 H e 304 N

A figura 4.26 apresenta os resultados de microdureza das amostras obtidas por deformação nos caminhos (β), mostradas na figura 4.24 (a) e (b). Os valores de microdureza mostrados na figura 4.26 correspondem a valores absolutos crescentes das deformações principais (ϵ_1 e ϵ_2) e mostrados na figura da esquerda para a direita. Os caminhos de deformação biaxial a uniaxial estão apresentados na figura também da esquerda para a direita.

Na figura 4.26(a), observa-se, para os quatro caminhos (β), que os valores de microdureza para o AIA 304 N não acompanham os valores absolutos (fig. 4.24 a) crescentes das deformações principais. Este comportamento pode ser devido a que as deformações equivalentes de cada caminho foram medidas de CP'S, com larguras e altura de deformação aplicadas diferentes. Este fato faz com que cada amostra esteja submetida a estados de tensão e deformação diferentes.

Na figura 4.26(b), observam-se os valores de microdureza para os quatro caminhos (β) do AIA 304 H. Pode-se constatar que os valores de microdureza tem um comportamento que pode ser considerado semelhante ao da figura 4.26(a).

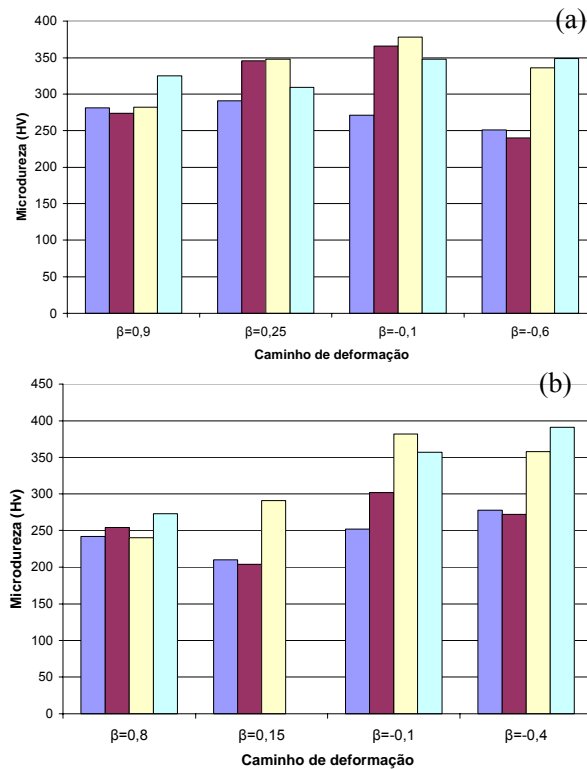


Figura 4.26 Valores de microdureza para caminhos (β), (a) para o AIA 304 N e (b) para o AIA 304 H

Com os resultados obtidos nas figuras 4.25 e 4.26, pode-se dizer que o ensaio de conformabilidade Nakajima, que simula processos complexos como o de estampagem profunda, não relaciona largura do CP com caminho de deformação nem o comportamento da microdureza.

Diferente das análises observadas, realizadas em ensaio uniaxial ou deformações por processos de compressão (laminação) onde não há influência da geometria do cilindro de laminação, as deformações são

homogêneas e há dependência do grau de deformação com caminho de deformação e microdureza. Fato observado por Kurc (2010), quando deformou por laminação três tipos de AIA (X5CrNi18-10).

A figura 4.27 mostra a relação da microdureza com a deformação equivalente para os AIA 304 N e 304 H. Pode-se observar que a relação é crescente e há elevada dispersão nas medidas realizadas. Observou-se que a maioria dos pontos fora da faixa crescente da figura 4.27 corresponde a região denominada topo e o comportamento pode ser devido à lubrificação existente entre o punção e a chapa, já comentadas nas figuras 4.2 e 4.3.

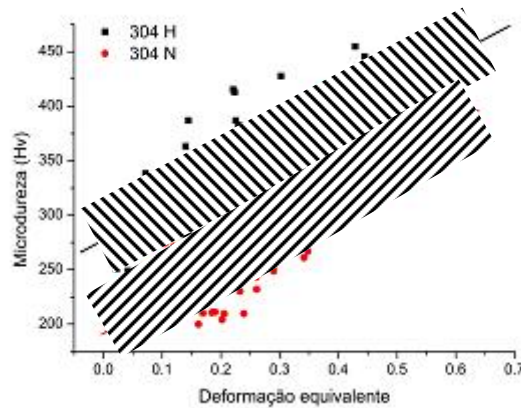


Figura 4.27: Tendência linear crescente da relação entre a microdureza e a deformação equivalente para os AIA 304 N e 304 H

Na figura 4.27, observa-se que a reta que representa a tendência do AIA 304 H é pouco menos acentuada que a tendência do AIA 304 N. A diferença é de aproximadamente 70 vickers superior no início e 50 vickers no fim da curva do AIA 304 H, ou seja, a inclinação da reta que representa a tendência do AIA 304 N é mais acentuada que a do AIA 403 H.

Com relação aos resultados para o AIA 304 N obtido na figura 4.27, pode-se dizer que a tendência das curvas da relação microdureza com deformação equivalente é crescente dentro de uma faixa paralela de aproximadamente 50 vickers, fato também observado para o AIA 304 H.

A diferença de microdureza (~70 vickers) entre o AIA 304 H e 304 N observada na figura 4.27 pode ser devido a interação entre as discordâncias ou com outras barreiras e à interferência mútua dos grãos vizinhos, que impede o movimento das discordâncias, podendo provocar múltiplos sistemas de deslizamento (MEYERS, 2009). Também a diferença da composição química existente entre eles, sendo a mais substancial a do AIA 304 H com relação ao 304 N a porcentagem de cobre (0,095 e 1,569) respectivamente, o que retarda a formação de martensita magnética no AIA 304 N. Como se observou na figura 4.12, o teor de carbono (0,063 – 0,038) para o AIA 304 H e 304 N, respectivamente, o mesmo que em solução sólida intersticial na martensita tem um efeito endurecedor acentuado no material (KRAUSS, 1990).

4.8 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os AIA estudados apresentam microestrutura austenítica metaestável, podendo ser transformada em martensita por deformação plástica. Essa transformação de fases, aliada ao encruamento por deformação, ocasiona no material aumento na resistência mecânica e ductilidade.

A combinação de propriedades mecânicas específicas esta relacionada ao encruamento, aliada a microestrutura do material, assim a austenita proporciona ao material boa ductilidade, enquanto a martensita proporciona elevada resistência mecânica ao material.

A microestrutura inicial do material e a mudança das fases com a deformação pode ser observada nas micrografias das figuras 4.4, 4.5 e 4.7, 4.8 dos AIA 304 N e 304 H, respectivamente. A evolução desta transformação pode ser observada na figura 4.12 e as fases presentes pode ser conferidas nas figuras 4.16 e 4.17 para ambos os aços.

O efeito individual da transformação martensítica e do encruamento no endurecimento desses aços deve ser avaliado, para se poder atuar na microestrutura/composição química, com o intuito de alterar-lhes as propriedades mecânicas. Para avaliar o efeito individual destes parâmetros, foi utilizada a regra das misturas para simular o comportamento da curva tensão-deformação (figura 4.1), considerando agora a evolução da transformação martensítica em função da deformação equivalente, mostrado na figura 4.12.

A tensão de escoamento para o AIA 304 N e 304 H pode ser escrita de acordo com a regra das misturas da seguinte forma:

$$\sigma_{esc} = (\%M\alpha') * (\sigma_{0\alpha} + K_{\alpha}\varepsilon_{\alpha}^{n_{\alpha}}) + C \times (\sigma_{0HCP}M\varepsilon_{HCP} + K_{HCP}\varepsilon_{HCP}^{n_{HCP}}) + D(\sigma + K\varepsilon^n) \quad (4.1)$$

onde:

$(\%M\alpha')$ = Variação da martensita (α') com a deformação equivalente;

$(K_{\alpha}\varepsilon_{\alpha}^{n_{\alpha}})$ = Variação do limite de escoamento com o encruamento da martensita (α');

C = % de martensita ε_{HCP} em cada estado de deformação;

σ_{0HCP} = Efeito da martensita ε_{HCP} no limite de escoamento;

$(K_{HCP}\varepsilon_{HCP}^{n_{HCP}})$ = Variação do limite de escoamento com o encruamento da martensita ε_{HCP} ;

D = Variação da austenita com a deformação;

$K\varepsilon^n$ = Variação do limite de escoamento com o encruamento da martensita (α').

Considerações:

- No limite de escoamento, $D=1$ e $\sigma = \sigma_{esc}$
- $(\%M\alpha')$, equação que descreve o incremento da martensita (α') com a deformação equivalente (Figura 4.12) para ambos os AIA 304 N e 304 H
- $C \times (M\varepsilon_{HCP} + K_{HCP}\varepsilon_{HCP}^{n_{HCP}})$, não considerado na equação final devido a:
 - Observou-se que a martensita ε_{HCP} é formado durante o resfriamento, a figura 4.15 mostra a existência desta fase do material como recebido;
 - As figuras 4.18 e 4.19 para o AIA 304 N e 304 H, respectivamente mostram que esta fase permanece praticamente constante durante o processo de deformação;
 - Vários autores tem afirmado que esta fase, com a porcentagem existente no material, não tem influência significativa nas propriedades mecânicas. A figura 4.28 mostra Efeito da variação da fração volumétrica de martensita ε na tensão limite de escoamento de uma liga Co-27Cr-5Mo-0.005C (Mani, 2011), indicando que para aproximadamente 5% de martensita ε (valor obtido para os aços estudados), o efeito é muito pequeno.

- $(K_\alpha \varepsilon_\alpha^{n_\alpha})$, Considerado constante e igual a “A”;

Considerações adicionais:

- Foi obtida a curva tensão-deformação do ensaio de tração como uma curva tensão-deformação equivalente
- O encruamento da austenita é dado pela equação de Hollomon

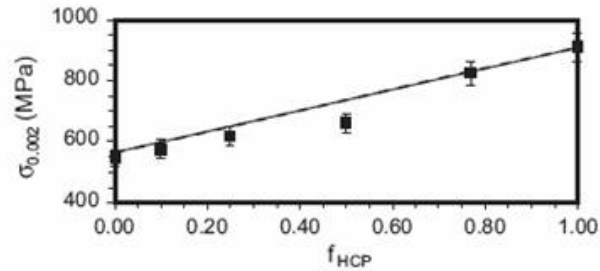


Figura 4.28: Efeito da variação da fração volumétrica de martensita ε na tensão limite de escoamento de uma liga Co-27Cr-5Mo-0.005C (Mani, 2011)

A equação final ficaria da seguinte maneira:

$$\sigma_{esc} = A(\%M\alpha') + (1 - \%M\alpha')(\sigma + K\varepsilon^n) \quad (4.2)$$

Desta equação as incógnitas são A; K e n.

Para obter estas incógnitas foi utilizado o software Maple, para tanto, foi utilizada a equação simplificada (4.2) com a finalidade de obter três equações para cada AIA, submetendo-as ao software para processamento. Os resultados obtidos foram os seguintes:

Para o AIA 304N:

A=150;

K=800;

n=0,6

Para o AIA 304H;

$$A=600;$$

$$K=850;$$

$$n=0,58$$

Substituindo as incógnitas na equação, obtém-se a curva mostrada na figura 4.29 (a). Para o AIA 304 N e (b) para o AIA 304 H. Observa-se, para ambos os aços, que a curva tensão-deformação equivalente obtida por ensaio de tração (linha cheia) é simulada de forma adequada pela curva (linha tracejada) obtida pela equação sugerida.

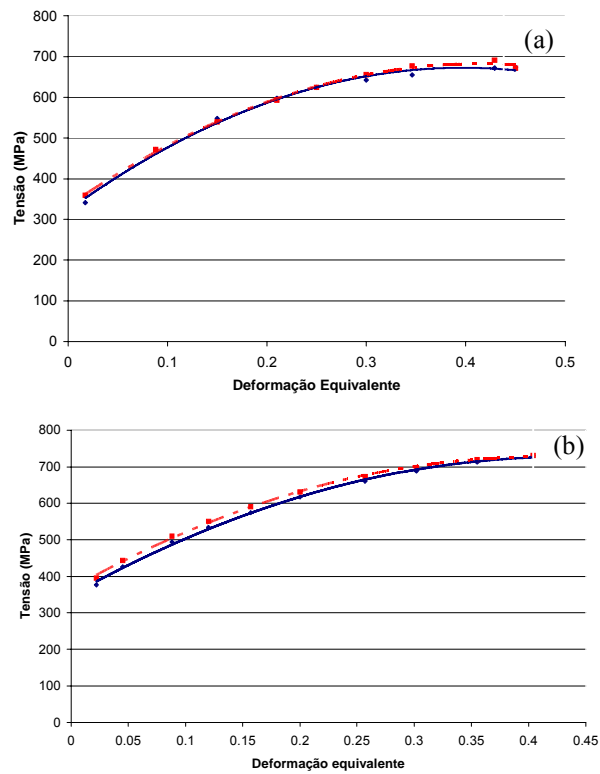


Figura 4.29: Curva tensão-deformação equivalente obtido por ensaio de tração (linha cheia) e simulado pela equação 4.2 (linha tracejada), (a) para o AIA 304 N e (b) AIA 304 H

Observando a figura 4.29 pode-se dizer que, embora as curvas teórica e experimental tenham apresentado boa correlação e conseguido

separar os efeitos individuais, alguns valores observados estão um pouco fora do esperado, provavelmente devido às aproximações realizadas. Entretanto, a análise foi apresentada como uma tentativa inicial de se obter estes efeitos, mas deve ser aperfeiçoada.

Com relação às incógnitas obtidas pode-se dizer que:

- Os valores de “K” obtidos através do software Maple para ambos os aços estão dentro dos valores observados na tabela 2.8 (Shackelford, 2010) para o AIA 304 H.
- Sobre o coeficiente de encruamento “n”. Os valores obtidos para o AIA 304 N estão acima dos valores máximos obtidos pelo ensaio de tração para este aço na figura 2.21, já para o AIA 304 H o valor obtido está perto do valor máximo obtido para este aço na figura 2.21.
- Valores semelhantes ao da figura 2.21 foram obtidos por outros autores. Mani, (2011) obteve um valor de $n = 0,65$ para a liga Co-27Cr-5Mo-0,005C, já Gonzáles, (2003) obteve valores máximos de encruamento iguais a 0,63 para um AIA contendo 0,07% de cobre e 0,68 para um AIA contendo 1,79% de cobre.
- Esperava-se encontrar um valor menor para o coeficiente de encruamento do que o obtido pelo software Maple. Este valor elevado do coeficiente de encruamento encontrado no software pode ser devido a simplificação realizada na equação 4.2.
- Com relação aos valores da constante A, não se esperava diferença tão grande em relação aos resultados de Gracioso (2003), que obteve valores de tensão de escoamento para um aço inoxidável martensítico macio fundido (CA6MN) de aproximadamente 100 kgf/mm². O AIA 304 H apresenta valores próximos aos obtidos por Gracioso, o mesmo não pode ser dito para o AIA 304 N.
- Acredita-se que a elevada diferença nos valores da constante A entre os AIA 304 N e 304 H pode ser devido a diferença de composição química, especificamente no teor do cobre e carbono.

7 CONCLUSÕES

Nesta tese a variação das transformações microestruturais (transformação da austenita para martensita ferromagnética e paramagnética) em função dos caminhos de deformação, assim como o comportamento da microdureza com estes caminhos foram estudadas. Estes estudos foram realizados em chapas de aços inoxidáveis austeníticos 304H e 304N utilizando o ferramental Nakajima, através de deformações gradativas em CP'S com larguras variáveis. As transformações microestruturais e de microdureza foram relacionadas com os caminhos de deformação e com as curvas tensão-deformação obtidas no ensaio de tração. Baseada nos resultados as seguintes conclusões podem ser observadas:

1. Observou-se nas medições das deformações principais para ambos os aços estudados que as amostras retiradas da base e do topo dos CP'S que simulam caminhos de deformação biaxial e uniaxial, respectivamente, se encontram nas regiões denominadas plana-uniaxial e plana-biaxial da curva limite de conformação (CLC), respectivamente. Ou seja, houve um deslocamento das amostras que simulam caminhos de deformação biaxial e uniaxial para as regiões plana-uniaxial e plana-biaxial, respectivamente. Este fato foi atribuído ao complexo estado de tensões e deformações que são submetidos as chapas no ensaio de conformabilidade com ferramental Nakajima.
2. Com relação às microestruturas observou-se um aumento da martensita (α') magnética com a deformação equivalente. Sendo que para o aço inoxidável austenítico 304N com baixas deformações o aumento é moderado e para altas deformações ($\epsilon_{eq} > 0,25$) este aumento é bem mais acentuado, com crescimento logarítmico. Já para o aço 304H o aumento segue um comportamento crescente parabólico.
3. Foi observada, para a mesma deformação equivalente, uma maior porcentagem de martensita α' no aço 304H que no 304N. Fato atribuído a diferença no teor de cobre entre os dois aços, que altera a temperatura M_d .
4. Os resultados de difração de raios X mostraram a transformação parcial da austenita em martensita magnética (α') e paramagnética (ϵ), sendo que a transformação em martensita magnética é

semelhante ao observado nas análises magnéticas para ambos os aços. Com relação a martensita paramagnética (ε) esta permanece aproximadamente constante durante o processo de deformação e aproximadamente igual a 5% para ambos os aços estudados.

5. As análises realizadas mostraram que formação da martensita magnética depende dos caminhos de deformação;
6. Nas análises realizadas por MET foram observadas a presença de austenita, martensita α' e ε . A nucleação da martensita α' ocorre nas bandas de deformação e no interior das maclas, já a nucleação da martensita ε se dá no contorno de grão e no interior das maclas de deformação;
7. Os resultados mostraram que a sequência de formação da martensita induzida por deformação é: austenita (γ) \rightarrow martensita (ε) \rightarrow martensita (α') e que a martensita magnética forma-se diretamente a partir da austenita, ou seja: $\gamma \rightarrow \alpha'$.
8. Os resultados para ambos os aços inoxidáveis austeníticos, mostraram que a microdureza não acompanha os valores crescentes absolutos das deformações principais e nem os caminhos de deformação. Entretanto, há uma variação linear crescente da microdureza com a deformação equivalente.
9. Foi observado também que a variação dos valores de microdureza com a deformação equivalente do aço 304H está aproximadamente 70 Vickers acima do que a apresentada pelo aço 304N. Fato devido a diferença de composição química, especificamente ao teor de cobre, que alterou a porcentagem de martensita α' e o valor do coeficiente de encruamento dos aços.
10. Com relação a aproximação da curva tensão-deformação para ambos os aços utilizando a regra das misturas, pode-se dizer que as curvas tiveram uma aproximação satisfatória. Entretanto, os valores obtidos das variáveis "A" (tensão de escoamento da martensita α') e "n" (coeficiente de encruamento da austenita) no software Maple apresentaram valores não esperados, isto pode ser devido as aproximações realizadas na equação.

8 SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

No desenvolvimento deste trabalho foram observadas que algumas análises realizadas precisam de maior aprofundamento ou de complementação com outras análises, para isto ficam como sugestões para próximos trabalhos:

- Incluir na equação da regra das misturas o termo referente a martensita paramagnética, com a finalidade de avaliar o comportamento da curva tensão-deformação equivalente;
- Estudar a influência da temperatura nas transformações martensíticas para os diversos caminhos de deformação;
- Ampliar o presente estudo para outros aços austeníticos metaestáveis, com as temperaturas M_d diferentes para avaliar o comportamento dos mesmos.

REFERÊNCIAS

- ANDRADE, M. S.; GOMES, O. A.; VILELA, J. M. C. Avaliação da estampabilidade de dois aços inoxidáveis austeníticos. 2º COBEF, Uberlândia – MG maio de 2003.
- ABDEL, S. H., EMAN, E-S., EL-BITAR. T. The corrosion behaviour of niobium bearing cold deformed austenitic stainless steels in 3,5%NaCl. *Materils Letters*, 61, 2006.
- ABRANTES, J. P., BATALHA, G. F. Simulação numérica via elementos finitos da conformação de chapas metálicas por pressão hidráulica (bulge teste). 2º COBEF, Uberlândia – MG maio de 2003.
- ALTAN, T., Oh, S., GEGEL, H. Conformação dos metais, fundamentos e aplicações. EESC-USP, 1999.
- ASM International, handboock. vol 9, 2004.
- BABANIC, D. Sheet Metal Forming processes, Constitutive modelling and numerical simulation. Springer, 2010.
- BATE, P.S., HUTCHINSON, W.B. Grain boundary area end deformation. *Scripta Materialia*, 52, 2005.
- BERGEON, N., GUENIN, G., ESNOUF, C. Study of the faults stackings in the $\gamma(\text{CFC}) \leftrightarrow \epsilon(\text{HCP})$ martensitic transformation. *J. Phys. IV france* 7, 1997.
- BERRAHMOUNE, M. R., BERVEILLER, S., INAL, K., Patoor, E. Delayed cracking in 301LN austenitic steel after deep drawing: Martensitic transformation and residual stress analysis. *Materials Science Engenhering A* 2006.
- BRACKE, L., MERTENS, G., PENNING, J., COOMAN, B., C., LIEBEHERR, M., AKDUT, N. Influence of phase transformations on the mechanical properties of high-strength austenitic Fe-Mn-Cr steel. *Metallurgical and materials transactions A*, vol 37, 2006.

- BROOKS, J.W., LORETTO, M.H. and SMALLMAN, R.E. Direct Observations of Martensite Nuclei in Stainless Steel. *Acta Metallurgica*, 27 (12), 1979.
- BUCHAR, Z. Circle grid Analysis applied to the production problems of the car body panel. *Journal of materials processing technology*. V. 60, 1996.
- BURKE, J. The kinetics of phase transformation in metals. Pergamon press, first edition, 1965.
- BUTUC, M. C.; GRACIO, J. J.; ROCHA, A. B. A theoretical study on forming limit diagrams prediction. *Jornal of materials processing technology*, 142, 2003.
- CÃO, J.; KINSEY, B. L.; YAO, H.; VISWANATHAN, V.; SONG, N. Next generation stamping dies – controllability and flexibility. *Robotic and computer integrated manufacturing*, 17, 2001.
- CHANG, J-S, CHOU, S-S. Microstructures and formability of type 304 stainless steel in deep drawing. *Scripta metallurgica et materialia*. V 31, 1994
- CHEN, F. K., LIN, S. Y. A formability index for the deep drawing of stainless steel rectangular cups. *International Journal advanced manufactured technology*, 2006.
- CHO, K., GOURLAND, J. The law of mixtures applied to the plastic deformation of two phase alloys of coarse microstructures. *Metallurgical transactions A*, vol 19, 1988.
- CHOI, T. H.; HUG, H. Sheet metal forming analysis of planar anisotropic materials by a modified membrane finite element method with bending effect. *Jornal of materials processing technology*, 89 -90, 1999.
- DANCKERT, J.; NIELSEN, K. B. Determination of the plastic anisotropy r in sheet metal using automatic tensile test equipment. *Jornal of Materials Processing Technology* 73, 1998.

DASH, J., OTTE, H. M. The martensite transformation in stainless steel. *Acta Metallurgica*, vol 11, 1963.

DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. Editora Guanabara dois, Rio de Janeiro, 2 ed.,1981.

DOS SANTOS, M. R., ALVES, B. H. J., LOPES, G. R., GONZÁLES, B. M. Efeito da martensita induzida por deformação e tensões residuais sobre o fenômeno de delayed cracking em aços inoxidáveis austeníticos. 17º CBCIMAT, foz de iguaçu, pr, Brasil, novembro de 2006,.

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

FAN, Z., TSAKIROPOULOS, P., MIODOWNIK, A. P. A generalized law of mixture. *Materials science*, 29, 1994.

FERRER, M. H. Estudo das Transformações de fase de aços Trip ao Si-Mn microligados com Nb. Tese de doutorado apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

FROMENTIN, S. MARTINY, M., FERRON, G. TOURKI, Z., MOREIRA, L. P., FERRAN, G. Finite element simulation of sheet-metal forming processes for planar-anisotropic materials. *International journal of mechanical science* 43, 2001.

GAVRILJUK, V. G.; TARASENKO, A V.; And TERESHCHENKO, A S. Phase Transformations and Relaxation Phenomena Induced by Hydrogen Stainless Steels. *Int. J. Hydrogen Energy*, Vol. 22, Nº 2/3, Pp 269-277 (1997).

GONZALEZ, B.M., CASTRO, C. S. B., BUONO, V. T. L., VILELA, J. M. C., Andrade, M. S., Moraes, J. M. D., Mantel, M. J. The influence of copper addition on the formability of AISI 304 stainless steel. *Materials Science and Engineering*, A343, 2003.

GRACIOSO, J. F. F. Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina, 2003.

GU, Q., VAN HUMBEECK, J., DELAEY, L. A review on the martensitic transformation and shape memory effect in Fe-Mn-Si alloys. *Journal de physique IV*, 1994.

GUÉNIN, G. The $\gamma - \epsilon$ martensitic transformation: a model for stress induced variant and its interaction with grain boundary. *Journal de Physique IV*, v-5, 1995.

GUIMARÃES, J. R. C. Conceituação, cinética e morfologia da transformação martensítica em aços. *Revista latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, Vol 1, 1981.

HAUSILD, P., DAVYDOV, V., DRAHOKOUPIL, J., LANDA, M., PILVIN, P. Characterization of strain-induced martensitic transformation in a metaestable austenitic stainless steel. *Materials and Design*, 31, 2010.

HEARN, E. J. *Mechanics of Materials, An introduction to the mechanics of elastic and plastic deformation of solid and structural materials*. third edition, butterworth-heinemann, 1999.

HOSFORD, W.F.; CADDELL, R. M. *Metal forming, Mechanics and Metallurgy*. 3 ed., Cambridge University Press, 2007.

HUANG, C. X., YANG, G., GAO, Y. L., WU, S. D., LI, S. X. Investigation on the nucleation mechanism of deformation-induced martensite in an austenitic stainless steel under severe plastic deformation. *J Mater. Res.*, v. 22, 2007.

KARJALAINEN, L. P., TAULAVUORI, T., SELLMAN, M., KYOLAINEN, A. Some strengthening methods for austenitic stainless steels. *Materials Technology, steel research int.* 79, 2008.

KELLY, P. M., NUTTING, M. A. The morphology of martensite. *Jornal of the iron and steel institute*, V 197, 1961.

KHAFRI, M. A., MAHMUDI, R. Prediction of plastic instability and forming limit diagrams. International Journal of mechanical sciences, 46, 2004.

KOO, J. Y., YOUNG, M. J., THOMAS, G. On the law of mixtures in dual-phase steels. Metallurgical transactions A, vol 11A, 1980.
KRAUSS, G. Steels, heat treatment and processing principles. ASM international, Ohio, second edition, 1990.

KRUPP, U., ROTH, I., CHIST, H., KUBBELER, M., FRITZEN, C. In situ SEM observation and analysis of martensitic transformation during short fatigue crack propagation in metastable austenitic steel. Advanced Engeneering Materials, 12, 2010.

KURC, A., STOKLOSA, Z. The effect of ($\gamma \rightarrow \alpha'$) phase transformation on microestructure and proprieties of austenitic Cr-Ni steels. Archives of materials science and engineering, 41, 2010.

LAHA, K., KYONO, J., SHINYA, N. An advanced creep cavitation Cu-containing 18Cr-12Ni-Nb austenitic stainless steel. Scripta Materializ 56, 2007.

LEE, T.H., SHIN, E., OH, Ch., HA, H.Y., KIM, S.J. Correlation between stacking fault energy and deformation microestructure in high interstitial-alloyed austenitic steels. Acta Matrialia 58 (2010).

LEFFER, B. Stainless steels and their properties. Outokumpu technical article, 45, 2005. Disponivel em:
<http://www.outokumpu.com/files/Group/HR/Documents/STAINLESS_20.PDF>. Acesso em 20 junio 2011.

LEUTENECKER, R. Phase transformation of a nitrogen-implanted austenitic stainless steel (X10CrNiTi18-9). Materials Science and Engineering, A115, 1989.

LICHTENFELD, J. A., MATAYA, M. C., VAN TYNE, CH. effect of strain rate on stress strain behaviour of alloy 309 and 304L austenitic stainless steel. Metallurgical and materials transactions A, vol 37A January 2006.

LIN, H-T., TSAI, W-T., LEE, J-T., HUANG, CH-S. The electrochemical and corrosion behaviour of austenitic stainless steel containing Cu. *Corrosion Science*, vol. 33, 1992.

LOBÃO, M. C. Determinação de curvas limite de conformação por procedimentos experimentais e simulação numérica do processo de estampagem. 2003, dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

MAGNABOSCO, A. S.; OLIVEIRA, J. A. Caracterização da estampabilidade dos aços COSIPA, laminados a frio. Projeto I.ME LTF A01, 1994.

MAKI, T., FURUHARA, T., MORITO, S., YABUCHI, K., YONEZAWA, H., SHIBATA, A. Relation between martensite morphology and volume change accompanying fcc to bcc martensitic transformation in Fe-Ni-Co alloys. *Materials science and Engineering A*, 2006.

MAKINOUCI. A. Sheet metal forming Simulation in Industry. *Journal of materials processing technology*, 60, 1996.

MANGONON, Jr. P. L., THOMAS, G. The martensite phases in 304 stainless steel. *Metallurgical transactions A*, V. 1, 1970.

MANI, A., SALINAS-RODRIGUEZ, LOPEZ, H. F. Deformation induced FCC to HCP transformation in a Co-27Cr-5Mo-0.05C alloy. *Materials Science and Engineering A*, 528, 2011.

MARCINIACK, Z., DUNCAN, J. L., HU, S. J. *Mechanics of sheet metal forming*. Butterworth Heinemann, Elsevier Science, 2 Ed. 2002.

MEYERS, M. A., VOEHRINGER, O., CHEN, Y. J. A constitutive description of the slip-twinning transition in metals. *The minerals, metals and society*, 1999.

MEYERS, M. A., VOEHRINGER, O., LUBARDA, V. A. The onset of twinning in metals: a constitutive description. *Acta Materialia*, 49, 2001.

- MEYERS, M. A., XU, Y. B., XUE, Q., PÉREZ-PRADO, M. T., MCNELLEY, T. R. Microestrutural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel. *Acta Materialia*, 52 (2003).
- MOREIRA, L. P., SAMPAIO, A. P., FERRON, G., LACERDA, A. C. Análise numérica e experimentação da influencia da espessura inicial nas deformações limites em chapas. Conferência Nacional de conformação de chapas, porto alegre, 2003.
- MORITO, S., TANAKA, H., KONISHI, R., FURUHARA, T., MAKI, T. The morphology and cristallograpy of lath martensite in Fe-C alloys. *Acta Materialia* 51, 2003.
- MUMATZ, K., TAKAHASHI, S., ECHOGOYA, J., KAMADA, Y., ZHANG, L. F., KIKUCHI, H., ARA, k., SATO, M. Magnetic measurements of martensitic transformation in austenitic stainless steel after room temperature rolling. *Jornal of Materials Science* 39, 2004.
- NEFF, D. V., MITCHELL, T. E., TROIANO, A. R. Influence of temperature, transformation and strain rate on ductility properties of austenitic stainless steel. *Transactions of american society for metals* v.62, 1969.
- OBERMEYER, E. J., MAJLESSI, S. A. A review of recent advances in the application of blank-holder force towards improving the forming limits of sheet metals parts. *Jornal of Materials Processing Technology* 75, 1998.
- OHTUKA, H., KAJIWARA, S., KIKUCHI, T., ISHIHUARA, T., NAGAI, K. Growt process and microestruturure of ϵ martensite in an Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy. *Journal de Physique IV*, vol 5, 1995.
- OLSON, G. B., COHEN, M. Kinetics of strain induced martensitic nucleation. *Metallurgical transactions*, v. A6, 1975.
- OLSON, G., B. Transformation Plasticity and toughening. *Journal de physique IV*, vol 6, 1996.
- PADILHA, A. F. *Materiais de engenharia, microestruturura e propriedades*. Ed. Hemus, Brasil, 1997.

- PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e propriedades. Ed. Hemus, São Paulo, 1996.
- PARDO, A., MERINO, M. C., CARBONERAS, M., VIEJO, F., ARRABAL, R., MUÑOZ, J. Influence of Cu and Sn content in the corrosion of AISI 304 and 316 stainless steels em H₂SO₄. Corrosion Science, 48, 2006.
- PETERSON, S. F., MATAYA, M. C., MATLOCK, D. K. The formability of austenitic stainless steel. JOM, 1997.
- PICKERING, F. B. Physical metallurgical developments of stainless steels. Proc. Conf. Stainless steel, 84, Gothenburg, 1984
- PICKERING, F. B. Physical metallurgy of stainless steel developments review 211. International metals reviews, 1976.
- POPOV, E. P. Introdução à mecânica dos sólidos. Ed. Edgard Blucher LTDA, S.P., Brasil, 1978,.
- RAMAN, S. G.S., PADMANABHAN, K. A. Tensile deformation Induced martensitic transformation in AISI 304L austenitic stainless steel. Journal of Materials Science Letters, V. 3, 1994.
- REED HILL, R.E. Physical metallurgy. Van Nostrand Reinhold, NY, 1984.
- REED, R. P., SCHRAMM, R. E. Relationship between stacking-fault energy and X-ray measurements of staking –fault probability and microstrain. J. Appl. Phys., V 45, 1974.
- REES, D. W. A. Factors influencing the FLD automotive sheet metal. Jornal of Materials Processing Technology 118, 2001.
- ROCHA, R. M. Estudo da conformabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos 304N e 304H e suas correlações com as microestruturas obtidas, 2006, dissertação de Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2006.

- ROCHA, R. M.; OLIVEIRA, C. A. S. Um estudo para estampagem de aços inoxidáveis austeníticos. 25 Senafor, 8 Conferência Nacional de Conformação de Chapas, porto alegre, RS, 2005.
- SERRI, J.; MARTINY, M.; FERRON, G. Finite Element analysis of the effects of martensitic phase transformation in TRIP steel sheet forming. in International Journal of Mechanical Science, vol 47, 2005.
- SHACKELFORD, J. F. Ciência dos materiais. Pearson education do Brasil, 6 Ed., 2010.
- SHIBATA, A., YONEZAWA, H., YABUUCHI, K., MOTITO, S., FURUHUARA, T., MAKI, T. Relation between martensite morphology and volume change accompanying fcc to bcc martensitic transformation in Fe-Ni-Co alloys. Materials Science and Engineering A, 438-440, 2006.
- SHIMIZU, T., TAKAHASHI, I., OGAYA, M. Influence of the Cu contents on Press Formability of 18-8 type stainless steel. Journal of Japan Institute of Metals, V, 34, 1970.
- SHIMOZONO, K. Metallurgical Transaction vol1. 1990
- SHRINIVAS, V., VARMA, S. K., MURR, L. E. Deformation-induced martensitic characteritic in 304 and 316 stainless steels during room temperature rolling. Metallurgical and materials transactions A, v26A, 1995.
- SPENCER, K., EMBURY, J. D., CONLON, K.T., VÉRON, M., BRECHET, Y. Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels. Materials Science and Engineering A, 2004.
- SROUR, H. E. Determinação do grau de conformabilidade de chapa de aço para suporte de coluna de direção e identificação nacional. dissertação de mestrado do curso de pós-graduação em Engenharia Mecânica, Curitiba, 2002.
- STOUGHTON, T. B., ZHU, X. Review of theoretical models of the strain-based FLD and their relevance to the stress-based FLD. International Journal of Plasticity 20, 2004.

TAKAGASHI, S., ECHIGOYA, J., UEDA, T., LI, X., HATAFUKU, H. Martensitic transformation due to plastic deformation and magnetic properties in SUS 304 stainless steel. *Journal of materials processing technology*, 108, 2001

TALONEN, J. Effect of strain induced α' martensite transformation on mechanical properties of metastable austenitic stainless steels, dissertacao de doutorado em Engenharia Mecanica, Universidade Tecnologica de Helsinki, 2007.

TALONNEN, J.; HANNIEN, H. Damping properties of austenitic stainless steels containing strain-induced martensite. *Metallurgical and materials transactions A*, vol 35 august 2004.

TAVARES, S. M.; SILVA, M. R. Ferrromagnetic proprieties. A magnetic study of reversion of martensite α' in a 304 stainless steel of cold rolled AISI 304 steel. *Journal of magnetism and magnetic Materials*, 242, 2002.

TAVARES, S. S. M., GUNDEROV, D., STOLYAROV, V., NETO, J. M. Phase transformation induced by severe plastic deformation in AISI 304L stainless steel. *Materials science and engineering A*, 358, 2003.

TAYLOR, B. Formability testing of sheet metals. In *metals Handbook: forming and forging*, Ohio, ASM v. 14, 1988.

TEKKAYA, A. E. State of the art of simulation of sheet metal forming. *Journal of materials processing technology*, 103, 2000.

TIGRINHO, L. M. V.; SANTOS, R. A., FILHO, R. A. C., MARCONDES, P. V. P. Influência da lubrificação na estampagem para obtenção da curva CLC. 3º COBEF, Joinville – SC, abril de 2005

UMEMOTO, M., YOSHITAKE, E., TAMURA, I. The morphology of martensite in Fe-C, Fe-Ni-C and Fe-Cr-C alloys. *Journal of material Science* 18, 1983.

USIMINAS, *Conformação na prensa*, fascículo de informação técnica. grupo Siderbras, outubro de 1984.

- WANG, N., WANG, Z., AUST, K. T., ERB, U. Effect of grain size on mechanical properties of nanocrystalline materials. *Acta metall. Mater.* Vol 44 N°2, 1994.
- WAYMAN, C. M. Shear transformation and microstructure. *Metallography*, 8, 1975
- WAYMAN, C. M. The phenomenological theory of Martensite crystallography: interrelationships. *Metalurgical and materials transactions A*, vol. 25A 1994.
- WECNSLER, M. S., LIEBERMAN, D. S., READ, T. A. On the theory of the formation of martensite. *Journal of Metals*, 1953.
- YAKUBSTOV, I. A., ARIAPOUR, A., PEROVIC, D. D. Effect of nitrogen on stacking fault energy of FCC iron based alloys. *Acta Materialia*, v 47, 1999.
- YANG, H., LIU, Y. Factors influencing the stress-induced fcc \leftrightarrow hcp martensitic transformation in Co-32Ni single crystal. *Acta Materialia*, 54, 2006.
- YANG, H., ZHANG, J. H., YONGBO XU, MEYERS, M. A. Microstructural characterization of the shear bands in Fe-Cr-Ni single crystal by EBSD. *J. Mater. Sci. Technol.*, 24, 2008.
- YIN, F., ZHANG, J., WANG, R., GU, N. Electron Microscopy analysis of deformation induced ϵ martensite transformation in a Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloy. *J. Mater. Sci. Technol.* vol 10, 1994.
- YOON, J. W., POURBOGHRAT, F. CHUNG, K.; YANG, D. Y. Springback prediction for sheet metal forming process using a 3D hybrid membrane/shell method. *International Journal of mechanical sciences*, 44, 2002.