

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

**TESE DE DOUTORADO**

"Efeito do Nitrogênio e do Cobre na  
Formação da Martensita em Aços Inoxidáveis Austeníticos  
e sua Influência sobre o  
Fenômeno de *Delayed Cracking*"

Autor: Marta Ribeiro dos Santos

Orientador: Prof. Berenice Mendonça Gonzalez

Abril/2008

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Marta Ribeiro dos Santos

"Efeito do Nitrogênio e do Cobre na Formação da Martensita em Aços Inoxidáveis  
Austeníticos e sua Influência sobre o Fenômeno de *Delayed Cracking* "

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em  
Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas  
Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Berenice Mendonça Gonzalez

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG

Abril/2008

A DEUS, a meu pai e a minha mãe.

Ao Giovanni e Mateus.

À querida Berenice.

“ Se DEUS é por nós, quem será contra?”

Romanos 8.31



## AGRADECIMENTOS

À Prof. Berenice Mendonça Gonzalez pela oportunidade de realização deste trabalho, pela paciência e pelo crédito de confiança.

Ao engenheiro Hélio José Batista Alves e ao técnico Robson Guimarães Lopes da ArcelorMittal Inox Brasil pela valiosa e imprescindível ajuda no desenvolvimento da tese, sem a qual não seria possível a realização deste trabalho.

À Dra. Cynthia Serra Batista Castro pelos ensinamentos nas análises metalográficas .

À engenheira Andréia Henriques Bicalho pela amizade e pela solicitude com a qual realizou as análises de difração de Raios-X.

À Dirce Amorim ArcelorMittal Inox Brasil pela presteza na medição das tensões residuais.

Ao CETEC pelo uso das instalações do Laboratório de Metalografia, pelas análises de Microscopia Eletrônica de Varredura e medições de rugosidade superficial.

Ao Rodrigo Campolina, Rita de Cássia dos Santos Ribeiro, Tiago Felipe de Abreu Santos, Mateus de Oliveira e Elaine dos Reis pelo suporte no desenvolvimento das atividades da tese.

Aos amigos Elaine Carballo, Célia Regina de Oliveira Loureiro, Vilma da Conceição Costa, Ieda Ferreira e Sérgio Rivas pelo carinho e apoio incondicionais.

Ao meu sempre amigo Odair José dos Santos.

## RESUMO

Neste trabalho procurou-se avaliar a formação da martensita induzida por deformação nas operações de conformação, as tensões residuais nas bordas dos copos conformados como os principais fatores relacionados à susceptibilidade de ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos. Foram empregados quatro tipos de aços inoxidáveis austeníticos com diferentes composições químicas. Foi observado que todos os aços manifestaram o fenômeno de *Delayed Cracking* em diferentes razões de embutimento após um período de observação de 24h. Essas razões foram os parâmetros utilizados para caracterizar o fenômeno e foram chamadas de Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC). Verificou-se que o aumento dos teores de nitrogênio, níquel e cobre nos aços inoxidáveis austeníticos resultou em diminuição da propensão à ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*, traduzida pela elevação dos valores de LDR-DC, devido ao fato de que esses elementos aumentam a estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica. A avaliação das superfícies das trincas dos aços revelou padrão de trincamento característicos de fratura frágil, apresentando aspectos de fratura transgranular e intergranular (algumas vezes presentes lado a lado) e em alguns casos, de clivagem. Durante seu percurso, as colônias de trincas características do fenômeno desenvolveram e se uniram na forma de degraus, sem ramificação, e avançaram por dentro dos pacotes de martensita. As tensões residuais (fator mecânico) presentes nos copos após a conformação e a alta quantidade de martensita induzida por deformação formada devido à deformação associada às operações de embutimento e reembutimento (fatores metalúrgicos) foram os responsáveis pela ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*.

**Palavras-chave:** Fenômeno de *Delayed Cracking*, aços inoxidáveis austeníticos, embutimento, reembutimento, martensita induzida por deformação.

## ABSTRACT

The influence of strain induced martensite, the residual stresses in redrawn cup edges and the degree of cold work on the susceptibility to *Delayed Cracking* Phenomenon of austenitic stainless steels were investigated. Four heats of austenitic stainless steels were used. It was observed that three of them exhibited the phenomenon in different drawing ratios in a period that begin and end within a 24h after redrawing process. These drawing ratios were determined as the Limited Drawing Ratio of the *Delayed Cracking* (LDR-DC). Additions of copper and nitrogen to austenitic stainless steels were effective in reducing the susceptibility of *Delayed Cracking* Phenomenon and led to larger LDR-DC. In addition, copper and nitrogen stabilized the austenite in regard to martensitic transformation. The investigation of crack surfaces from the cups in which the *Delayed Cracking* has occurred revealed a brittle fracture character with transcrystalline and intergranular modes and sometimes, cleavage fractures features. In some fracture surface, both types of fracture existed side by side, and one found transcrystalline fracture interspersed with intergranular constituents. During crack progression, crack colonies developed and linked together in a step-wise fashion, without branching, and propagated into the martensite packs. The residual stresses (mechanical factor) in the cups after forming and the high amount of strain induced martensite formed due to the degree of cold work associated to deep drawing and redrawing operations (metallurgical variables) were responsible for the occurrence of Delayed Cracking Phenomenon.

**Keywords:** *Delayed Cracking* phenomenon, austenitic stainless steels, deep drawing, redrawing, strain induced martensite.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	XIII
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	XXII
<b>LISTA DE NOTAÇÕES</b> .....	XXIV
<b>1.INTRODUÇÃO</b> .....	1
<b>2.OBJETIVOS</b> .....	4
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	5
3.1. AÇOS INOXIDÁVEIS .....	5
3.1.1. Constituição .....	7
3.2. AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.....	10
3.2.1. Constituição .....	10
3.2.1.1. Matriz.....	10
3.2.1.2. Constituintes Minoritários .....	11
3.2.2. Efeito dos Elementos de Liga Sobre a Estabilidade da Austenita .....	14
3.2.3. Propriedades Mecânicas .....	16
3.2.3.1. Influência dos elementos de liga.....	17
3.2.3.2. Influência do nitrogênio.....	21
3.2.3.3. Efeito do cobre.....	24
3.2.4. Influência dos Elementos de Liga na Energia de Falha de Empilhamento .....	25
3.3. A TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA EM MARTENSITA.....	28
3.3.1. A Transformação da Austenita por Resfriamento .....	30
3.3.2. Transformação da Austenita por Deformação .....	31
3.3.3. Morfologia e Estrutura das Martensitas.....	35
3.3.4. Mecanismos de Transformação da Austenita .....	36
3.4. ESTAMPAGEM .....	39
3.4.1. Embutimento Profundo.....	39
3.4.2. Mecânica e Fluxo Metálico.....	42
3.4.3. Efeito das Propriedades dos Materiais.....	43
3.4.4. Reembutimento .....	48

3.4.5. Testes Simulativos .....	48
3.4.6. Características da Conformação dos Aços Inoxidáveis Austeníticos .....	49
3.5. TENSÕES RESIDUAIS NA CONFORMAÇÃO MECÂNICA.....	52
3.5.1. Aspectos Gerais .....	52
3.5.2. Métodos de Medição.....	53
3.5.2.1. Métodos de relaxação mecânica .....	54
3.5.2.2. Método da difração de raios-X .....	54
3.6. O FENÔMENO DE DELAYED CRACKING.....	55
3.6.1. Influência da Composição Química dos Materiais .....	57
3.6.1.1. Efeito da composição química dos aços sobre a dureza dos copos .....	63
3.6.2. Influência da Martensita Induzida por Deformação .....	65
3.6.3. Influência das Tensões Residuais .....	69
3.6.4. Influência do Hidrogênio .....	74
3.6.4.1. Efeitos superficiais induzidos pelo hidrogênio .....	78
3.6.4.2. Interações do hidrogênio com a rede cristalina .....	79
3.6.4.3. Fragilização do aço inoxidável austenítico pelo hidrogênio.....	80
3.6.4.4. Efeito da microestrutura nos efeitos superficiais induzidos pelo hidrogênio	83
3.6.4.5. Aspectos macroscópicos e microscópicos das trincas induzidas pelo hidrogênio .....	86
3.6.5. Fatores Operacionais que Diminuem a Propensão ao Fenômeno de Delayed Cracking.....	87
4. METODOLOGIA .....	89
4.1. MATERIAIS .....	89
4.2. CARACTERIZAÇÃO DOS AÇOS .....	90
4.2.1. Identificação das Fases no Estado como Recebido .....	90
4.2.2. Análise Microestrutural .....	91
4.2.3. Determinação do Tamanho de Grão .....	93
4.2.4. Propriedades Mecânicas dos Materiais no Estado Como Recebido .....	94
4.2.5. Anisotropia.....	95
4.2.6. Estampabilidade.....	95
4.3. CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS APÓS A DEFORMAÇÃO .....	97
4.3.1. Identificação das Fases .....	97

4.3.2. Observação da Microestrutura.....	99
4.3.3. Propriedades Mecânicas .....	99
4.4. AVALIAÇÃO DO DELAYED CRACKING.....	102
4.4.1. Observação do Fenômeno de Delayed Cracking.....	102
4.4.2. Determinação das Razões Limite de Embutimento do Delayed Cracking (LDR-DC).....	102
4.4.3. Avaliação dos Prováveis Fatores que Afetam a Susceptibilidade ao Fenômeno de Delayed Cracking.....	104
4.4.3.1. Superfícies dos copos conformados.....	104
4.4.3.2. Estabilidade da Austenita.....	104
4.4.3.3. Análise Semi-quantitativa da Fração Volumétrica de Martensita Induzida por Deformação .....	104
4.4.3.4. Tensões residuais .....	105
4.5. CARACTERIZAÇÃO DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DO FENÔMENO DE DELAYED CRACKING .....	108
4.5.1. Caminho da Trinca.....	109
4.6. EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DOS AÇOS INOXIDÁVEIS COM A DEFORMAÇÃO NO EMBUTIMENTO E REEMBUTIMENTO.....	110
4.6.1. Estágios das Operações de Embutimento e Reembutimento.....	110
4.6.2. Evolução Microestrutural Durante as Operações de Embutimento e Reembutimento.....	110
4.6.3. Determinação das Deformações Durante as Operações de Embutimento e Reembutimento.....	112
4.6.4. Fração Volumétrica de Martensita Induzida por Deformação.....	114
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	115
5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS NO ESTADO COMO RECEBIDO	115
5.1.1 Identificação das Fases .....	115
5.1.2 Observação da Microestrutura.....	117
5.1.3 Propriedades Mecânicas .....	120
5.1.3.1 Análise dos Aços 304A e 304H.....	120
5.1.3.2 Análise dos Aços 304B e 304N.....	125

5.1.3.3	Estabilidade da austenita e propriedades mecânica dos aços estudados.	129
5.1.3.4	Anisotropia das propriedades mecânicas.....	131
5.1.4	Conformabilidade .....	134
5.2	CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS APÓS A CONFORMAÇÃO POR EMBUTIMENTO E REEMBUTIMENTO .....	136
5.2.1	Identificação das Fases .....	136
5.2.2	Observação da Microestrutura.....	137
5.2.3	Quantificação das Fases.....	140
5.2.3.1	Análise semi-quantitativa da fração volumétrica de martensita induzida por deformação nos copos conformados nas razões de embutimento de 1,69 e 2,15.....	140
5.2.3.2	Análise semi-quantitativa da fração volumétrica de martensita induzida por deformação nos aços com teor de carbono acima de 0,05% nas razões de embutimento de 2,15 e 2,42.....	143
5.2.3.3	Análise semi-quantitativa da fração volumétrica de martensita induzida por deformação nos aços com teor de carbono de 0,026% nas razões de embutimento de 2,54 e 2,50.....	147
5.2.4	Medição de Microdureza .....	150
5.2.4.1	Análise dos Aços 304A e 304H.....	151
5.2.4.2	Análise dos Aços 304B e 304N .....	154
5.3	AVALIAÇÃO DO FENÔMENO DE DELAYED CRACKING.....	156
5.3.1	Determinação das Razões Limite de Embutimento do Delayed Cracking (LDR-DC).....	156
5.3.2	Observação do Fenômeno de Delayed Cracking.....	158
5.3.3	Fatores que Afetam a Susceptibilidade ao Fenômeno.....	161
5.3.3.1	Superfícies dos Copos Conformados.....	161
5.3.3.2	Estabilidade da Austenita e a Ocorrência do Fenômeno de Delayed Cracking .....	165
5.3.3.3	Tamanho de Grão e a Ocorrência do Fenômeno de Delayed Cracking..	166
5.3.3.4	Martensita Induzida por Deformação e a Ocorrência do Fenômeno de Delayed Cracking .....	167
5.3.3.5	Tensões residuais e a ocorrência do fenômeno de Delayed Cracking....	167

5.4	CARACTERIZAÇÃO DAS FRATURAS DO FENÔMENO DE DELAYED CRACKING.....	174
5.4.1	Aspectos Macroscópicos.....	174
5.4.2	Aspectos Microscópicos .....	175
5.4.3	Seções Longitudinais Polidas .....	184
5.4.4	Seções Longitudinais Polidas e com Ataque .....	187
5.5	EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE O EMBUTIMENTO E O REEMBUTIMENTO.....	193
5.5.1	Etapas das Operações de Embutimento e Reembutimento.....	193
5.5.2	Determinação das Deformações Durante as Operações de Embutimento e Reembutimento.....	194
5.5.3	Fração Volumétrica de Martensita Induzida por Deformação com a Deformação Verdadeira e Evolução Microestrutural nas Operações Embutimento e Reembutimento.....	199
5.5.3.1	Análise dos Aços 304A e 304H.....	199
5.5.3.2	Análise dos Aços 304B e 304N .....	207
6	CONCLUSÕES .....	215
7	CONTRIBUIÇÕES AO CONHECIMENTO.....	217
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	218
9	PUBLICAÇÕES RELACIONADAS AO TRABALHO .....	219
10.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	221



## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Diagrama de equilíbrio do sistema Fe-Cr [Metals Handbook, vol 8].	7
Figura 3.2: Expansão do campo austenítico no sistema Fe-Cr em função de diferentes teores de carbono e nitrogênio [Padilha e Guedes, 1994].	8
Figura 3.3: Diagrama de fases do sistema Fe-Ni [Metals Handbook, vol 8].	9
Figura 3.4: Ferrita $\delta$ em uma placa de aço inoxidável austenítico 304L [Krauss, 1989].	12
Figura 3.5: Influência do nitrogênio sobre a cinética de precipitação do carboneto $M_{23}C_6$ em um aço inoxidável 17-Cr, 13-Ni, 5-Mo, 0,05-N [Degalaix, 1987].	14
Figura 3.6: Influência dos elementos de liga no endurecimento por solução sólida em aços inoxidáveis austeníticos [Pickering, 1976].	20
Figura 3.7: Evolução histórica do desenvolvimento dos aços inoxidáveis de alto nitrogênio [Stein e Witulski, 1994].	23
Figura 3.8: Efeito da quantidade de nitrogênio e deformação a frio sobre a resistência mecânica de aços inoxidáveis [Stein e Witulski, 1994].	23
Figura 3.9: Efeito da adição de cobre sobre as propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos 301 [Shimizu <i>et al.</i> , 1970].	25
Figura 3.10: Modelo de transformação martensítica [Otsuka e Wayman, 1998].	29
Figura 3.11: Diagrama esquemático mostrando as tensões críticas para iniciar a formação da martensita em função da temperatura. [Cahn e Haasen, 1996].	32
Figura 3.12: Efeito da deformação sobre a extensão da transformação martensítica em diferentes temperaturas para um aço inoxidável austenítico 18-8 [Lacombe <i>et al.</i> , 1993].	33
Figura 3.13: Aço inoxidável temperado a $-196^{\circ}\text{C}$ mostrando alta densidade de deslocamentos em uma ripa de martensita (x60000) [Kelly e Nutting, 1961].	36
Figura 3.14: Variação das quantidades das martensitas $\alpha'$ e $\epsilon$ em função do grau de deformação para os aços austeníticos 304 e 316, segundo vários autores [Seetharaman e Krishnan, 1981].	38
Figura 3.15: Diagrama esquemático apresentando os processos de embutimento e reembutimento [Handbook of Metal Forming, 1985].	40
Figura 3.16: Tensões compressivas na periferia do <i>blank</i> durante o embutimento [Lacombe <i>et al.</i> , 1993].	42

- Figura 3.17: Diagrama esquemático representando o estado de tensões durante o embutimento profundo [Handbook of Metal Forming, 1985]. 43
- Figura 3.18: Distribuição dos valores de anisotropia normal em relação à orientação da direção de laminação [Handbook of Metal Forming, 1985]. 45
- Figura 3.19: Copos que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking* [Hosford e Caddell, [1983]. 56
- Figura 3.20: Efeito dos intersticiais carbono e nitrogênio sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* de aços inoxidáveis austeníticos. Composição base: aço inoxidável AISI 304 [Sumitomo, 1978]. 58
- Figura 3.21: Efeito da composição química sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 [Sumitomo *et al.*, 1981]. 59
- Figura 3.22: Efeito do teor de níquel sobre a razão limite de embutimento do *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis do tipo AISI 304 [Sumitomo, 1978]. 60
- Figura 3.23: Efeito dos elementos de liga e Ni equivalente sobre a aptidão ao embutimento dos aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 [Ikegami *et al.*, 1999] 61
- Figura 3.24: Susceptibilidade ao fenômeno de *Delayed Cracking* em chapas de aços inoxidáveis austeníticos submetidas ao recozimento tipo *bright annealing* (BA) em aços inoxidáveis do tipo AISI 304 [Ikegami *et al.*, 1999]. 62
- Figura 3.25: Distribuição de dureza ao longo da superfície de copos embutidos por Ikegami *et al.* (1999) O aço com adições de cobre e alumínio é o que apresenta a designação de *Developed Steel*. Composição química base: aço AISI 304. 64
- Figura 3.26: Efeito da composição química sobre a dureza de copos embutidos de aços inoxidáveis do tipo AISI 304 [Sumitomo, 1978]. 64
- Figura 3.27: Variação do fluxo metálico em um copo, na operação de embutimento, a partir de um *blank* plano [ASM Handbook]. 66
- Figura 3.28: Distribuição de martensita em copos semi-embutidos para aços inoxidáveis austeníticos com co-adições de cobre e alumínio (*developed steel*) e o aço AISI 304 [Ikegami *et al.*, 1999]. 66
- Figura 3.29: Efeito da composição química sobre a fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  induzida por deformação em copos embutidos de aços inoxidáveis austeníticos de composição derivada do aço AISI 304 [Sumitomo, 1978]. 68
- Figura 3.30: Tensões residuais medidas à meia altura da parede de um copo embutido

- [Saito e Shimahashi, 1979]. 70
- Figura 3.31: Tensões residuais causadas pela martensita em copos conformados de aços inoxidáveis austeníticos 301 nas Razões de Embutimento (DR) 2,0 e 1,89 [Berrahmoune *et al.*, 2006]. 71
- Figura 3.32: Relação entre a força máxima de embutimento e a tensão residual circunferencial em aços inoxidáveis austeníticos [Ikegami *et al.*, 1999]. 72
- Figura 3.33: Força máxima de embutimento em função da razão de embutimento (DR) para aços austeníticos do tipo AISI 304 [Ikegami *et al.*, 1999]. 73
- Figura 3.34: Efeito da composição química sobre as tensões residuais de copos embutidos de aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 [Sumitomo, 1978]. 74
- Figura 3.35: a) Aspecto das trincas formadas devido ao fenômeno de *Delayed Cracking* em um aço inoxidável 201 à temperatura ambiente, b) trincamento de um aço inoxidável 201 induzido por carregamento catódico com hidrogênio [Schaller *et al.*, 1972]. 76
- Figura 3.36: Efeito da quantidade de hidrogênio sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos. Círculos abertos correspondem ao recozimento ao ar e os fechados, do tipo *bright annealing*. Composição química base: aço AISI 304. [Sumitomo, 1978]. 76
- Figura 4.1: Difrátogramas padrão gerados para as fases  $\gamma$  (a),  $\alpha'$  (b) e  $\epsilon$  (c). 92
- Figura 4.2: Esquema de corte de amostras das paredes dos copos. O ângulo de  $0^\circ$  indica a direção de laminação e os círculos representam as posições de corte das amostras. 98
- Figura 4.3: Porta amostra utilizado como suporte das amostras de aço inoxidável na Difração de Raios-X. 98
- Figura 4.4: Comparação entre os resultados obtidos por balança de saturação magnética e DRX para o aço 304A [Castro, 2003]. 99
- Figura 4.5: Copo embutido com *blank* de 56mm do aço 304 preparado para medição da microdureza. 100
- Figura 4.6: Porta-copos desenvolvido para medição das microdurezas nos copos conformados. Em (a) imagem da lateral do porta-copos e em (b), imagem frontal. 101
- Figura 4.7: Valores de microdureza Vickers em função da carga aplicada. 102

- Figura 4.8: Quantificação de fases por DRX utilizando-se a técnica das intensidades integradas. 106
- Figura 4.9: Amostra sendo girada pelo ângulo  $\psi$ , (a)  $\psi = 0$ , (b)  $\psi \neq 0$ . F, fonte de raio-x; D, detector de raio-x; N, normal à superfície [Metals Handbook, vol. 10]. 108
- Figura 4.10: Posições de usinagem de amostras de copos semi-embutidos durante o estudo da variação microestrutural ao longo dos copos embutidos e reembutidos. 111
- Figura 4.11: Exemplos de pré-formas da operação de embutimento nas quais foram cortadas amostras das zonas de deformação. 112
- Figura 4.12: Exemplos de pré-formas da operação de reembutimento nas quais foram cortadas amostras das zonas de deformação. 112
- Figura 4.13: Apresentação dos dados do método *ASAME TARGET*. 113
- Figura 5.1: Difratoograma de raios-X do aço 304A como recebido. 115
- Figura 5.2: Difratoograma de raios-X do aço 304H como recebido. 116
- Figura 5.3: Difratoograma de raios-X do aço 304B como recebido. 116
- Figura 5.4: Difratoograma de raios-X do aço 304N como recebido. 117
- Figura 5.5: Imagem da microestrutura do aço inoxidável austenítico 304A, obtida por microscopia ótica, após polimento eletrolítico e ataque com solução 10% de ácido oxálico. 118
- Figura 5.6: Imagem da microestrutura do aço inoxidável austenítico 304H, obtida por microscopia ótica, após polimento eletrolítico e ataque com solução 10% de ácido oxálico. 118
- Figura 5.7: Imagem da microestrutura do aço inoxidável austenítico 304B, obtida por microscopia ótica, após polimento eletrolítico e ataque com solução 10% de ácido oxálico. 119
- Figura 5.8: Imagem da microestrutura do aço inoxidável austenítico 304N, obtida por microscopia ótica, após polimento eletrolítico e ataque com solução 10% de ácido oxálico. 119
- Figura 5.9: Variação da tensão de fluxo e da capacidade de encruamento para os aços 304A e 304H. 124
- Figura 5.10: Variação da tensão de fluxo e da capacidade de encruamento para os aços 304B e 304N. 128
- Figura 5.11: Curvas de capacidade de encruamento dos aços 304A, 304H, 304B e 304N, a temperatura ambiente, em testes de tração. 131

- Figura 5.12: Coeficientes de Anisotropia Plástica dos aços 304A e 304H medidos por testes de tração em diferentes direções no plano da chapa. 132
- Figura 5.13: Coeficientes de Anisotropia Plástica dos aços 304B e 304N medidos por testes de tração em diferentes direções no plano da chapa. 132
- Figura 5.14: Copo embutido do aço 304B. As orelhas se formaram na direção diagonal em relação à direção de laminação que está representada pela linha traçada ao longo da parede do copo. 133
- Figura 5.15: Difractogramas de raios-X usando a radiação Cu- $\alpha$  para uma amostra retirada da parede do topo copo reembutido do aço 304B. Observa-se a presença da martensita  $\alpha'$  e da austenita ( $\gamma$ ). 136
- Figura 5.16: Micrografias óticas de amostra retirada da parede do copo do aço 304A, próximo à borda, durante a operação de reembutimento. Polimento eletrolítico e ataque com reagente Béraha. 137
- Figura 5.17: Micrografias óticas de amostra retirada da parede do copo do aço 304H, próximo à borda, durante a operação de reembutimento. Polimento eletrolítico e ataque com reagente Béraha. 138
- Figura 5.18: Micrografias óticas de amostra retirada da parede do copo do aço 304B, próximo à borda, durante a operação de reembutimento. Polimento eletrolítico e ataque com reagente Béraha. 138
- Figura 5.19: Micrografias óticas de amostra retirada da parede do copo do aço 304N, próximo à borda, durante a operação de reembutimento. Polimento eletrolítico e ataque com reagente Béraha. 139
- Figura 5.20: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos **embutidos** dos aços 304A, 304H, 304B e 304N na razão de embutimento DR igual a 1,69. 141
- Figura 5.21: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos **reembutidos** dos aços 304A, 304H, 304B e 304N na razão de embutimento DR igual a 2,15. 141
- Figura 5.22: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos **embutidos** dos aços 304A (razão de embutimento DR igual a 1,69) e 304H (razão de embutimento DR igual a 1,91). 144
- Figura 5.23: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos

- copos **reembutados** dos aços 304A e 304H nas Razões Embutimento 2,15 e 2,42, respectivamente. 145
- Figura 5.24: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos embutidos dos aços 304B (DR igual 2,00) e 304N (DR igual a 1,96). 148
- Figura 5.25: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos reembutados dos aços 304B e 304N em suas respectivas Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC). 148
- Figura 5.26: Variação da microdureza ao longo das paredes de copos **embutados** dos aços inoxidáveis 304A e 304H, conformados na razão de embutimento, DR, igual a 1,69 na direção de laminação. 151
- Figura 5.27: Variação da microdureza ao longo das paredes de copos **reembutados** dos aços inoxidáveis 304A e 304H conformados com *blanks* de 56mm na direção de laminação. 152
- Figura 5.28: Variação de dureza ao longo das paredes de copos **embutados** na Direção de Laminação do aço inoxidável 304A, na Razão de Embutimento (DR) de 1,69 e do aço inoxidável 304H na Razão de Embutimento (DR) de 1,91. 153
- Figura 5.29: Variação de dureza ao longo das paredes de copos reembutados na Direção de Laminação do aço inoxidável 304A e 304H em suas respectivas Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC). 154
- Figura 5.30: Variação de dureza ao longo das paredes de copos embutidos na Direção de Laminação do aço inoxidável 304B, na Razão de Embutimento (DR) de 2,00 e do aço inoxidável 304N na Razão de Embutimento (DR) de 1,96. 155
- Figura 5.31: Variação de dureza ao longo das paredes de copos reembutados na Direção de Laminação dos aços inoxidáveis 304B e 304N em suas respectivas Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC). 155
- Figura 5.32: Copos conformados do aço 304A. Em (a) é visto o copo embutido e em (b) o copo reembutado que apresentou o fenômeno de *Delayed Cracking*. LDR-DC: 2,15. 159
- Figura 5.33: Copos conformados do aço 304H. Em (a) é visto o copo embutido e em (b) o copo reembutado que apresentou o fenômeno de *Delayed Cracking*. LDR-DC: 2,40. 159
- Figura 5.34: Copos conformados do aço 304B. Em (a) é visto o copo embutido e em (b) o

- copo reembutido que apresentou o fenômeno de *Delayed Cracking*. LDR-DC: 2,54. 160
- Figura 5.35: Copos conformados do aço 304N. Em (a) é visto o copo embutido e em (b) o copo reembutido que apresentou o fenômeno de *Delayed Cracking* após o período de observação de 24h. LDR-DC: >2,50. 160
- Figura 5.36: Imagens das superfícies das bordas dos copos reembutados dos aços 304A (a) e 304H (b) que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*. Sem ataque. 161
- Figura 5.37: Imagens das superfícies das bordas dos copos reembutados dos aços 304B (a) e 304N (b) que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*. Sem ataque. 162
- Figura 5.38: Perfis de Rugosidades 2D das superfícies dos copos que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*. Em (a) padrão apresentado pelo copo reembutido do aço 304A, (b) padrão do copo reembutido do aço 304H, (c) padrão do copo reembutido do aço 304B e (d) padrão do copo reembutido do aço 304N. 163
- Figura 5.39: Variação da Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) com a temperatura  $Md_{30}$ . 166
- Figura 5.40: Tensões residuais medidas nos copos reembutados dos aços 304A e 304H nas Razões de Embutimento (DR) de 2,15 e 2,42, respectivamente. 168
- Figura 5.41: Tensões residuais medidas nos copos reembutados dos aços 304B e 304N nas razões de embutimento (DR) de 2,54 e 2,50, respectivamente. 169
- Figura 5.42: Tensões residuais medidas no fundo, meio e borda da parede do copo reembutido do aço 304B na razão de embutimento (DR) de 2,50. 171
- Figura 5.43: Efeito da estabilidade da austenita na tensão residual deixada nas bordas dos copos reembutados dos aços 304A, 304H, 304B e 304 N que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*. 172
- Figura 5.44: Efeito das tensões residuais nas bordas dos copos reembutados dos aços 304A, 304H, 304B e 304 N sobre o fenômeno de *Delayed Cracking*. 173
- Figura 5.45: Superfícies das trincas características do fenômeno de *Delayed Cracking* dos aços 304A (a) 304H (b), 304B (c) e 304N (d). 175
- Figura 5.46: Micrografias eletrônicas de varredura de superfície de falha do copo reembutido do aço inoxidável 304A. 177
- Figura 5.47: Micrografias eletrônicas de varredura de superfície de falha do copo

reembutido do aço inoxidável 304H.	178
Figura 5.48: Micrografias eletrônicas de varredura de superfície de falha do copo reembutido do aço inoxidável 304B.	180
Figura 5.49: Micrografias eletrônicas de varredura de superfície de fratura do copo reembutido do aço inoxidável 304N.	182
Figura 5.50: Seções transversais polidas do caminho da trinca do aço 304A.	184
Figura 5.51: Seções transversais polidas do caminho da trinca do aço 304H..	185
Figura 5.52: Seções transversais polidas do caminho da trinca do aço 304B.	186
Figura 5.53: Seções transversais polidas do caminho da trinca do aço 304N.	187
Figura 5.54: Seções transversais polidas e atacadas mostrando trincas intergranulares no aço 304A. Ataque: Beràha.	189
Figura 5.55: Seções transversais polidas e atacadas mostrando trincas intergranulares no aço 304H. Ataque: Beraha.	190
Figura 5.56: Seções transversais polidas e atacadas mostrando trincas intergranulares no aço 304B. Ataque: Beràha.	191
Figura 5.57: Seções transversais polidas e atacadas mostrando trincas intergranulares no aço 304N. Ataque: Beràha.	192
Figura 5.58: Estágios da operação de embutimento dos aços inoxidáveis austeníticos.	194
Figura 5.59: Estágios da operação de reembutimento dos aços inoxidáveis austeníticos.	194
Figura 5.60: Deformações verdadeiras (deformações efetivas calculadas de acordo com a equação 4.4) associadas a cada deslocamento do punção durante as operações de <b>embutimento</b> (a) e <b>reembutimento</b> (b) dos aços 304A e 304H.	196
Figura 5.61: Deformações verdadeiras (deformações efetivas calculadas de acordo com a equação 4.4) associadas a cada deslocamento do punção durante as operações de <b>embutimento</b> (a) e <b>reembutimento</b> (b) dos aços 304B e 304N.	198
Figura 5.62: Variação da fração volumétrica de martensita induzida por deformação em função do deslocamento do punção (a) e pela deformação verdadeira (deformações efetivas calculadas de acordo com a equação 4.4) relativa à conformação de cada etapa durante a operação de <b>embutimento</b> para os aços 304A e 304H, (b).	200
Figura 5.63 Micrografias óticas apresentando a martensita $\alpha'$ nos aços 304A (à esquerda) e 304H (à direita) após deformações de 2 (a), 7 (b), 12 (c) e 14 (d) durante	



- operações de **embutimento** para deslocamentos de 5, 10, 15 e 20mm do punção. Ataque Béraha. 203
- Figura 5.64: Variação da fração volumétrica de martensita induzida por deformação em função do deslocamento do punção (a) e pela deformação (b) durante a operação de **reembutimento** para os aços 304A e 304H. 204
- Figura 5.65 Micrografias óticas apresentando a martensita  $\alpha'$  nos aços 304A (à esquerda) e 304H (à direita) após deslocamentos de 5 (a), 10 (b), 15 (c) e 20 (d) do punção durante operações de **reembutimento**. Ataque Béraha. 206
- Figura 5.66: Variação da fração volumétrica de martensita induzida por deformação em função do deslocamento do punção (a) e pela deformação (deformações efetivas calculadas de acordo com a equação 4.4) (b) durante a operação de embutimento para os aços 304B e 304N. 208
- Figura 5.67: Micrografias óticas apresentando a martensita  $\alpha$  nos aços 304B (à esquerda) e 304N (à direita) obtidas de amostras deformadas de 2 (a), 7 (b), 12 (c) durante operações de embutimento para deslocamentos de 5, 10 e 15 mm do punção. Ataque Béraha. 210
- Figura 5.68: Variação da fração volumétrica de martensita induzida por deformação em função do deslocamento do punção (a) e pela deformação (b) durante a operação de reembutimento para os aços 304B e 304N. 211
- Figura 5.69 Micrografias óticas apresentando a martensita  $\alpha'$  nos aços 304B (à esquerda) e 304N (à direita) após deslocamentos do punção de 5 (a), 10 (b), 15 (c) e 20 (d) durante operações de reembutimento. Ataque Béraha. 214

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 Efeito de elementos de liga na energia de falha de empilhamento de aços 18%Cr-10%Ni [Dulieu e Nutting, 1964].	27
Tabela 4.1: Composição química (% em peso), temperaturas $Md_{30}$ , ( $^{\circ}C$ ) dos aços estudados.	89
Tabela 4.2: Condições experimentais empregadas na determinação da Razão Limite de Embutimento (LDR) pelo Ensaio <i>Swift</i> (no embutimento), e também do Reembutimento.	96
Tabela 4.3: Razões de Embutimento calculadas com diâmetros de punção de 33mm para o embutimento e 26mm para o reembutimento.	103
Tabela 5.1: Tamanhos de grãos dos aços inoxidáveis austeníticos 304A, 304H, 304B e 304N determinados pelo método de Hilliard.	120
Tabela 5.2: Propriedades mecânicas dos aços 304A, 304H.	121
Tabela 5.3: Diferenças entre as composições químicas dos aços 304A e 304H, $\Delta at. \%$ , contribuição dos elementos de liga para a energia de falha de empilhamento, $\Delta EFE$ , e o efeito sobre a energia de falha de empilhamento, $at. \% \times \Delta EFE$ .	123
Tabela 5.4: Propriedades mecânicas dos aços 304B e 304N.	126
Tabela 5.5: Diferenças entre as composições químicas dos aços 304B e 304N, $\Delta at. \%$ , contribuição dos elementos de liga para a energia de falha de empilhamento, $\Delta EFE$ , e o efeito sobre a energia de falha de empilhamento, $at. \% \times \Delta EFE$ .	127
Tabela 5.6: Teores de C+N, teores de cobre e de níquel, propriedades mecânicas e temperatura $Md_{30}$ dos aços inoxidáveis estudados.	130
Tabela 5.7: Coeficientes de Anisotropia Planar, $\Delta r$ , e valores da Anisotropia Normal Média, $\bar{r}$ .	134
Tabela 5.8: Razões Limite de Embutimento dos aços inoxidáveis austeníticos 304A, 304H, 304B e 304N.	134
Tabela 5.9: Expoente de Encruamento (n) dos aços inoxidáveis austeníticos deste trabalho e o resultado do produto dos parâmetros Anisotropia Normal Média ( $\bar{r}$ ) e Expoente de Encruamento, n.	135

- Tabela 5.10: Razões de Embutimento (DR), calculadas conforme Equação 3.15, e diâmetros de *blank* nos quais foram embutidos e reembutidos os aços inoxidáveis austeníticos estudados. 157
- Tabela 5.11: Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) dos aços 304A, 304H e 304B e 304N. 157
- Tabela 5.12: Valores de diâmetros (externo)  $\phi$  e alturas h(de pico) dos copos conformados com *blanks* de 56, 63, 66 e 65mm de diâmetro para os aços 304A, 304H, 304B e 304N, respectivamente. 161
- Tabela 5.13: Rugosidade média da superfície externa dos copos reembutidos dos aços inoxidáveis auteníticos 304A, 304H, 304B e 304N. 164
- Tabela 5.14: Valores de diâmetros (externo) e alturas dos copos conformados com *blanks* de 56mm de diâmetro. 193

## LISTA DE NOTAÇÕES

- $\bar{r}$ : coeficiente de anisotropia normal médio
- $2\theta$ : ângulo de difração
- 2B: tipo de acabamento final dos aços austeníticos
- 2D: tipo de acabamento final dos aços austeníticos
- A: propriedades do material
- AG: nome de reagente utilizado para decapagem de aços inoxidáveis
- BA: recozimento do tipo *bright annealing*
- CCC: estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
- CFC: estrutura cristalina de cúbica face centrada
- D: coeficiente de difusão do hidrogênio
- $d_{\phi,\psi}$ : distância interplanar do material com tensão interna
- d: intercepto linear médio
- $d_0$ : distância interplanar do material sem tensão interna
- $d_b$ : diâmetro do *blank*
- $d_c$ : diâmetro do copo
- $D_p$ : diâmetro do punção
- DR: razão de embutimento
- E: Módulo de Young
- EFE: energia de falha de empilhamento
- fase  $\sigma$ : composto intermetálico que pode estar presente na constituição dos aços inoxidáveis
- fase  $\chi$ : composto intermetálico que pode estar presente na constituição dos aços inoxidáveis
- ferrita  $\alpha$ : forma alotrópica do ferro de estrutura cúbica de corpo centrado
- ferrita  $\delta$ : forma alotrópica do ferro de estrutura cúbica de corpo centrado
- $F_{ideal}$ : carga para uma deformação ideal no embutimento
- $F_{real}$ : carga real de embutimento
- H: altura dos copos conformados
- HB: Dureza Brinell
- HC: estrutura cristalina hexagonal compacta

IE: Índice Erichsen

K: coeficiente de conversão de unidade linear para unidade angular

k: coeficiente de resistência

$l_0$ : comprimento inicial de um corpo de prova de tração

$L_0$ : linha de difração par um ângulo de difração de  $0^\circ$

$L_{50}$ : linha de difração par um ângulo de difração de  $50^\circ$

LDR: razão limite de embutimento

LDR-DC: razão limite de embutimento do *Delayed Cracking*

$l_f$ : comprimento final de um corpo de prova após deformação sob tração

$M_d$ : temperatura abaixo da qual ocorre transformação martensítica induzida por deformação

$M_{d30}$ : temperatura na qual 50% de martensita é formada para uma deformação verdadeira de 0,3

$M_f$ : : temperatura final de transformação martensítica sob resfriamento

$M_s$ : temperatura de início de transformação martensítica sob resfriamento

$n_\psi$ : normal ao plano de difração

n: expoente de encruamento

r: anisotropia normal (ou coeficiente de anisotropia)

$r_0$ : coeficiente de anisotropia normal medido em corpos de prova retirados na direção de laminação

$r_{45}$ : coeficiente de anisotropia normal medido em corpos de prova retirados a  $45^\circ$  em relação à direção de laminação

$r_{90}$ : coeficiente de anisotropia normal medido em corpos de prova retirados a  $90^\circ$  em relação à direção de laminação

$r_{\max}$ : valor máximo do coeficiente de anisotropia normal no plano da chapa

$r_{\min}$ : valor mínimo do coeficiente de anisotropia normal no plano da chapa

R: constante dos gases perfeitos

s: solubilidade do hidrogênio em aços inoxidáveis

t: espessura final dos corpos de prova de tração

t: largura de uma macla

$t_0$ : espessura inicial dos corpos de prova de tração

T: temperatura absoluta

TCC: estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado

TG: tamanho de grão ASTM.

w: largura final dos corpos de prova de tração

w<sub>0</sub>: largura inicial dos corpos de prova de tração

$\theta_{\varphi,\varphi}$ : ângulo de difração do material com tensão interna

$\sigma_{\varphi,\psi}$ : componente de deformação

$\sigma_{\varphi}$ : componente de tensão a ser medido

$\Delta\alpha'$ : variação da fração volumétrica de martensita  $\alpha'$

$\psi$ : ângulo azimutal

$\varphi$ : ângulo polar

$\gamma$ : austenita (forma alotrópica do ferro de estrutura cúbica de face centrada)

$\nu$ : Coeficiente de Poisson

$\varepsilon$ : deformação verdadeira

$\varepsilon$ : martensita de estrutura hexagonal compacta

$\sigma$ : tensão verdadeira

$\alpha'$ : martensita de estrutura cúbica de corpo centrado

$\theta_0$ : ângulo de difração do material sem tensão interna

$\sigma_1$ : tensão normal na direção do eixo x

$\psi_1$ : ângulo de difração de 0°

$\psi_2$ : ângulo de difração de 50°

$\sigma_2$ : tensão normal na direção do eixo y

$\sigma_3$ : tensão normal na direção do eixo z

$\eta_{\text{def}}$ : eficiência de deformação

$\sigma_m$ : tensão normal média

$\Delta r$ : coeficiente de anisotropia planar

$\varepsilon_t$ : deformação verdadeira na espessura de uma chapa

$\sigma_{ts}$ : limite resistência

$\varepsilon_w$ : deformação verdadeira na largura de uma chapa

$\sigma_{ys}$ : limite de escoamento

$\sigma_t^*$ : tensão residual na direção circunferencial

$\sigma_l^*$  : tensão residual na direção longitudinal

$\phi$ : diâmetro dos copos conformados

$$\beta = (\bar{v}^{\alpha'}) / (\bar{v}^{sb})^n kp$$

$(\bar{v}^{\alpha'})$  : volume de uma unidade de martensita

$(\bar{v}^{sb})$  : volume de uma banda de cisalhamento

n, k: constantes

p; probabilidade de uma banda de cisalhamento formar um embrião de martensita  $\alpha'$

$\alpha$ : fator relacionado à energia de falha de empilhamento dos aços inoxidáveis

## 1. INTRODUÇÃO

O portfólio de produtos feitos com aços inoxidáveis possui mais de doze mil itens incluindo pias, utensílios domésticos, cutelaria e mais recentemente, decoração e adornos pessoais. Eles também encontram aplicações na indústria automotiva, sendo utilizados, por exemplo, em sistemas de exaustão. Estes aços também são usados na indústria farmacêutica, de alimentos e na indústria química, uma vez que eles apresentam alta resistência à corrosão e à oxidação e também superfícies mais lisas o que evita acúmulo de impurezas e facilita a limpeza, além de reduzir o risco de contaminação por microorganismos.

Muitas das aplicações dos aços inoxidáveis exigem bom desempenho frente às operações de conformação e sobretudo, custo reduzido. Seguindo essa tendência, novos tipos de aços inoxidáveis vêm sendo desenvolvidos e testados e a pesquisa é conduzida ou através de modificações na composição química das ligas nas quais elementos mais onerosos, como o níquel, são parcialmente substituídos por outros similares, tais como o cobre e o manganês ou no processamento termomecânico no qual novas etapas são incorporadas.

Dentre as várias classes de aços inoxidáveis, merecem destaque os aços austeníticos por oferecerem elevadas resistências à corrosão e mecânica e boa conformabilidade. A plasticidade desses aços pode ser bastante melhorada pelo efeito TRIP, quando sua matriz, a austenita, se transforma em martensita mediante deformação. Essa transformação beneficia o comportamento do material na deformação por estiramento, por elevar a capacidade de encruamento do material e seu alongamento uniforme, mas, em contrapartida, desfavorece o embutimento profundo. A presença de martensita durante a operação de estampagem, além de causar a deterioração da aptidão ao embutimento é também responsável, pelo menos em parte, pelo surgimento do fenômeno de *Delayed Cracking*.

O fenômeno de *Delayed Cracking* é caracterizado pelo surgimento de trincas nas bordas de copos que foram estampados com sucesso (sem ruptura na base). As trincas podem aparecer horas, dias ou, até mesmo, meses após a conformação.



As causas do fenômeno, em aços inoxidáveis austeníticos, não estão bem estabelecidas e são atribuídas, como relatado na literatura, às tensões residuais nas paredes dos copos em virtude de um gradiente de fração volumétrica de martensita formado ao longo de suas paredes ou, em caso de recozimento em atmosferas que contenham hidrogênio (recozimento brilhante ou *bright annealing*), à fragilização causada por hidrogênio. Entretanto, o hidrogênio pode contaminar os aços inoxidáveis quando estes entram em contato com outros ambientes nos quais esse elemento pode ser liberado por alguma reação, como no caso da decapagem.

É fato que a composição química exerce grande influência sobre a estabilidade da austenita nos aços inoxidáveis austeníticos e naqueles mais estáveis, a fração volumétrica de martensita induzida por deformação é menor.

Diante disso, nesse trabalho procurou-se investigar as causas do fenômeno de *Delayed Cracking* em quatro aços inoxidáveis tipo AISI 304: o aço 304A é o aço de fabricação convencional, o aço 304H possui composição química parecida ao aço 304A, porém com teor de nitrogênio mais elevado (600 ppm). O aço 304N teve um aumento substancial no teor de cobre e sua composição química é bastante semelhante a do aço 304B, exceto no teor de níquel. Nesse trabalho de pesquisa procurou-se correlacionar os fatores ligados ao fenômeno e que já foram relatados na literatura (o gradiente de martensita, nível de deformação, tensões residuais, aspectos microestruturais e composição química) de modo a estabelecer informações mais exatas sobre o fenômeno.

O texto que se segue consta de: a) uma revisão bibliográfica que apresenta as características dos aços inoxidáveis austeníticos, suas propriedades mecânicas e de estampabilidade, dados da literatura sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos e sua relação com a martensita induzida por deformação, tensões residuais e o hidrogênio intersticial, além do desenvolvimento de outros temas pertinentes ao assunto; b) uma metodologia na qual foram descritos a maneira pela qual a pesquisa foi conduzida, os métodos empregados para se alcançar os objetivos da pesquisa e as técnicas

utilizadas para tal; c) apresentação e discussão dos resultados obtidos; d) as conclusões; e) a bibliografia consultada.

## 2. OBJETIVOS

O principal objetivo desse trabalho foi estudar aspectos correlatos ao fenômeno de *Delayed Cracking* que ocorre em aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 fabricados pela ARCELORMITTAL INOX BRASIL após operações de embutimento.

O trabalho visou a:

- Avaliar o efeito que o aumento dos teores de cobre e nitrogênio, na composição química dos referidos aços, exerce sobre a quantidade e distribuição da martensita induzida por deformação nas operações de embutimento;
- Determinar a maneira pela qual a fração volumétrica de martensita formada influencia a formação de trincas retardadas (*Delayed Cracking*) em copos embutidos e reembutidos,
- Identificar os fatores mecânicos e metalúrgicos que estão associados à formação das trincas características do *Delayed Cracking*;
- Identificar, a partir das fractografias das superfícies de fratura, os possíveis mecanismos associados à formação das trincas características do fenômeno de *Delayed Cracking*.

Espera-se que os resultados obtidos possam viabilizar uma melhor compreensão e conseqüente controle do fenômeno.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis pertencem a um grande grupo de ligas especiais que foram desenvolvidas, em primeiro lugar, para serem resistentes à corrosão em uma variedade de meios, especialmente, em atmosfera ambiente. [Krauss, 1989]. Para conferir a característica de resistência à corrosão aos aços inoxidáveis, o teor de cromo, o principal elemento de liga dessa classe de aços, deve ser superior a 12% em peso em suas composições químicas. Essa característica de resistência à corrosão é obtida porque o cromo produz uma fina camada de óxido que fica firmemente aderida à superfície do aço, impedindo o prosseguimento da oxidação [Krauss, 1989]. A resistência à corrosão também pode ser aumentada pela adição de níquel e molibdênio [Callister, 1990].

A adição de outros elementos de liga, como os intersticiais carbono e nitrogênio ou elementos metálicos substitucionais, à composição química básica desses aços lhes confere uma vasta gama de propriedades mecânicas que, combinadas com a excelente resistência à corrosão, os tornaram versáteis em suas aplicações: são amplamente utilizados na construção civil, indústria de alimentos, automotiva, de transporte e decoração. Também são empregados na fabricação de equipamentos industriais que necessitam de altas resistências mecânica, química e a tensões térmicas severas [Lacombe *et al.*, 1993]. Os principais aços dessa classe são os aços inoxidáveis ferríticos, os austeníticos e os martensíticos, classificados de acordo com a fase predominante de sua microestrutura.

Adição de elementos de liga em concentrações significantes produz alterações acentuadas no diagrama de fase ferro-cementita. Assim, no caso dos aços inoxidáveis austeníticos, o campo austenítico ( $\gamma$ ), estável em altas temperaturas, pode ser estendido até a temperatura ambiente e nos ferríticos, a ferrita- $\alpha$  (CCC) se torna a fase estável nessa temperatura. Aços austeníticos e ferríticos têm sua resistência aumentada por trabalho a frio porque não são tratáveis termicamente. Já os aços martensíticos podem ser tratados termicamente de tal

maneira que a martensita se torna o seu principal microconstituente. Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais resistentes à corrosão devido à alta quantidade de cromo que possuem e também devido a adições de níquel que oneram o seu preço final. Mas mesmo assim, esses aços são produzidos em larga escala. Os aços ferríticos e os martensíticos são magnéticos e os austeníticos, não.

Em termos de composição química, os aços inoxidáveis martensíticos contêm 12-17%Cr, 0-4%Ni, 0,1-1,0%C podendo também conter adições de molibdênio, vanádio, nióbio, alumínio e cobre. São austeníticos em temperaturas situadas entre 950-1000°C, mas se transformam em martensita sob resfriamento e sua alta temperabilidade os torna endurecíveis ao ar, mesmo para grandes seções [Pickering, 1976]. Além de poderem ser temperados, eles também podem ser revenidos para a obtenção de resistências mecânicas da ordem de 550 a 1860MPa [Leslie, 1982].

Os aços inoxidáveis ferríticos são aços de baixo carbono (0,05 a 0,20% em peso) contendo 12-17%Cr, 0-4%Ni e possíveis adições de molibdênio, vanádio, nióbio, alumínio, titânio e cobre. O baixo teor de carbono apresentado por esta classe de aços permite que tenham boa tenacidade além de minimizar o fenômeno de sensitização (devido à precipitação de carbonetos de cromo). Também devido ao teor reduzido de carbono, os aços inoxidáveis ferríticos não são ligas de grande resistência mecânica [Leslie, 1982]. Devido à sua estrutura ferrítica, a textura desenvolvida no seu processamento possibilita que sejam conformados facilmente em operações que envolvam embutimento profundo [Pickering, 1976].

Os aços inoxidáveis austeníticos contêm 18-25%Cr, 8-20%Ni e também são aços de baixo carbono. Frequentemente, apresentam adições de molibdênio, nióbio ou titânio e cobre. Apresentam estrutura austenítica à temperatura ambiente, mas a austenita, dependendo de sua composição, pode ser mais ou menos estável em relação à transformação martensítica que ocorre quando são deformados [Pickering, 1976].

### 3.1.1. Constituição

Os aços inoxidáveis podem apresentar diferentes estruturas devido à transformação alotrópica do ferro. Dependendo das quantidades dos elementos estabilizadores da ferrita ou da austenita, a faixa de temperaturas dos campos de estabilidade das fases cúbica de corpo centrado (CCC) ou cúbica de face centrada (CFC) são bastante modificadas [Leslie, 1982].

O diagrama de fases Cr-Fe (Figura 3.1) produz a base para todos os aços inoxidáveis, especialmente, para os martensíticos e ferríticos. Para teores acima de 12,7%, o cromo é um elemento que estabiliza a estrutura cúbica de corpo centrado do ferro  $\alpha$ . Portanto, o aumento na quantidade desse elemento causará uma expansão dos campos das ferrita  $\alpha$  e  $\delta$  e conseqüentemente, reduzirá o campo de existência da austenita ( $\gamma$ ). [Krauss, 1989].

Dessa forma, a fase austenítica fica restrita a uma faixa de temperaturas situada entre 850 e 1400°C, para um teor máximo de cromo em solução sólida de 12,7%. A expansão do domínio da fase  $\gamma$  pode ser feita através da adição de elementos que aumentem a estabilidade da austenita. Atuando nesse sentido, estão o níquel, o cobalto, o manganês, o cobre [Pickering, 1976] e os elementos intersticiais carbono e nitrogênio [Padilha, 1994].

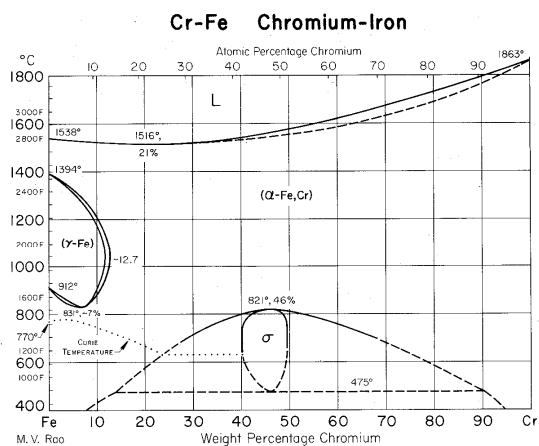


Figura 3.1: Diagrama de equilíbrio do sistema Fe-Cr [Metals Handbook, vol 8].

A presença de pequenos teores de carbono e nitrogênio, que são fortes estabilizadores da austenita, é suficiente para ampliar o campo austenítico, aumentando a solubilidade do cromo na fase  $\gamma$ . Dependendo da combinação das quantidades de carbono e nitrogênio, por exemplo 0,19% C e 0,02%N ou 0,25%N e 0,05%C, a solubilidade do cromo na fase austenítica pode chegar até 26%. A Figura 3.2 apresenta outras combinações de teores de carbono e nitrogênio que promovem a ampliação do domínio austenítico no sistema Cr-Fe [Padilha e Guedes, 1994].

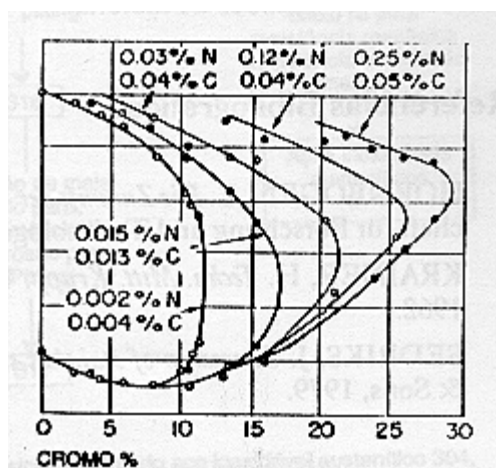


Figura 3.2: Expansão do campo austenítico no sistema Fe-Cr em função de diferentes teores de carbono e nitrogênio [Padilha e Guedes, 1994].

O carbono é o elemento estabilizador da austenita que apresenta o menor custo. No entanto, altas quantidades desse elemento prejudicariam algumas propriedades requeridas para essa classe de aços, como por exemplo, a boa tenacidade, a boa soldabilidade e a resistência à corrosão, além da necessidade de tratamentos térmicos de alta temperatura para dissolução de carbonetos, o que poderia levar ao crescimento excessivo do grão austenítico com as consequentes implicações associadas a essa condição [Pickering, 1976].

Depois do carbono e do nitrogênio, o níquel é o mais potente elemento estabilizador da austenita, apresentando as menores desvantagens em relação aos outros elementos gamagêneos, apesar de seu custo bastante elevado.

O diagrama Fe-Ni (Figura 3.3) ilustra, claramente, o efeito estabilizador do níquel sobre o domínio austenítico. Com uma pequena quantidade desse elemento, a austenita se torna estável em todas as temperaturas acima da temperatura ambiente.

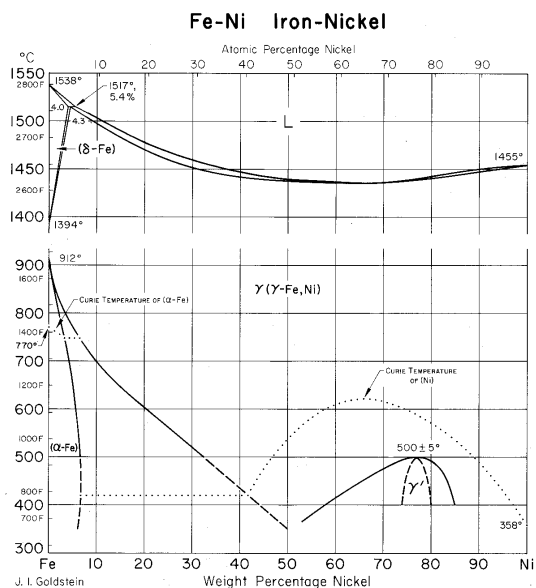


Figura 3.3: Diagrama de fases do sistema Fe-Ni [Metals Handbook, vol 8].

Nas ligas binárias Fe-Ni, aproximadamente 30% de níquel é necessário para estabilizar, completamente, a austenita. No entanto, nas ligas ternárias Fe-Cr-Ni, a presença do cromo, em quantidade suficiente para garantir a resistência à corrosão, requer um teor reduzido de níquel para estabilizar a austenita. Assim, ligas contendo tipicamente 18% de cromo e 8% de níquel (em peso) são completamente austeníticas em temperaturas próximas à ambiente até a temperatura de fusão [Krauss, 1989].

O nitrogênio é mais solúvel que o carbono na austenita formada nas ligas Fe-Cr-Ni e como já foi dito, é um elemento potente na estabilização da austenita, sem no entanto, produzir os efeitos nocivos da corrosão intergranular provocada pelo carbono. O nitrogênio pode ser um substituto econômico para uma parte do níquel constante na composição química dos aços inoxidáveis austeníticos [Leslie, 1982].



## 3.2. AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Os aços inoxidáveis austeníticos são assim chamados por terem a capacidade de reter, à temperatura ambiente, uma estrutura completamente austenítica. Normalmente, contém de 18 a 25% de cromo, 8 a 20% de níquel e baixa quantidade de carbono [Pickering, 1978]. Essa classe de aços apresenta excelente resistência à corrosão e grande ductilidade o que os torna atrativos para uma vasta gama de aplicações. Devido à sua grande estabilidade estrutural, são empregados na construção de equipamentos que operam tanto em alta, quanto em baixíssimas temperaturas (criogenia), da ordem de  $-272^{\circ}\text{C}$ , que corresponde à temperatura do hélio líquido. Esta aplicação se restringe aos aços inoxidáveis austeníticos estáveis porque eles não apresentam temperatura de transição dúctil-frágil, sendo então, usados em plantas industriais de liquefação de gases, em tanques de armazenamento e transporte de gases liquefeitos.

Esses aços encruam muito rapidamente e apresentam elevado alongamento uniforme quando submetidos a esforço trativo. A austenita, em algumas classes desses aços, é meta-estável; assim, durante o trabalho a frio martensita de baixo carbono é formada devido à transformação sofrida pela austenita, o que, parcialmente, contribui para que esses aços possuam uma alta capacidade de encruamento, característica essencial à conformação por estiramento. Por outro lado, como na maioria dos metais de estrutura CFC o valor do coeficiente de anisotropia normal médio ( $\bar{r}$ ) é baixo [Hosford e Caddell, 1983]. Essa condição é prejudicial à conformação por embutimento e, portanto, esses aços não possuem grande aptidão a esse tipo de operação.

### 3.2.1. Constituição

#### 3.2.1.1. Matriz

A estrutura CFC dos aços inoxidáveis austeníticos é estável em altas temperaturas, mas a austenita pode se tornar instável em temperaturas mais baixas. Abaixo de uma temperatura

crítica, denominado Ms, a austenita se transforma em martensita  $\alpha'$  de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e em certos casos, em martensita  $\epsilon$ , de estrutura hexagonal compacta. A temperatura Ms é fortemente influenciada pela presença de átomos intersticiais (carbono e nitrogênio) enquanto que o níquel e o cromo exercem um efeito moderado sobre ela [Krauss, 1989].

A transformação da austenita em martensita nos aços inoxidáveis austeníticos também pode ser induzida por deformação plástica em temperaturas superiores a Ms [Mangonon e Thomas, 1970, Pickering, 1976, Lacombe *et al.*, 1993, Castro, 2003, Gonzalez *et al.*, 2003].

### 3.2.1.2. Constituintes Minoritários

Os aços inoxidáveis austeníticos deveriam, em princípio, ser constituídos somente de austenita policristalina. No entanto, devido à segregação que ocorre durante a solidificação, a ferrita  $\delta$  tende a se formar, sendo, normalmente, encontrada nestes aços [Krauss, 1989]. A Figura 3.4 mostra a ferrita  $\delta$  formada em um aço inoxidável austenítico 304L<sup>1</sup>. Sua aparência achatada e alongada é resultado do processo de laminação.

A presença de ferrita  $\delta$  nos aços inoxidáveis austeníticos pode levar à formação da fase sigma ( $\sigma$ ) o que acarreta variações na ductilidade, tenacidade e resistência mecânica [Novak, 1977].

A fase sigma ( $\sigma$ ) é uma fase intermetálica de rede cristalina complexa (tetragonal de corpo centrado) com 30 átomos por célula unitária [Lacombe *et al.*, 1993] que se precipita nos contornos de grãos, especialmente em junções triplas, exaurindo a matriz adjacente em cromo e molibdênio e causando a dissolução de carbonetos nesta região [Padilha e Rios, 2002]. A presença dessa fase nos aços inoxidáveis austeníticos pode causar sua

---

<sup>1</sup> 304L: aço inoxidável austenítico de composição derivada do aço inoxidável AISI 304, porém com teor reduzido de carbono (de, no máximo, 0,08 para 0,03 % em peso).

fragilização. A formação da fase  $\sigma$  é promovida por trabalho a frio porque as deslocamentos atuam como sítios para sua nucleação.

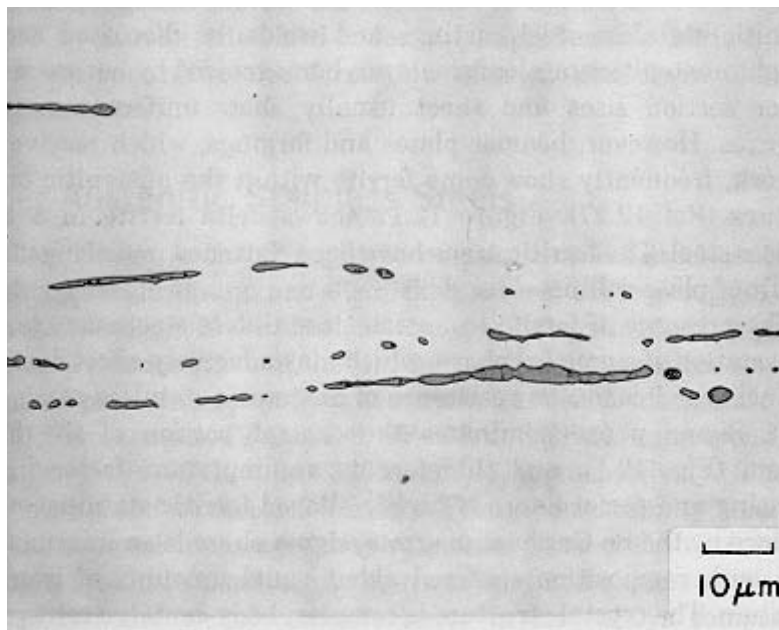


Figura 3.4: Ferrita  $\delta$  em uma placa de aço inoxidável austenítico 304L [Krauss, 1989].

As fases intermetálicas Laves e chi ( $\chi$ ) também podem estar presentes na microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos. A formação dessas fases é específica de cada liga e seu aparecimento depende das condições de processamento e de serviço do aço. A presença de molibdênio na composição química dos aços inoxidáveis austeníticos aumenta a estabilidade dessas fases [Krauss, 1989]. A composição da fase chi ( $\chi$ ) é do tipo  $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$  e da fase Laves,  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  [Marshall, 1984].

Além das fases intermetálicas, carbonetos, nitretos e inclusões também podem estar presentes na constituição dos aços inoxidáveis austeníticos.

Dentre os carbonetos, o  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  é o de maior importância, pois exerce influência substancial sobre a resistência à corrosão [Honeycombe, 1981] dos aços austeníticos. O principal metal

na composição desse carboneto é o cromo, que pode ser parcialmente substituído por ferro, molibdênio e níquel, passando a ter uma designação geral de  $(\text{Cr, Fe, Mo, Ni})_{23}\text{C}_6$  [Lacombe *et al.*, 1993].

O carboneto  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  está relacionado à corrosão intergranular. A susceptibilidade a esse tipo de ataque corrosivo é causada pelo consumo de cromo para a formação do carboneto, que se precipita nos contornos de grão da austenita. Essa condição é o conhecido fenômeno de sensitização dos aços inoxidáveis [Krauss, 1989].

A precipitação do carboneto de  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  ocorre mais rapidamente quando o aço é exposto a temperaturas situadas na faixa de 800 a 900°C (seja durante uma soldagem ou após um recozimento) devido ao formato em C das curvas que representam a cinética da reação. Entre 800 e 900°C, as curvas apresentam a maior taxa de precipitação do carboneto. Devido à sua alta solubilidade nos aços inoxidáveis austeníticos, o nitrogênio retarda a precipitação e a coalescência do  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , como pode ser constatado pela Figura 3.5. Esse efeito é devido à redução, pelo nitrogênio, da difusividade do cromo e do carbono na austenita. No entanto, ele pode substituir, parcialmente, o carbono no carboneto  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , formando o composto  $\text{M}_{23}(\text{C,N})_6$ , o que acelera a precipitação do carboneto [Degalaix, 1987].

A presença de alta quantidade de nitrogênio (0,2-0,3% em peso) em aços inoxidáveis austeníticos pode levar à precipitação de  $\text{Cr}_2\text{N}$  nos contornos e dentro dos grãos da austenita. Esse nitreto aparece quando os aços inoxidáveis são expostos a temperaturas acima de 600°C, o que provoca a elevação do teor de nitrogênio abaixo da camada de óxido e a posterior precipitação do  $\text{Cr}_2\text{N}$  grosseiro na matriz, em forma de lamelas descontínuas nos contornos de grãos. Essas regiões são propensas a trincas quando submetidas à fluência [Honeycombe, 1981].

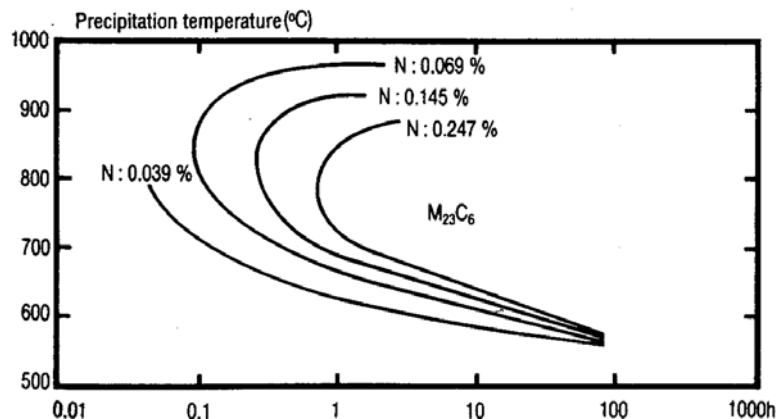


Figura 3.5: Influência do nitrogênio sobre a cinética de precipitação do carboneto  $M_{23}C_6$  em aços inoxidável 17-Cr, 13-Ni, 5-Mo, 0,05-N [Degalaix, 1987].

Por fim, várias inclusões podem estar presentes nos aços inoxidáveis austeníticos tais como óxidos, silicatos complexos e sulfetos. Esses são os mesmos tipos de inclusão encontrados nos aços carbono e de baixa liga [Lacombe *et al.*, 1993].

### 3.2.2. Efeito dos Elementos de Liga Sobre a Estabilidade da Austenita

Embora os aços inoxidáveis austeníticos, praticamente, não sejam susceptíveis à transformação de fases martensíticas por têmpera, como são os aços carbono comuns, é fato conhecido [Griffits e Wright, 1969; Mangonon e Thomas, 1970; Olson e Cohen, 1975; Pickering, 1976; Rintamaa e Sulonen, 1982, Llewelyn, 1997] que esses materiais podem sofrer transformações martensíticas quando são deformados plasticamente em temperaturas baixas (próximas ou inferiores à ambiente). Isso pode ocorrer com maior ou menor intensidade, dependendo da composição química do material e do estado de tensões aplicado. Através dessa transformação, um aço completamente austenítico passa a conter duas fases martensíticas: a fase  $\alpha'$  e a fase  $\epsilon$ .

Assim, torna-se importante se ter uma medida do grau de estabilidade do aço quanto à sua tendência a essas transformações de fases. Os principais elementos de liga que geralmente fazem parte da composição química dos aços inoxidáveis austeníticos e cujo efeito na estabilidade da austenita já foi discutido previamente são o carbono, o nitrogênio e o níquel. No entanto, outros elementos de liga presentes nas composições químicas dos aços podem contribuir para a estabilização das fases ferrítica e austenítica.

Os efeitos desses elementos são, freqüentemente, avaliados através de índices de estabilidade, como o Ni equivalente, Cr equivalente [Leslie, 1982] e o índice de estabilidade de Post e Eberly [Post e Eberly, 1947], que são fórmulas determinadas empiricamente e aplicáveis somente nas condições nas quais foram estabelecidas. De qualquer maneira, os valores determinados por elas servem como uma primeira aproximação para a avaliação do nível de estabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis.

No caso do Ni e Cr equivalentes, foi atribuído um coeficiente a cada elemento representando sua tendência a estabilizar ou a austenita ou a ferrita. Estes coeficientes foram definidos em relação ao níquel (para os elementos estabilizadores da austenita) e ao cromo (para os estabilizadores da ferrita) para os quais os coeficientes foram arbitrariamente definidos como um [Lacombe *et al.*, 1993]. Segundo Pickering, (1976), as equações para o cálculo do Cr e Ni equivalentes são:

$$\begin{aligned} \text{Cr equivalente} = & (\% \text{Cr}) + 2(\% \text{Si}) + 1,5(\% \text{Mo}) + 5(\% \text{V}) + 5,5(\% \text{Al}) + \\ & + 1,75(\% \text{Nb}) + 1,5(\% \text{Ti}) + 0,75(\% \text{W}) \end{aligned} \quad \text{Equação 3.1}$$

$$\begin{aligned} \text{Ni equivalente} = & (\% \text{Ni}) + (\% \text{Co}) + 0,5(\% \text{Mn}) + 5(\% \text{V}) + 0,3(\% \text{Cu}) + \\ & + 1,75(\% \text{Nb}) + 25(\% \text{N}) + 30(\% \text{C}) \end{aligned} \quad \text{Equação 3.2}$$

As fórmulas empíricas para o cálculo do Cr e Ni equivalentes e os diagramas construídos para prever a constituição dos aços inoxidáveis austeníticos são restritivos e são aplicáveis somente nas condições experimentais nas quais foram estabelecidos .

O Índice de Estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica induzida por deformação proposto por Post e Eberly (1947) foi definido como a diferença entre o teor de níquel do material e o menor teor de níquel que, teoricamente, seria suficiente para tornar o aço estável, em função dos outros elementos químicos presentes em sua composição. Quando o índice de estabilidade fosse positivo, significaria que o aço teria níquel equivalente em excesso para garantir a sua estabilidade quanto à transformação martensítica e, em caso contrário, seria instável. O parâmetro Índice de Estabilidade foi definido como:

$$\text{Índice de Estabilidade} = (\%Ni) + 3,5(\%C) + 0,5(\%Mn) - 0,0833[(\%Cr) + 1,5(\%Mo) - 20]^2 - 15 \quad \text{Equação 3.3}$$

As equações de Cr equivalente e Ni equivalente são aplicadas, principalmente, na área de soldagem. As equações são empregadas na forma de diagrama de Schaeffler que são comumente usados para obter indicações da estrutura e da quantidade de ferrita presente nos cordões de solda.

### 3.2.3. Propriedades Mecânicas

Na temperatura ambiente e no estado recozido, os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 possuem o limite de escoamento a 0,2% de aproximadamente 240MPa e o limite de resistência e o alongamento total variam entre 450 e 750MPa e 35 a 45%, respectivamente [Padilha e Guedes, 1994]. A baixa resistência ao escoamento observada nestes aços é devido à sua estrutura monofásica [Leslie, 1982].

A diferença entre os valores do limite de escoamento e limite de resistência indica que esses aços podem ter sua resistência aumentada por encruamento. Também é possível aumentar a resistência dessa classe de aços através de solução sólida da austenita. Nesse mecanismo, têm grande destaque os elementos que ocupam posições intersticiais na rede cristalina da fase austenítica, tais como o carbono e o nitrogênio [Padilha e Guedes, 1994].

O fato dos aços austeníticos não sofrerem transformação alotrópica faz com que sejam susceptíveis ao crescimento de grão quando aquecidos em altas temperaturas e sem a possibilidade de refino de grão através de tratamentos térmicos. Entretanto, o crescimento de grão nos aços austeníticos não acarreta efeitos de fragilização com no caso dos aços ferríticos. No entanto, essa característica, apesar de nociva para os aços inoxidáveis ferríticos, é usada para aumentar a resistência à fluência dos aços austeníticos resistentes ao calor [Lacombe *et al.*, 1993]. Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas de alta ductilidade a temperatura ambiente e são capazes de manter esta propriedade em baixas temperaturas, o que os torna úteis em aplicações criogênicas por não apresentar a queda acentuada na resistência ao impacto como ocorre com os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. Em temperaturas elevadas os limites de escoamento e resistência decrescem e a ductilidade, geralmente, passa por um valor mínimo [Lacombe *et al.*, 1993].

Além da boa ductilidade, esses aços também apresentam boa tenacidade, o que permite que numerosas operações de conformação mecânica a frio sejam realizadas com essa classe de aços [Padilha e Guedes, 1994].

### **3.2.3.1. Influência dos elementos de liga**

Vários estudos têm sido feitos na tentativa de prever as propriedades mecânicas de aços inoxidáveis a partir de sua composição química e parâmetros microestruturais. Irvine, Gladman e Pickering [Irvine *et al.*, 1969; Pickering, 1972a; Pickering, 1972] realizaram ensaios de tração em 88 composições de aços inoxidáveis austeníticos à temperatura ambiente e a partir de análises estatísticas propuseram as seguintes equações:



$$\sigma_{ys} \text{ 0,2\% (MPa)} = 15,4 [4,4 + 23(\%C) + 1,3(\%Si) + 0,24(\%Cr) + 0,94(\%Mo) + 1,2(\%V) + 0,29(\%W) + 2,6(\%Nb) + 1,6(\%Ti) + 0,82(\%Al) + 32(\%N) + 0,6(\%ferrita \delta) + 0,46d^{-1/2}]$$

Equação 3.4

$$\sigma_{ts} \text{ (MPa)} = 15,4 [29 + 35(\%C) + 55(\%N) + 2,4(\%Si) + 0,11(\%Ni) + 1,2(\%V) + 1,2(\%Mo) + 5,0(\%Nb) + 3,0(\%Ti) + 1,2(\%Al) + 0,14(\%ferrita \delta) + 0,82t^{-1/2}]$$

Equação 3.5

nas quais  $d$  é o intercepto linear médio de um diâmetro de grão (mm) e  $t$  é a largura de uma macla (mm).

Pode ser visto na Equação 3.4 que a largura de macla não afeta o limite de escoamento ( $\sigma_{ys}$ ) porque a energia de falha de empilhamento, que controla a taxa de encruamento, tem pouco efeito sobre essa propriedade devido às baixas deformações nas quais ela é medida [Pickering, 1976].

Breinlinger (1995) relacionou a dureza Brinell (HB) e o limite de resistência ( $\sigma_{ts}$ ) com a composição química de aços inoxidáveis austeníticos:

$$HB = (11,882 \frac{Cr}{Ni} \log 100(\%C) + 10,7(\%Si) + 122,7) \pm 10$$

Equação 3.6

$$\sigma_{ts} = (107,7 \frac{Cr}{Ni} \log 100(\%C) - 104,43 \log 100(\%C) + 6,276(\%Mn) + 10,10(\%Mo) - 13,83(\%Cu) + 478) \pm 20$$

Equação 3.7

De acordo com as equações de Breinlinger (1995), o níquel tem influência direta sobre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos, contribuindo para a redução das mesmas, já que figura no denominador de um dos termos das equações. O níquel eleva a energia de falha de empilhamento dos aços inoxidáveis austeníticos, causando uma redução

na taxa de encruamento [Dieter, 1986] e conseqüentemente, no valor do limite de resistência dessas ligas [Lacombe *et al.*, 1993].

Nas equações de Pickering (1972), Equações 3.4 e 3.5, pode-se observar que o coeficiente do nitrogênio é o mais elevado e tem sinal positivo, o que significa que ele é o elemento que mais contribui para o aumento do limite de escoamento por solução sólida.

O potencial do nitrogênio para aumentar a resistência dos aços inoxidáveis está relacionado ao endurecimento por solução sólida e o endurecimento por precipitação. Além disso, o nitrogênio tem o efeito adicional de exercer uma forte influência sobre a energia de falha de empilhamento, diminuindo o seu valor. Ligas com baixa energia de falha de empilhamento apresentam alto encruamento em virtude da presença de uma grande quantidade de deslocações dissociadas e falhas de empilhamento superpostas, o que lhes confere estruturas bastante estáveis [Lacombe *et al.*, 1993]. De acordo com a Figura 3.6, os elementos intersticiais nitrogênio, carbono e boro produzem considerável aumento na resistência mecânica dos aços inoxidáveis. O endurecimento ocorre devido à inibição do movimento das deslocações devido à distorção da rede causada pelos átomos de soluto [Lacombe *et al.*, 1993].

A Equação 3.4 não inclui os efeitos do cobre e do manganês e segundo relata Pickering (1972), um aumento nos teores desses elementos provoca a elevação do limite de escoamentos dos aços inoxidáveis austeníticos conforme apresenta a Figura 3.6.

Em relação ao efeito dos elementos de liga sobre o limite de resistência dos aços austeníticos, deve-se levar em consideração três fatores [Castro, 2003].

- Estabilidade da austenita
- Endurecimento por solução sólida na austenita
- Energia de falha de empilhamento

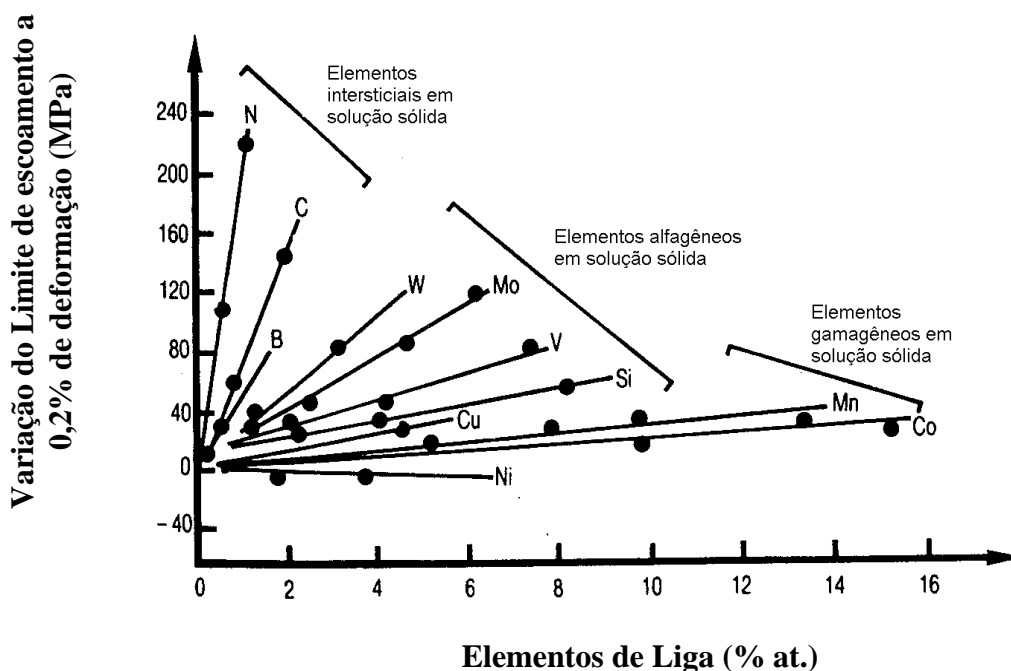


Figura 3.6: Influência dos elementos de liga no endurecimento por solução sólida em aços inoxidáveis austeníticos [Pickering, 1976].

Os fatores que mais contribuem para o aumento do limite de resistência dos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis são a formação de martensita induzida por deformação e a resistência mecânica desta fase. Adições de manganês, níquel, cromo e nitrogênio reduzem o limite de resistência destes aços, uma vez que o efeito de estabilização destes elementos sobre a austenita (forma-se menos martensita) é mais pronunciado que o efeito de endurecimento por solução sólida [Ludwigson e Berger, 1969].

A adição de carbono implica em dois efeitos: se o seu teor for elevado, o limite de resistência dos aços inoxidáveis austeníticos diminui pelo aumento da estabilidade da fase austenítica, impedindo a formação da martensita; para pequenos teores, o carbono atua no sentido de provocar o endurecimento da austenita, aumentando o seu limite de resistência.

Os elementos intersticiais, carbono e nitrogênio, exercem grande efeito sobre o comportamento plástico dos aços inoxidáveis austeníticos. Adições destes elementos aumentam a resistência mecânica da austenita e da martensita formada a partir dela, além de estabilizar a primeira em relação à transformação martensítica. O efeito dos elementos substitucionais (níquel, cromo e manganês) sobre o comportamento plástico dos aços inoxidáveis austeníticos do tipo 304 é menos pronunciado [Ludwigson e Berger, 1969].

A ductilidade dos aços inoxidáveis austeníticos, medida pela redução de área em um ensaio de tração, tem relação direta com a quantidade de martensita induzida por deformação e esta, por sua vez, é, extremamente, dependente da temperatura [Krauss, 1989]. A deformação uniforme passa por um máximo na faixa de temperaturas situadas ente 0 e 25°C. Durante a deformação nesta faixa, a transformação martensítica ocorre para grandes deformações, e nas quais o encruamento associado é utilizado para atrasar a estrição e aumentar o alongamento uniforme. Assim que a estrição aparece, a deformação adicional induz a formação de martensita na área da estrição, endurecendo-a, e inibindo o curso da redução de área da região. Então, a deformação é deslocada para outras partes do corpo de prova que apresentam resistência mais baixa. Acima da temperatura ambiente, a transformação martensítica e a deformação a ela associada se tornam insignificantes, mesmo para deformações mais severas, e a ductilidade decresce.

### **3.2.3.2. Influência do nitrogênio**

O aumento no teor de nitrogênio nos aços inoxidáveis, além dos efeitos exercidos citados no item anterior, permitiu o desenvolvimento de uma nova classe de aços que aliam duas vantajosas características, principalmente, para a indústria automobilística: alta resistência e alta ductilidade. Esses são os chamados aços inoxidáveis de alto nitrogênio. A adição de nitrogênio exerce efeito sobre a energia de falha de empilhamento e a estabilidade termodinâmica da fase austenítica e na resistência dos aços inoxidáveis austeníticos [Hendry, 1994].

Está relatado na literatura [Bracke *et al.*, 2004] que adições de nitrogênio maiores que 0,2% em peso, levam à diminuição da energia de falha de empilhamento dos aços. Foi constatado que a energia de falha de empilhamento decresce de 53 mJ/m<sup>2</sup> para 33mJ/m<sup>2</sup> quando a quantidade de nitrogênio aumenta de 0,2% para 0,24% em peso em aços Cr21Ni6Mn9 [Stoltz e Vander Sande, 1980]. Já outros autores observaram um aumento na energia de falha de empilhamento com adições de nitrogênio, dependendo de sua quantidade e dos elementos de ligas adicionados aos aços inoxidáveis. Um exemplo é dado por Petrov (1987) que relata que o aumento do teor de nitrogênio de 0,05% para 0,23% em peso em um aço inoxidável austenítico Cr13Mn19 leva a um aumento na energia de falha de empilhamento de 320 mJ/m<sup>2</sup> para 400mJ/m<sup>2</sup>.

O nitrogênio também exerce um efeito sobre a estabilidade termodinâmica da fase austenítica e é esperado que adições desse elemento levem à supressão da transformação de fase induzida por deformação [Bracke *et al.*, 2004].

Um terceiro efeito observado sobre aços inoxidáveis, pela adição de nitrogênio, é a elevação da resistência mecânica do material, resultante de um pronunciado endurecimento por solução sólida [Speidel e Zheng-Cui, 2003; Speidel e Speidel, 2003].

O desenvolvimento histórico de aços inoxidáveis está apresentado na Figura 3.7 e serve para ilustrar a importância do trabalho a frio e da adição de nitrogênio na elevação da resistência mecânica dessa classe de aços.

A combinação destes efeitos (deformação e aumento do teor de nitrogênio) juntamente com modificações na composição química com adição de outros elementos de liga também promovem pronunciado aumento na resistência mecânica dos aços, conforme se observa na Figura 3.8.

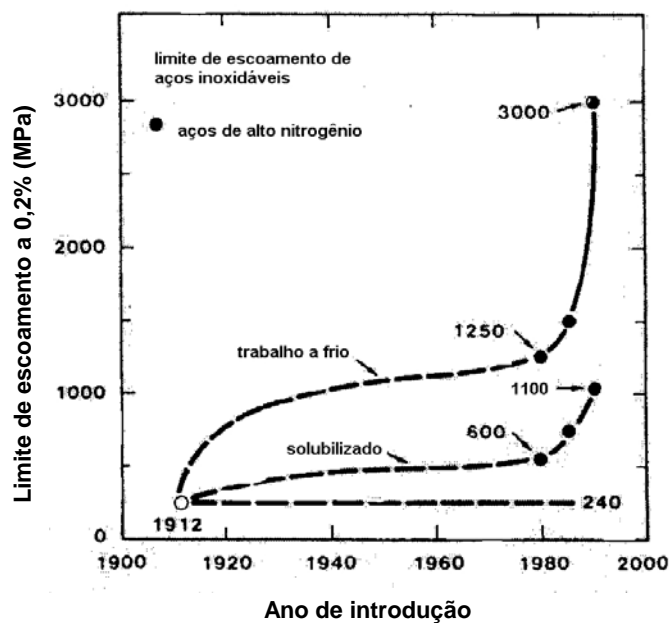


Figura 3.7: Evolução histórica do desenvolvimento dos aços inoxidáveis de alto nitrogênio [Stein e Witulski, 1994].

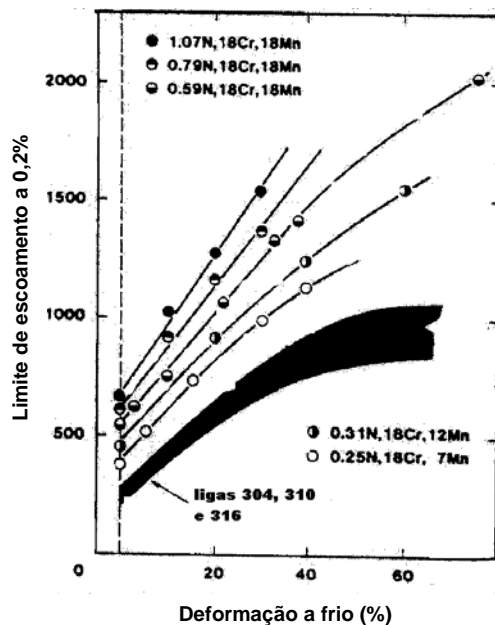


Figura 3.8: Efeito da quantidade de nitrogênio e deformação a frio sobre a resistência mecânica de aços inoxidáveis [Stein e Witulski, 1994].

### 3.2.3.3. Efeito do cobre

Existem poucos relatos na literatura a respeito da influência do cobre sobre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos, mas, de maneira geral, sabe-se que esse elemento reduz acentuadamente a resistência. Isso se torna evidente quando se comparam os limites de resistência de aços inoxidáveis austeníticos sem e com adição de cobre: o aço inoxidável 304L possui limite de resistência de aproximadamente 550MPa enquanto que o aço Z2CNU 18-09 (designação AFNOR sem correspondente AISI), com adição de cobre, alcança o valor de 480MPa [Lacombe *et al.*, 1993].

Na década de setenta, Shimizu *et al.* (1970) estudaram a influência da adição de cobre, em teores que variaram de 0 a 4%, em peso nas propriedades mecânicas e na conformabilidade de aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 301. Os resultados obtidos por eles são apresentados na Figura 3.9 que mostra a variação dos limites de escoamento e de resistência, dureza, alongamento uniforme e expoente de encruamento em função do teor de cobre. Observa-se que o aumento do teor de cobre até o valor de 3% em peso causou acentuada redução no limite de resistência e no valor do expoente de encruamento ( $n$ ). O limite de escoamento apresentou apenas uma ligeira variação, mantendo-se quase constante com a variação do teor de cobre. Para teores de cobre acima de 3% em peso não houve variação significativa nos limites de escoamento e de resistência mas uma queda mais suave no valor do expoente de encruamento.

Mais recentemente, Castro (2003) estudou o efeito da substituição parcial de níquel por cobre em aços inoxidáveis austeníticos tipo AISI 304 sobre as propriedades mecânicas e na estampabilidade dos referidos aços. A análise dos resultados indicou que a substituição parcial do níquel nos aços estudados causou um aumento em sua estabilidade, dificultando a formação de martensita, o que estaria associado ao aumento da energia de falha de empilhamento. Estes efeitos resultaram em aços com melhores propriedades de estampagem, tanto em relação ao estiramento quanto ao embutimento, refletindo o efeito do cobre nas propriedades mecânicas.

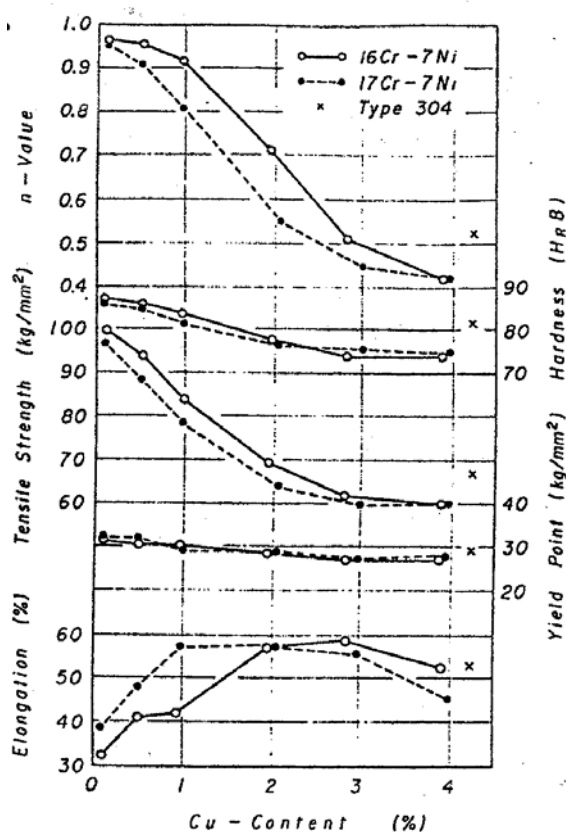


Figura 3.9: Efeito da adição de cobre sobre as propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos 301 [Shimizu *et al.*, 1970].

### 3.2.4. Influência dos Elementos de Liga na Energia de Falha de Empilhamento

A energia de falha de empilhamento, EFE, dos aços inoxidáveis austeníticos é um parâmetro importante porque controla a capacidade de encruamento, o tipo e a quantidade de martensita formada, o valor da deformação uniforme, a aptidão ao estiramento e a susceptibilidade à corrosão sob tensão [Pickering, 1984; Yakubtsov *et al.*, 1999]).

De acordo com Neff *et al.* (1969), a energia de falha de empilhamento influencia diretamente o escorregamento cruzado e o tipo de arranjos de deslocamentos gerados durante a deformação que, por sua vez, influenciam a ductilidade do material. Segundo estes



autores, uma liga com baixa EFE forma arranjos planares de deslocações, enquanto que uma liga com alta EFE forma uma estrutura celular.

Em metais com alta energia de falha de empilhamento, a distância entre as deslocações parciais é pequena ou estas não estão dissociadas e o escorregamento cruzado tende a ser fácil, formando células de deslocações. Com uma baixa EFE, as deslocações tendem a se dissociar e a distância entre as parciais é maior, assim o escorregamento cruzado se torna difícil. As deslocações ficam restritas em seus planos de escorregamento, formando arranjos planares. Sendo assim, a capacidade de encruamento aumenta, aumentando o limite de resistência e, principalmente, o alongamento uniforme. Com isso o desempenho do material em operações de estiramento é melhorado [Neff *et al.*, 1969; Pickering, 198].

Schramm e Reed (1975), através de difração de raios-X por medidas de deslocamento de picos, reavaliaram dados já obtidos anteriormente a partir de microscopia eletrônica de transmissão. Esses autores fizeram uma análise por regressão linear destes dados para determinar os efeitos de cada elemento na EFE e obtiveram as seguintes equações (% em peso dos elementos):

$$\text{EFE (mJ.m}^{-2}\text{)} = 4 + 1,8(\% \text{Ni}) - 0,2(\% \text{Cr}) + 410(\% \text{C}) \quad \text{Equação 3.8}$$

$$\text{EFE (mJ.m}^{-2}\text{)} = 34 + 1,4(\% \text{Ni}) - 1,1(\% \text{Cr}) - 77(\% \text{N}) \quad \text{Equação 3.9}$$

$$\text{EFE (mJ.m}^{-2}\text{)} = 34 + 2,2(\% \text{Ni}) - 1,1(\% \text{Cr}) - 13(\% \text{Si}) \quad \text{Equação 3.10}$$

$$\text{EFE (mJ.m}^{-2}\text{)} = 32 + 2,4(\% \text{Ni}) - 1,2(\% \text{Cr}) - 1,2(\% \text{Mn}) \quad \text{Equação 3.11}$$

Os coeficientes nas expressões acima indicam que o níquel aumenta a energia de falha de empilhamento, enquanto que o cromo a diminui. O manganês possui um comportamento semelhante ao cromo e a outros elementos substitucionais, ou seja, diminui a energia de falha de empilhamento, sendo que o coeficiente mais negativo para esses elementos foi atribuído ao silício.

Reed e Schramm (1974) mediram também a energia de falha de empilhamento de alguns aços inoxidáveis austeníticos usando difração de raios-X, através de medidas de alargamento de picos. A partir dos dados obtidos, determinaram a seguinte equação (% em peso dos elementos):

$$\text{EFE (mJ.m}^{-2}\text{)} = -53 + 6,2(\% \text{Ni}) + 0,7(\% \text{Cr}) + 3,2(\% \text{Mn}) + 9,3(\% \text{Mo}) \quad \text{Equação 3.12}$$

As diferentes equações obtidas foram atribuídas pelos autores às diferentes técnicas utilizadas.

Dulieu e Nutting (1964) obtiveram alguns dados para o efeito dos elementos de liga na energia de falha de empilhamento de um aço 18%Cr-10%Ni. Estes dados são mostrados na Tabela 3.1. Os autores observaram também que manganês e nitrogênio diminuem a EFE, enquanto que o carbono a aumenta. Com exceção do coeficiente positivo obtido para o cromo, estes resultados são semelhantes àqueles apresentados nas equações 3.8 a 3.11 porém, fornecem informações adicionais como, por exemplo, o efeito negativo do cobalto e o efeito positivo do cobre.

Tabela 3.1 Efeito de elementos de liga na energia de falha de empilhamento de aços 18%Cr-10%Ni [Dulieu e Nutting, 1964].

Elementos	Variação na EFE (mJ.m <sup>-2</sup> / % at.)
Si	-3,4
Cr	+0,5
Mo	+0,1
Ni	+1,4
Co	-0,55
Cu	+3,6
Nb	+3,2

Os dados apresentados mostram, portanto, diferenças na contribuição dos elementos à energia de falha de empilhamento dos aços inoxidáveis austeníticos, segundo diferentes autores. Entretanto, exceto nas medidas por difração de raios-X de Reed e Schramm (1974), tem-se que manganês, cromo, cobalto e silício diminuem em ordem crescente a EFE, ou seja, manganês diminui em menor intensidade a EFE, enquanto que o silício diminui esse parâmetro em maior intensidade. Tanto o níquel quanto o cobre aumentam a EFE, porém o cobre possui um efeito mais intenso. Como foram atribuídos efeitos positivos e negativos ao manganês, mas sendo esses valores relativamente pequenos, Llewellyn (1997) considerou que o efeito desse elemento é nulo. Em relação aos elementos intersticiais, o mesmo autor considera que a energia de falha de empilhamento é aumentada pelo carbono. O efeito do nitrogênio, como já relatado, ainda é dúvida. No entanto, ambos os elementos possuem um efeito muito forte.

### **3.3. A TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA EM MARTENSITA**

A transformação da austenita para martensita em sistema ferrosos pode ser feita ou por tratamento térmico ou por deformação. Dois tipos diferentes de martensita podem ser obtidos por esse método. A martensita formada através de tratamento térmico tem estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) e a resultante da deformação pode ser ou cúbica de corpo centrado (CCC) ou hexagonal compacta (HC). A primeira, de estrutura CCC, é conhecida como martensita  $\alpha'$  e a segunda, martensita  $\epsilon$ . [Shrinivas *et al.*, 1995].

A martensita  $\alpha'$  pode ocorrer por transformação espontânea em temperaturas abaixo de  $M_s$ , temperatura correspondente ao surgimento da martensita térmica como consequência de uma força motriz química. Acima de  $M_s$ , a transformação pode ser induzida por deformação plástica até uma temperatura limite denominada  $M_d$  acima da qual, qualquer que o seja o nível de deformação aplicado, não ocorre transformação martensítica [Lacombe *et al.*, 1993] porque a força motriz química para nucleação da martensita se torna tão pequena que não pode ser mecanicamente induzida e a barreira de ativação para a

transformação se torna tão alta que esta não ocorre mesmo sob a ação de tensão [Cahn e Haasen, 1996].

A transformação martensítica é do tipo adifusional. Isso quer dizer que o produto da transformação tem a mesma composição química que a matriz (no caso dos aços inoxidáveis austeníticos, a austenita) [Angel, 1954] e que o movimento dos átomos é menor que um espaço interatômico [Porter e Easterling, 1992].

Segundo Otsuka e Wayman (1998), nessa transformação os átomos se movem cooperativamente através de um mecanismo de cisalhamento, como pode ser visto na Figura 3.10. Os cristais formados (região A) possuem a mesma estrutura daqueles da região B, porém com orientações cristalinas diferentes e são denominados variantes de martensita.

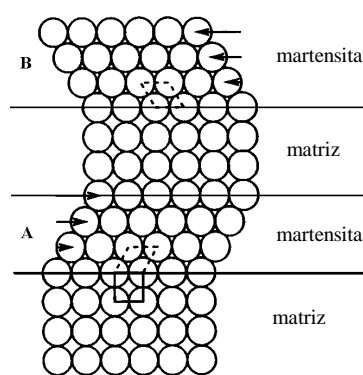


Figura 3.10: Modelo de transformação martensítica [Otsuka e Wayman, 1998].

A característica principal da transformação martensítica é a mudança de forma que ocorre na região transformada e resulta em defeitos de crescimento que constituem a subestrutura da martensita. Nos vários sistemas em que a transformação martensítica ocorre, as variantes de martensita contêm quantidades variáveis de deslocamentos ou falhas de empilhamento [Otsuka e Wayman, 1998]. Uma outra característica da transformação é que ela é atérmica, o que significa que quando o resfriamento é interrompido e a temperatura mantida constante, a formação da martensita cessa quase que imediatamente.

### 3.3.1. A Transformação da Austenita por Resfriamento

A fase austenítica, quando submetida a resfriamento brusco (nos aços inoxidáveis, a partir de 1050 a 1100°C), começa a se transformar em martensita na temperatura  $M_s$  e a transformação se completa apenas quando a temperatura alcança um valor característico, chamado de  $M_f$ . Obviamente,  $M_s$  é maior que  $M_f$ . A velocidade dessa transformação é independente de difusão e a martensita se forma através de um mecanismo de cisalhamento, implicando na existência de uma relação de orientação entre a nova fase e a matriz (austenita) [Lacombe *et al.*, 1993].

$M_s$  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 e todos os elementos em solução sólida na austenita provocam o abaixamento de seu valor [Lacombe *et al.*, 1993]. Várias fórmulas empíricas foram propostas para descrever o efeito da composição química sobre a temperatura  $M_s$ . A Equação 3.13 é um exemplo [Holmes *et al.*, 1972]:

$$M_s (\text{°C}) = 502 - 30(\%Ni) - 12(\%Cr) - 13(\%Mn) - 810(\%C) - 1230(\%N) - 54(\%Cu) - 46(\%Mo) \quad \text{Equação 3.13}$$

Esta equação é baseada nas hipóteses de que o efeito exercido por um elemento químico é proporcional à sua concentração na liga e que não há interação entre os elementos [Leslie, 1982]. Muitos aços inoxidáveis austeníticos têm  $M_s$  próximo a temperatura do nitrogênio líquido. No entanto, o valor de  $M_s$  pode ser elevado, tornando o material mais susceptível à formação da martensita  $\alpha'$ . Concorrem para isto a precipitação do carboneto  $M_{23}C_6$  antes do resfriamento [Padilha e Rios, 2002] e a redução do teor de certos elementos de liga (o níquel, por exemplo) [Lacombe *et al.*, 1993]. A precipitação do  $M_{23}C_6$  nos contornos de grãos causa o empobrecimento de carbono e cromo em suas vizinhanças tornando a região mais propensa à formação de martensita  $\alpha'$  [Padilha e Rios, 2002].

### 3.3.2. Transformação da Austenita por Deformação

Como já descrito anteriormente, a austenita se transforma, espontaneamente, em martensita através de resfriamento, quando a temperatura ultrapassa a temperatura  $M_s$  [Lacombe *et al.*, 1993]. No entanto, a martensita também pode ser formada acima da temperatura  $M_s$  desde que a força motriz para a transformação (força motriz química) seja complementada através da aplicação de uma tensão externa. A tensão externa se manifesta como uma força motriz mecânica cuja função é auxiliar a força motriz química, que por si só, não seria capaz de iniciar a transformação [Cahn e Haasen, 1996]. Neste caso, a transformação martensítica auxiliada pela tensão externa poderia ocorrer de duas maneiras: ou assistida por tensão ou induzida por deformação. A Figura 3.11 ilustra, esquematicamente, as tensões necessárias para iniciar a formação da martensita em função da temperatura.

Se a força motriz química decresce, linearmente, com o aumento da temperatura, acima de  $M_s$ , então a força motriz mecânica requerida para iniciar a transformação deverá ser, proporcionalmente, maior. Então, a tensão necessária também deve aumentar, linearmente, com a temperatura [Olson e Cohen, 1972, Onodera *et al.*, 1976] na faixa compreendida entre  $M_s$  e  $M_s^\sigma$  (Figura 3.11).  $M_s^\sigma$  é a temperatura limite na qual ocorre a nucleação da martensita apenas com a aplicação de tensão na região de deformação elástica da austenita [Maxwell *et al.*, 1974]. Neste caso, tem-se a transformação induzida por tensão. O tipo de martensita formada por indução por tensão envolve a nucleação espontânea e crescimento da martensita em forma de agulhas [Maxwell *et al.*, 1974; Patel e Cohen, 1953], da mesma maneira que ocorre na têmpera da austenita.

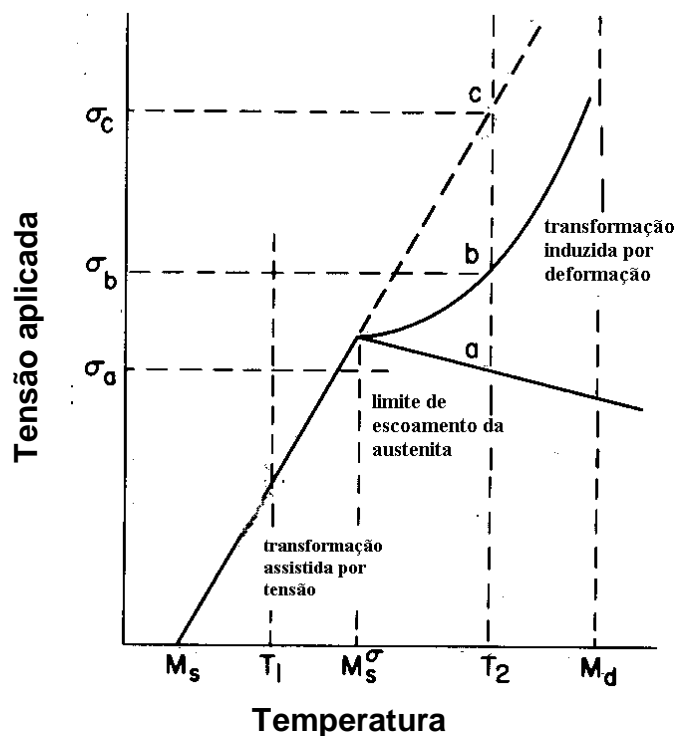


Figura 3.11: Diagrama esquemático mostrando as tensões críticas para iniciar a formação da martensita em função da temperatura. [Cahn e Haasen, 1996].

Ao se elevar a temperatura, a tensão também aumenta devido à redução da força motriz para a transformação martensítica. Em  $M_s^\sigma$ , a tensão crítica para formar martensita se iguala ao limite de escoamento da austenita. Acima desta temperatura (por exemplo, em  $T_2$  da Figura 3.11) a austenita começa a se deformar, plasticamente, em uma tensão  $\sigma_a$  e é encruada até a tensão  $\sigma_b$ , na qual se inicia a transformação martensítica induzida por deformação.

Há duas hipóteses para explicar a função da deformação plástica da austenita na transformação martensítica induzida por deformação. Uma é a hipótese da nucleação da martensita induzida por deformação proposta por Olson e Cohen, (1972, 1976 e 1979) e a outra afirma que tensão aplicada permanece, localmente, concentrada em obstáculos, tais como contornos de grãos e de maclas, pela deformação plástica da austenita e então, esta

tensão concentrada se torna equivalente a tensão necessária à transformação da austenita sem a presença de deformação ( $\sigma_c$  na Figura 3.11) em uma temperatura acima de  $M_s$  [Onodera e Tamura, 1979]. A martensita assistida por tensão, assim com a martensita formada no resfriamento [Shirinivas *et al.*, 1995], aparecem na forma de agulhas [Lecroisey e Pineau, 1972] sem nenhuma evidência de maclação interna [Kelly e Nutting, 1961]. Já a martensita induzida por deformação se apresenta na forma de ripas [Shirinivas *et al.*, 1995].

Em aços inoxidáveis austeníticos, a martensita induzida por deformação ocorre quando o aço é submetido a operações de conformação ou quando é usinado. A quantidade de martensita formada depende da temperatura de operação, da composição química dos aços (estabilidade da austenita) e do grau e taxa de deformação [Lacombe *et al.*, 1993] Para exemplificar, a Figura 3.12 mostra o comportamento da fração volumétrica de martensita induzida por deformação com a temperatura e a quantidade de deformação para um aço inoxidável austenítico AISI 304.

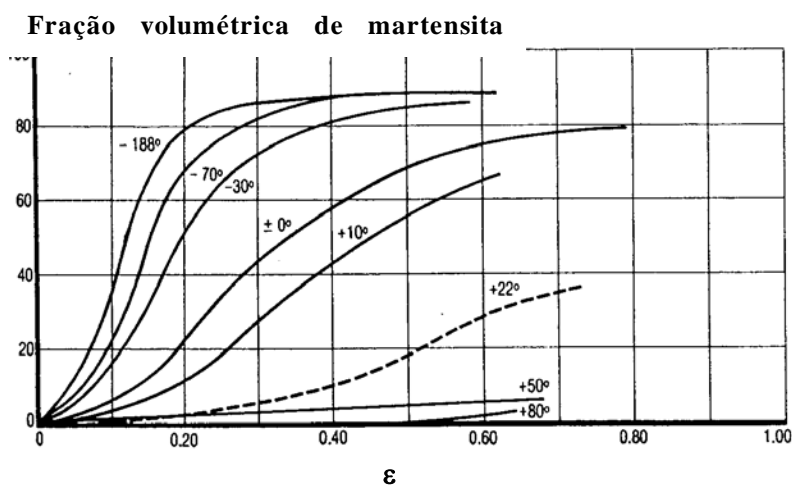


Figura 3.12: Efeito da deformação sobre a extensão da transformação martensítica em diferentes temperaturas para um aço inoxidável austenítico 18-8 [Lacombe *et al.*, 1993].

A composição química exerce grande influência na quantidade de martensita formada nos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis: a fração volumétrica de martensita é tanto



maior quanto menor for o valor da temperatura Md (temperatura acima da qual não ocorre transformação martensítica induzida por deformação]. Como a temperatura Md é difícil de ser determinada com exatidão, adota-se, então, a temperatura Md<sub>30</sub> como parâmetro para avaliar a estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica, quando essa é induzida por deformação. Md<sub>30</sub> é a temperatura na qual 50% de martensita é formada para uma deformação verdadeira de 0,3. Nohara *et al.* (1977) propuseram a seguinte expressão para relacionar o efeito dos elementos de liga (em % em peso) sobre a estabilidade da austenita.

$$Md_{30} = 551 - 462(\%C + \%N) - 9,2(\%Si) - 8,1(\%Mn) - 13,7(\%Cr) - 29(\%Ni + \%Cu) - 18,5(\%Mo) - 68,9(\%Nb) - 14,2(TG-8) \quad \text{Equação 3.14}$$

Esta equação mostra que tanto os elementos gamagêneos quanto os alfa-gêneos estabilizam a austenita em relação à martensita induzida por deformação. O tamanho de grão também afeta a estabilidade da austenita. Nohara *et al.* (1977) constataram que para determinadas condições de composição-deformação, aços de grãos pequenos formaram menos martensita que aqueles de granulação grosseira. Shrinivas *et al.* (1995) compararam o efeito do tamanho de grão na transformação martensítica em aços inoxidáveis austeníticos do tipo 304 e 316 e verificaram que a fração volumétrica de martensita formada aumentava com o decréscimo no tamanho de grão no aço 304 e que para o aço 316, o tamanho de grão não exercia influência alguma.

De acordo com Lacombe *et al.* (1993), a temperatura Md<sub>30</sub> não é o melhor critério para se avaliar a estabilidade da austenita em aços austeníticos metaestáveis. A determinação do coeficiente de encruamento, n, permite avaliar melhor a instabilidade da austenita, uma vez que o aparecimento da martensita durante a deformação leva a um aumento significativo no valor de n. No entanto, n é medido supondo que a equação  $\sigma = k\varepsilon^n$  seja obedecida. O expoente de encruamento, n, é um parâmetro constante na expressão matemática acima (na qual k é o coeficiente de resistência,  $\sigma$  e  $\varepsilon$  são a tensão e a deformação verdadeiras, além do próprio n, que já foi definido) usada para ajustar a curva tensão-deformação. Esta expressão

descreve bem o comportamento do fluxo plástico de vários metais e ligas, mas em alguns casos, como os dos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis, o ajuste dos pontos não é satisfatório e o valor de  $n$  não representa o comportamento do material. Por outro lado, a expressão oferece a vantagem de permitir uma comparação rápida entre as propriedades de diferentes metais e ligas, cujas curvas são bem representadas pela equação citada [Tegart, 1966].

### 3.3.3. Morfologia e Estrutura das Martensitas

Dois tipos de martensita podem ser formados quando aços inoxidáveis são submetidos à deformação: a martensita  $\epsilon$ , de estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) e a martensita  $\alpha'$ , cúbica de corpo centrado (CCC). A transformação  $\gamma \rightarrow \alpha'$  causa um aumento de volume de 2,57% e a transformação  $\gamma \rightarrow \epsilon$ , uma redução de volume de 0,81% [Padilha e Rios, 2002]. A martensita  $\epsilon$  é paramagnética e a martensita  $\alpha'$  apresenta forte magnetismo.

A martensita  $\alpha'$  é a mesma que se forma nos aços carbono, embora a quantidade de carbono nos aços inoxidáveis austeníticos seja baixa para induzir a distorção tetragonal da rede cristalina. Por isso, a martensita dos aços inoxidáveis tem a estrutura cúbica de corpo centrado.

A morfologia típica da martensita  $\alpha'$  é do tipo ripa (*lath*) sem a presença de maclas internas e com alta densidade de deslocações em seu interior [Kelly e Nutting, 1961]. A Figura 3.13 mostra uma estrutura de deslocações no interior de uma ripa de martensita:

As fases de estrutura hexagonal compacta geralmente ocorrem em baixas temperaturas e esse fato é válido para o caso da martensita  $\epsilon$  em aços inoxidáveis austeníticos [Lacombe *et al.*, 1993].

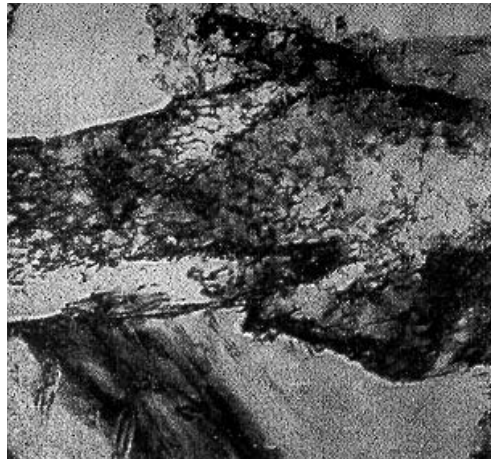


Figura 3.13: Aço inoxidável temperado a  $-196^{\circ}\text{C}$  mostrando alta densidade deslocações em uma ripa de martensita (x60000) [Kelly e Nutting, 1961].

O aparecimento da martensita  $\epsilon$  na transformação da austenita em ligas Fe-Ni-Cr foi relatado por Binder (1950), Cina (1955), Otte (1957), Breedis e Robertson (1963). Kelly e Nutting (1961) fizeram a suposição de que a fase  $\epsilon$  poderia estar associada a falhas de empilhamento e que estas falhas seriam os sítios de nucleação da fase martensítica. Lacombe *et al.* (1993) afirmam que a formação da martensita  $\epsilon$  e das maclas ocorre em presença de falhas de empilhamento através da superposição das mesmas e ambas (as maclas e a martensita) apresentam a forma de agulhas finas [Lacombe *et al.*, 1993].

#### **3.3.4. Mecanismos de Transformação da Austenita**

Vários estudos foram realizados sobre a formação das fases  $\epsilon$  e  $\alpha'$  em aços inoxidáveis austeníticos e a grande maioria estabelece que a seqüência de transformação é aquela na qual a martensita  $\epsilon$  se forma primeiro e então desaparece devido a sua transformação em martensita  $\alpha'$ .

Cina (1954) relata que a fração volumétrica de martensita  $\varepsilon$  aumenta com a deformação, passa por um máximo e decresce enquanto que a fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  cresce continuamente com a deformação. O autor concluiu então que a martensita  $\alpha'$  nucleava-se a partir de  $\varepsilon$ , sendo termodinamicamente mais estável que esta última. Venables (1962), Langneborg (1964), Lacrosey e Pineau (1972) usando filmes finos, mostraram que  $\alpha'$  se nucleava preferencialmente em interseções de duas placas de  $\varepsilon$ . Mangonon e Thomas (1970) trabalhando com aço inoxidável 304, confirmaram os resultados de Cina observando que a quantidade de  $\varepsilon$  variava com a deformação e que a fase  $\alpha'$  formava-se, de preferência, nas interseções das agulhas da fase  $\varepsilon$  com contornos de macla ou contornos de grãos. Os autores observaram que a fase  $\varepsilon$  se formava em baixas temperaturas, na ausência de deformação plástica, mas a fase  $\alpha'$  só aparecia após a deformação do material. Estes autores também constataram que a quantidade de  $\alpha'$ , para uma deformação de 20% e  $-196^{\circ}\text{C}$ , alcançava valores da ordem de 50%. Foi também observado que a quantidade de  $\varepsilon$  aumentava até 5% de deformação e depois diminuía, enquanto que a quantidade de martensita  $\alpha'$  aumentava, de forma contínua, com a deformação. Os resultados acima sugerem que a seqüência de transformação seria  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  [Padilha e Guedes, 2002]. As variações das frações volumétricas das martensitas  $\alpha'$  e  $\varepsilon$  em função da deformação em amostras tracionadas e laminadas a  $-196^{\circ}\text{C}$ , observadas por Seetharaman e Krishnan (1981) são mostradas na Figura 3.14 na qual, também, são apresentados os resultados obtidos por Mangonon e Thomas (1970).

Singh (1985) não detectou a fase martensítica  $\varepsilon$  em um aço inoxidável austenítico do tipo 321 deformado de 60% e atribuiu o resultado ao fato de que para esse nível de deformação, qualquer quantidade da fase  $\varepsilon$  que poderia ter-se formado, já se transformara em  $\alpha'$ .

Choi *et al.* (1996) estudaram a transformação martensítica induzida por deformação durante a trefilação de dois aços inoxidáveis austeníticos do tipo 304, sendo um deles de composição padrão e o outro com adição de cobre. Os resultados mostraram que a martensita  $\alpha'$  se nucleava, principalmente, nas interseções das maclas de deformação.

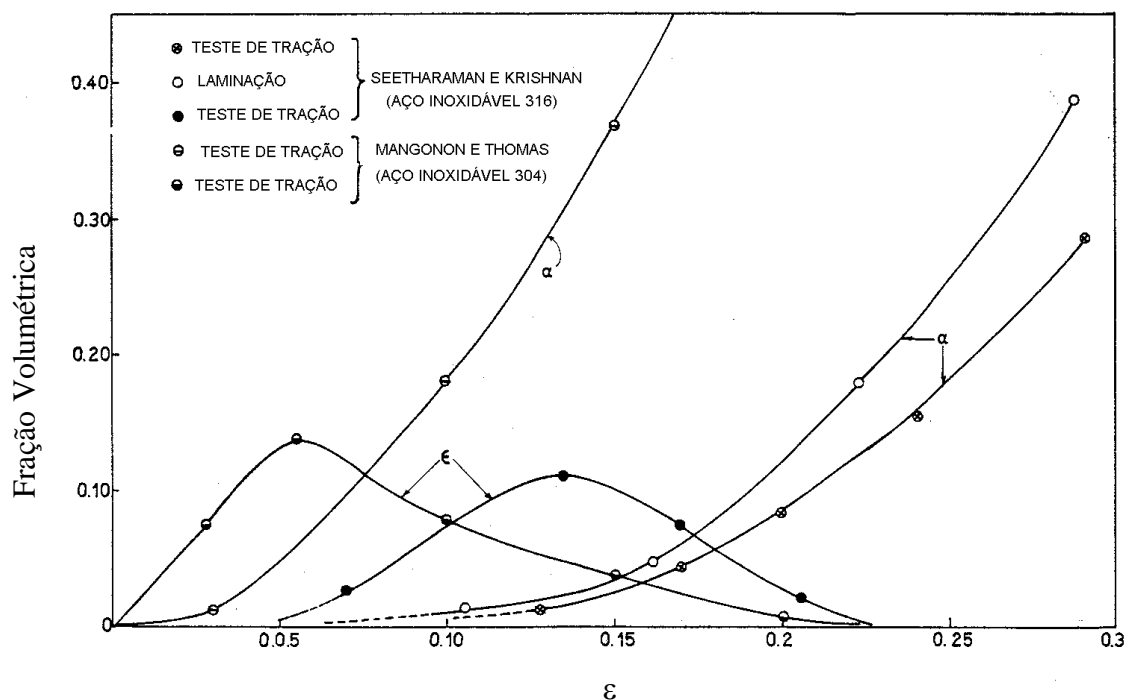


Figura 3.14: Variação das quantidades das martensitas  $\alpha'$  e  $\epsilon$  em função do grau de deformação para os aços austeníticos 304 e 316, segundo vários autores [Seetharaman e Krishnan, 1981].

Como os pesquisadores não encontraram a martensita  $\epsilon$ , eles concluíram que a sequência de transformação seria austenita  $\rightarrow$  macla de deformação  $\rightarrow$  martensita  $\alpha'$ . O efeito do cobre, juntamente com o aquecimento gerado pela deformação sobre a transformação martensítica, foi o de elevar a energia de falha de empilhamento resultando na formação de maclas com maior espaçamento entre si.

Shrinivas *et al.* (1995) também estudaram a influência do tamanho de grão sobre a transformação martensítica durante a laminação, à temperatura ambiente, em aços inoxidáveis austeníticos 304 e 316 observaram que o tamanho de grão só exercia influência sobre o aço inoxidável 304. A fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  sempre foi mais elevada no aço 304 que no aço 316, mesmo sendo submetidos ao mesmo grau de deformação. O efeito do tamanho de grão foi explicado em termos da energia de falha de empilhamento. O

menor valor da energia de falha de empilhamento do aço 304 ( $20\text{mJ/m}^2$ ) em comparação com o aço 316 ( $40\text{mJ/m}^2$ ) resulta em maior nível de escorregamento planar de deslocações que escorregamento cruzado e um maior número de cruzamentos de bandas de cisalhamento por unidade de área de contorno de grão.

O aço 316 é menos susceptível à transformação martensítica que o aço 304 e a nucleação da martensita nessa liga só foi observada para deformações mais elevadas. Um mesmo grau de deformação, por exemplo 18%, resulta em apenas bandas de cisalhamento no aço 316 enquanto que no aço 304, já ocorre a nucleação da martensita  $\alpha'$  [Shrinivas *et al.*, 1995].

### **3.4. ESTAMPAGEM**

#### **3.4.1. Embutimento Profundo**

Processos de conformação mecânica de chapas, amplamente classificados como operações de embutimento profundo ou estampagem, representam um vasto espectro de condições de fluxo metálico. As propriedades dos materiais que controlam suas aptidões à conformação variam com o tipo de operação de conformação de chapas. De um lado do espectro está a conformação de copos cilíndricos de base plana, na qual das duas deformações principais no plano da chapa, uma é positiva e a outra negativa e a variação da espessura é pequena. Do outro lado do espectro estão as operações envolvendo estiramento biaxial, operação na qual as duas principais deformações no plano da chapa são positivas o que implica em diminuição da espessura. Muitas operações situam-se entre esses dois extremos e dependendo do tipo de peça a ser conformada, o estiramento pode predominar em uma região enquanto que o embutimento pode prevalecer em outra [Hosford e Caddell, 1983].

O embutimento profundo é a base para a produção em massa de peças para aplicações diversas, indo desde a fabricação de latas para bebidas industrializadas até componentes estruturais e partes integrantes de automóveis. O embutimento profundo pode ser definido como um processo no qual um *blank*, geralmente seguro por um prensa-chapa, é forçado contra ou através de uma matriz por meio de um

punção para formar um copo raso no qual sua espessura é, praticamente, a mesma do material original [Handbook of Metal forming, 1985].

A tensão normal média,  $(\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3})$ , é de tração durante a operação de embutimento, sendo uma desvantagem para a obtenção de grandes deformações. Quando o embutimento é comparado aos processos de conformação massiva, nos quais as tensões médias normais são compressivas, as deformações obtidas em uma única operação de embutimento estão limitadas pelas máximas tensões de tração que não devem exceder o limite de resistência dos materiais. Porém, o limite de resistência do material em uma única operação de embutimento não coincide com o limite de conformação do material e devido a esse fato, embutimentos sucessivos podem ser realizados antes que o limite de conformação seja alcançado [Handbook of Metal Forming, 1985].

A Figura 3.15 ilustra, esquematicamente, duas operações de embutimento sucessivos: o embutimento seguido do reebutimento. O embutimento produz um copo de paredes baixas, proveniente do *blank* plano e no reebutimento (ou durante vários reebutimentos) o diâmetro do copo é diminuído, concomitantemente, com o aumento da altura de sua parede.

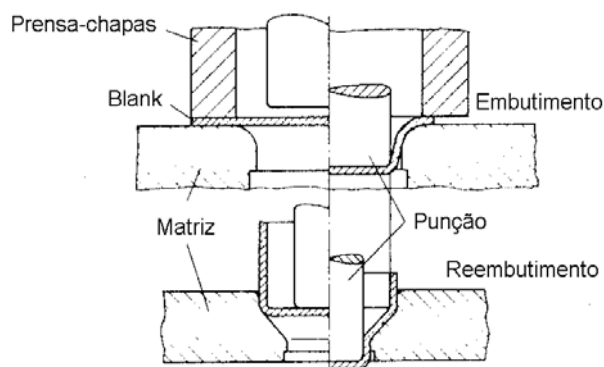


Figura 3.15: Diagrama esquemático apresentando os processos de embutimento e reebutimento [Handbook of Metal Forming, 1985].

Há, claramente, duas regiões de grande importância durante o processo de embutimento: o flange, onde a maior parte da deformação ocorre e a parede a qual deve suportar força suficiente para promover a deformação do flange. Se o diâmetro do *blank* (a pré-forma da operação de embutimento) for muito grande a força a ser transmitida ao flange será grande e causará a deformação da parede até a sua ruptura. Assim, a aptidão ao embutimento poderá ser expressa como a Razão Limite de Embutimento (LDR) que, teoricamente, é a maior razão obtida entre os diâmetros do *blank* e do copo embutido sem falha ( $d_b/d_c$ ) [Hosford e Caddell, 1983]. Existe um limite de redução de diâmetro que pode ser alcançado por um material durante o embutimento. Para materiais considerados isotrópicos, a razão entre os diâmetros do *blank* e do punção é considerada o limite para o qual o material pode ser embutido com sucesso [Hosford, 2005]. As razões de embutimento podem ser expressas da seguinte maneira:

$$DR = \frac{d_b}{d_p} \quad \text{Equação 3.15}$$

na qual  $d_b$  é o diâmetro do *blank* e  $d_p$  é o diâmetro do punção. Quando o material atinge o seu limite de embutimento, a razão de embutimento nesta condição é denominada Razão Limite de Embutimento (LDR). O diâmetro do copo pode ser aproximado pelo diâmetro do punção desde que a razão entre o raio do punção e a espessura da chapa seja bem maior que a unidade [Backofen, 1972].

O flange é indiretamente comprimido como efeito da tração do material sofrendo embutimento. Cada elemento no *blank* inicial deve ser suficientemente comprimido na direção circunferencial de modo a permitir que ele flua sobre o raio da matriz. Se a redução do diâmetro de um elemento no *blank* inicial for muito acentuada, as tensões de tração na parede do copo ultrapassarão o limite de resistência do material e ele romperá.



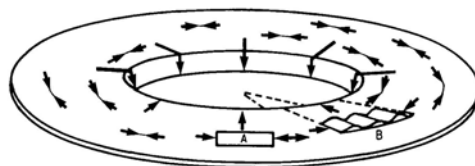


Figura 3.16: Tensões compressivas na periferia do *blank* durante o embutimento [Lacombe *et al.*, 1993].

### 3.4.2. Mecânica e Fluxo Metálico

Durante o embutimento, o *blank* é forçado a dobrar e dobrar reversamente para se conformar aos perfis do punção e da matriz. Enquanto o metal é empurrado para dentro da matriz, a parede do copo deve suportar uma tensão de tração axial necessária para puxar o flange para dentro da cavidade. A parede do copo também experimenta tensões de tração circunferenciais para manter o copo no diâmetro desejado. O flange fica sujeito à tração radial (Figura 3.17), devido à força exercida pelo punção e à compressão circunferencial porque ele é forçado a diminuir o seu diâmetro. Todos esses fatores influenciam a carga do punção e a distribuição final da espessura do copo [Dieter, 1984].

A força necessária para causar deformação não é diretamente aplicada à zona de deformação, mas ao punção que a transmite à base do copo e então ela é retransmitida, pelas paredes dos copos, à zona de deformação que se encontra no flange do copo [Handbook of Metal Forming, 1985].

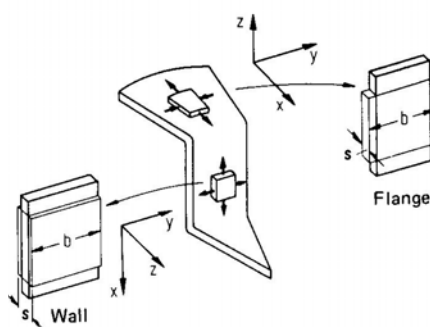


Figura 3.17: Diagrama esquemático representando o estado de tensões durante o embutimento profundo [Handbook of Metal Forming, 1985].

A maior carga de embutimento permitida está limitada pela força a ser transmitida à chapa na região da curvatura de concordância da base do punção, correspondente à transição da parede do copo para a base. Essa carga, chamada de carga de trincamento, será sempre maior que a força máxima de embutimento [Handbook of Metal Forming, 1985].

A carga de trincamento e a razão limite de embutimento são funções das propriedades do material da chapa. Esses parâmetros se tornam maiores quando o expoente de encruamento  $n$  ou o valor do coeficiente de anisotropia  $r$  aumentam [Handbook of Metal Forming, 1985].

### 3.4.3. Efeito das Propriedades dos Materiais

Algumas propriedades mecânicas dos materiais são importantes para obtenção de bons resultados nas operações de embutimento. A condição necessária para boa aptidão ao embutimento é a resistência mecânica diferenciada entre as partes que compõem o copo. As paredes dos copos devem ser fortes e resistentes à redução de espessura enquanto que o flange deve fluir facilmente para dentro da matriz. Essa condição pode ser conseguida pelo uso de um material anisotrópico com uma anisotropia que promova o aumento da deformação das paredes dos copos através de tensões de estado plano de deformação (em razão da restrição imposta pelo punção, uma vez que ele é rígido e não permite contração

circunferencial) em relação ao flange, que se deforma através de cisalhamento [Backofen, 1972]. Essa anisotropia (que é resultado de textura cristalográfica) pode ser obtida pelo processamento de um material que tenha maior resistência à deformação na direção da espessura que no plano da chapa [Dieter, 1984]<sup>2</sup>.

A variação das propriedades no plano da chapa é chamada de anisotropia planar enquanto que a variação das propriedades em relação à direção perpendicular ao plano da chapa é denominada de anisotropia normal ou Coeficiente de Anisotropia Plástica. Designado pela letra  $r$ , a anisotropia normal em qualquer direção da chapa é definida como a razão entre a deformação verdadeira na largura da chapa ( $\epsilon_w$ ) e a deformação da espessura ( $\epsilon_t$ ) quando um corpo de prova plano é solicitado sob tração uniaxial:

$$r = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} = \frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{t}{t_0}} \quad \text{Equação 3.16}$$

$w_0$  é a largura inicial de corpos de prova de tração,  $t_0$ , a espessura inicial e  $w$  e  $t$  são os valores de largura e espessura dos corpos de prova de tração após a deformação.

Materiais isotrópicos têm  $r=1$  indicando que as deformações sofridas por eles, nas direções da largura e da espessura, são iguais.  $r$  maior que a unidade significa que o material oferece maior resistência à deformação na espessura e  $r$  menor que um, caracteriza, exatamente, a situação oposta.

Em geral, o valor de  $r$  não é constante no plano da chapa mas se distribui ao longo de sua superfície variando com a direção de laminação como indicado pela Figura 3.18. A posição dos valores máximos de  $r$  em relação à direção de laminação da chapa depende do material

---

<sup>2</sup> Todas as referências a anisotropia fazem menção a  $r$  e não ao seu valor médio, embora, segundo Backofen, (1972) o valor médio seria mais adequado.

(mais propriamente de sua microestrutura) de seu processo de produção e do tratamento térmico ao qual foi submetido conforme pode ser visto na Figura 3.18, na qual se vê que o valor de  $r$  na direção de laminação (onde se encontra um máximo) está próximo de 1,7 enquanto que na direção perpendicular da laminação, o valor de  $r$  (também uma posição de máximo) situa-se em torno de 1,9 [Handbook of Metal Forming, 1985].

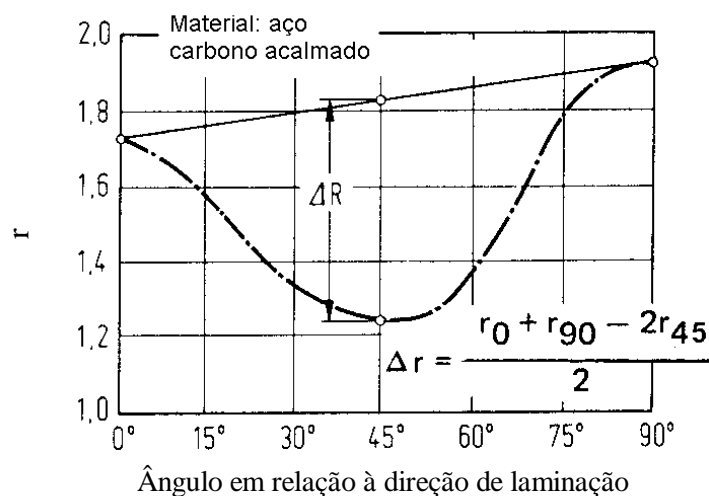


Figura 3.18: Distribuição dos valores de anisotropia normal em relação à orientação da direção de laminação [Handbook of Metal Forming, 1985].

A variação de  $r$  no plano da chapa também é uma propriedade do material e é definida como:

$$\Delta r = r_{\max} - r_{\min} \quad \text{Equação 3.17}$$

na qual  $r_{\max}$  e  $r_{\min}$ , são os valores máximo e mínimo, respectivamente, medidos em diferentes direções do plano da chapa. O Coeficiente de Anisotropia Planar também pode ser definido em função dos coeficientes de anisotropia normal medidos em ângulos de 0, 45 e 90° em relação à direção de laminação conforme a equação 3.18:

$$\Delta r = \frac{(r_0 + r_{90}) - (2r_{45})}{2} \quad \text{Equação 3.18}$$

O Coeficiente de Anisotropia Planar é responsável pela formação das orelhas em copos embutidos devido ao fluxo não homogêneo de material para dentro da matriz durante a conformação. A altura das orelhas será tanto mais elevada quanto maior for o valor de  $\Delta r$ .

Para estimar o comportamento das chapas em relação à operação de embutimento, normalmente se usa o valor médio ( a Anisotropia Normal) de  $r$ , ou  $\bar{r}$ , o qual é calculado a partir dos valores de  $r$  medidos em ângulos de  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação à direção de laminação:

$$\bar{r} = 0,25(r_0 + 2r_{45} + r_{90}) \quad \text{Equação 3.19}$$

A Razão Limite de Embutimento (LDR) é um parâmetro diretamente dependente de  $\bar{r}$  e que aumenta com o aumento de  $\bar{r}$ . Além disso, o uso de materiais que apresentam grandes valores de  $\bar{r}$  não só evita a diminuição excessiva de espessura da parede do copo, na região de transição entre a base e a parede, como também reduz a carga de embutimento.

As operações de embutimento profundo envolvem o estiramento ao redor do punção de uma forma mais complexa do que aparenta um copo cilíndrico de base plana. Então, não somente a anisotropia plástica apropriada, representada por  $r > 1$ , mas também a capacidade de encruamento do material, medida por  $n$ , influencia o desempenho do material na prensa. Enquanto apenas o embutimento radial puro ocorre, o coeficiente de anisotropia predomina; à medida que o estiramento se torna importante, o processo passa a ser controlado pelo valor do expoente de encruamento [Backofen, 1972].

O coeficiente de encruamento exerce influência sobre a razão limite de embutimento (LDR) e sobre a força exercida pelo punção nas paredes dos copos (força de embutimento). O

efeito do expoente de encruamento sobre a razão limite de embutimento não está claramente determinado. Embora alguns pesquisadores acreditem que  $n$  não influencia o LDR, foi observado que as cargas de embutimento e de trincamento são maiores para materiais que apresentam valores mais elevados de  $n$ ; assim há, sem dúvida, um efeito de  $n$  sobre LDR [Arbel, 1950; Ziegler, 1966]. Isso é especialmente verdade no início da operação na qual o processo não é exclusivamente de embutimento, mas uma combinação de embutimento e estiramento [Romanowski, 1967]. O estiramento é claramente auxiliado por um alto valor do expoente de encruamento. Portanto, para se obter razões de embutimento (DR) elevadas,  $n$  deverá ser elevado.

Züinkler (1973) mostrou analítica e experimentalmente que a razão limite de embutimento (LDR) é influenciada pelo expoente de encruamento. Seguindo uma relação tensão-deformação do tipo  $\sigma = K\varepsilon^n$ , (cujos termos já foram definidos previamente) Züinkler propôs a seguinte equação:

$$\ln(\text{LDR}) = \left( \frac{\eta_{\text{def}}}{1,1} \right)^{\frac{1}{n+1}} (n + 1) \quad \text{Equação 3.20}$$

Na qual  $\eta_{\text{def}}$  é a eficiência de deformação, definida pela razão entre os trabalhos ideal e real de deformação. O valor da eficiência de deformação pode ser aproximado pela razão entre a força necessária para promover uma deformação ideal e a força real de embutimento ( $\eta_{\text{def}} = \frac{F_{\text{ideal}}}{F_{\text{real}}}$ ). O valor da eficiência de deformação, em operações de embutimento, varia entre 0,5 e 0,7 [Siebel e Beisswänger, 1955]. O limite inferior da faixa se aplica a copos de paredes finas e o limite superior, a componentes de paredes mais espessas.

O expoente de encruamento também afeta a variação da força do punção durante a operação de embutimento. Em materiais que apresentam valores de  $n$  mais elevados, a força máxima desenvolvida durante o curso do punção, em uma operação de embutimento,

aparece mais próximo ao final da conformação. À medida que  $n$  aumenta, a força máxima ocorre para deslocamentos maiores do punção [Hosford e Caddell, 1983].

Com o intuito de se levar em conta os efeitos da anisotropia normal e do expoente de encruamento  $n$ , Whiteley (1960) e Mäde e Deh (1967) propuseram o uso do produto  $\bar{r}n$  para a caracterização do comportamento no embutimento dos materiais. Quanto maior o resultado do produto  $\bar{r}n$ , melhor será a aptidão ao embutimento.

#### **3.4.4. Reembutimento**

O reembutimento é utilizado quando se deseja produzir copos com paredes mais altas e base de menor diâmetro. O reembutimento pode ser um processo direto ou reverso. No primeiro caso (reembutimento direto), é necessária a presença de um prensa-chapas para suprimir o enrugamento na parede do copo durante a operação. No reembutimento reverso nem sempre o prensa-chapas está presente [Pearce, 1991].

O reembutimento com afinamento da parede, a operação de *ironing*, é usado para componentes cilíndricos cuja espessura da parede deverá ser menor, ou no máximo igual, ao chapa original [Handbook of Metal Forming, 1985].

A distribuição das tensões na zona de deformação é qualitativamente igual àquela que ocorre durante o embutimento. Devido à forma cônica da entrada da matriz, uma pressão normal adicional, causada por tensões compressivas tangenciais, pressiona o copo contra a parede da matriz [Lange, 1985]. Dessa forma, o copo reembutido é forçado a escoar para dentro da matriz causando deformação adicional.

#### **3.4.5. Testes Simulativos**

Existem três testes simulativos usados para verificar a adequação das chapas metálicas ao processo de embutimento: o teste de embutimento da cunha de Sachs, o teste de

embutimento de copos de Swift e o teste de embutimento de copos de Fukui. O mais utilizado é o de Swift, o qual foi padronizado pelo Grupo Internacional de Pesquisa em Embutimento Profundo (IDDRG) [Handbook of Metal Forming, 1985].

No método de Swift, *blanks* circulares de diâmetros crescentes são embutidos, com um punção de diâmetro fixo, para formarem copos de base plana. O parâmetro característico do teste é a Razão Limite de Embutimento (LDR) que representa a aptidão de um dado material ao embutimento através da razão entre o diâmetro do *blank* ( $d_b$ ) e o diâmetro do punção ( $d_p$ ):

$$\text{LDR} = \frac{d_b}{d_p} \qquad \text{Equação 3.21}$$

Os *blanks* vão sendo sequencialmente embutidos até que um copo tenha sido conformado apresentando ruptura em sua base. A razão limite de embutimento corresponde à razão de embutimento imediatamente anterior ao que sofreu ruptura. Quanto maior o valor de LDR, mais adequado será o material ao processo de embutimento. A maior desvantagem apresentada pelo método é o intenso trabalho realizado até a determinação exata da razão limite de embutimento.

#### **3.4.6. Características da Conformação dos Aços Inoxidáveis Austeníticos**

A conformação de chapas envolve trabalho a frio, tanto por embutimento quanto por estiramento. No caso da deformação por estiramento, é essencial que os aços inoxidáveis apresentem altos valores de deformação uniforme e boa capacidade de encruamento [Pickering, 1976]. Para os aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis, o encruamento, e por conseqüência sua conformabilidade em estiramento, sofre efeito da transformação martensítica durante a deformação [Rintamaa e Sulonem, 1982]. Essa transformação aumenta a capacidade de encruamento em virtude da martensita  $\alpha'$  aparecer dentro dos



grãos da austenita, principalmente nas interseções de bandas de cisalhamento, dificultando o movimento das deslocações.

A conformação por estiramento aumenta se a fração volumétrica de martensita formada é maior para deformações próximas ao início da estrição. Se ela ocorre no início do processo, no qual as deformações ainda são pequenas, o alongamento total será reduzido levando à falha prematura. Isso ocorre porque a martensita apresenta menor ductilidade que a matriz austenítica. Se, no entanto, a transformação está sincronizada com o aparecimento da estrição, a martensita formada tem a capacidade de estabilizar as estrições levando a uma capacidade de deformação adicional e maior alongamento total.

Para se obter bons resultados em embutimento, os aços inoxidáveis devem apresentar boa tenacidade, textura cristalográfica adequada e valores de coeficiente de anisotropia normal médio,  $\bar{r}$ , e  $n$  mais elevados. Operações de conformação de aços inoxidáveis austeníticos, sobretudo onde predomina o embutimento, são bem sucedidas quando o aço apresenta estrutura proveniente de um recozimento bem controlado no qual não são encontrados vestígios de ferrita  $\delta$ . A ferrita  $\delta$  aumenta a tensão de fluxo plástico e diminui a deformação uniforme. O tratamento térmico adequado, além de reduzir o limite de escoamento que resulta na redução da carga de conformação, evita o crescimento anormal do grão austenítico que tem efeito deletério sobre a conformação [Lacombe *et al.*, 1993]. Um defeito superficial produzido durante a conformação de aços, devido ao excessivo crescimento de grão e que afeta a aparência final da peça é o chamado efeito casca de laranja. Esse efeito é caracterizado pela formação de vales na superfície da peça estampada aparentando a casca de uma laranja. A distância entre os vales na superfície é da ordem de grandeza do tamanho de grão do material [Hosford e Caddell, 1983]. De acordo com Pickering (1984) e Lacombe *et al.* (1993) os aços inoxidáveis austeníticos tendem à formação de grãos grosseiros devido às altas temperaturas de tratamento térmico necessários à esta classe de aços, principalmente, no caso de recozimento intermediário de peças embutidas, no qual a temperatura não fica bem controlada. Assim é de grande

importância adequar a temperatura de tratamento térmico, compensando, caso necessário, pelo aumento do tempo de recozimento das peças.

Um mínimo de endurecimento por solução sólida também é condição requerida para uma boa conformabilidade em embutimento, sendo resultante da redução da adição de elementos de liga [Pickering, 1984].

A energia de falha de empilhamento também desempenha um papel importante no comportamento dos aços inoxidáveis austeníticos frente ao embutimento, sendo um dos fatores que controla o encruamento. Segundo Pickering (1984), o encruamento deve ser o mais baixo possível durante a operação de embutimento. Nessa condição, a energia de falha de empilhamento é alta, o que torna o escorregamento cruzado de deslocações dissociadas o principal mecanismo de deformação plástica [Mészáros *et al.*, 1996]. Isso diminui a capacidade de encruamento dos aços, o limite de resistência e o alongamento uniforme [Neff *et al.*, 1969; Pickering, 1984] favorecendo o embutimento. Mas, como visto anteriormente, o efeito do encruamento sobre o embutimento deve ser avaliado conjuntamente como o valor de  $\bar{r}$ , de forma a otimizar sua influência na operação de conformação por embutimento.

Em termos da transformação martensítica, os melhores resultados no embutimento são obtidos quando a reação for evitada durante a deformação. Quanto mais estável for o aço inoxidável austenítico, melhor é a sua aptidão ao embutimento devido à menor quantidade de martensita formada e diminuição da capacidade de encruamento. A quantidade de martensita formada também depende da energia de falha de empilhamento do material. Em metais de estrutura CFC, a adição de elementos de liga pode tanto aumentar quanto diminuir a energia de falha de empilhamento [Leslie, 1982]. Níquel, cobre e carbono, que estabilizam a austenita, aumentam a energia de falha de empilhamento dos aços inoxidáveis austeníticos, enquanto que outros elementos (silício, cromo e nitrogênio) a diminuem [Pickering, 1978]. Segundo Fukase *et al.* (1968), a probabilidade de formação da martensita

$\varepsilon$ , que alguns autores (Otte, 1957; Cina, 1958; Mangonon e Thomas, 1970) mostraram ser a precursora da martensita  $\alpha'$ , é maior em aços com energia de falha de empilhamento (EFE) mais baixas. Kestenbach (1977) afirma que em ligas CFC com baixa energia de falha de empilhamento, geralmente, se observa maclas de deformação. Como as maclas e a martensita  $\varepsilon$  possuem morfologias semelhantes, a diferenciação entre elas se torna mais difícil. Elementos de liga que diminuem a energia de falha de empilhamento favorecem a nucleação de maclas em tensões mais baixas [Singh, 1985]. De acordo com Pickering, (1978), aços mais estáveis à transformação martensítica provavelmente possuem alta energia de falha de empilhamento resultando em uma estrutura celular de deslocações. A estrutura celular de deslocações acarreta uma menor capacidade de encruamento.

### **3.5. TENSÕES RESIDUAIS NA CONFORMAÇÃO MECÂNICA**

#### **3.5.1. Aspectos Gerais**

Quando um metal está sendo plasticamente deformado, tensões internas freqüentemente, são criadas devido, primeiramente, à incompatibilidade de deformação, ou seja, aos diferentes níveis de deformação experimentados em diferentes locais e ao mesmo tempo. A diferença existente entre os níveis de deformação possui várias causas [Wang e Gong, 2002]:

1. A diferença de resistência entre fases que coexistem no material;
2. Diferentes deformações acomodadas em diferentes locais devido à restrições provenientes de pressões exercidas sobre as peças de trabalho;
3. Gradientes de temperatura em diferentes locais.

Estas tensões internas ou tensões residuais podem permanecer no material após o final do processo de conformação na forma de tensões residuais.

O mais típico e simples exemplo do efeito das tensões residuais é o efeito Bauschinger, um comportamento que reflete o efeito da reversão da direção de deformação em um corpo de prova. Se um metal é plasticamente deformado em uma determinada direção, por exemplo, sob tração e medido o seu limite de escoamento, essa mesma propriedade quando medida no sentido oposto, em compressão, é geralmente mais baixa do que aquela medida em tração. Da mesma maneira, se a deformação do material começar por compressão, a resposta desse material ao esforço trativo posterior resultará em um limite de escoamento mais baixo que aquele obtido inicialmente. Este efeito é devido, em parte, às tensões residuais desenvolvidas durante a deformação inicial [Wang e Gong, 2002].

Em geral, tensões residuais podem ser definidas como tensões internas de auto-equilíbrio, que existem em uma peça que não está sendo submetida a forças externas, inclusive a gravitacional, ou restrições em suas bordas [Riley-Gledhill, 1986]. As tensões residuais surgem da resposta elástica do material à distribuição não homogênea de deformações não elásticas.

As tensões residuais são subdivididas em duas categorias, as macrotensões e as microtensões, estando esta divisão relacionada à distância sobre a qual as tensões apresentam variações significativas. As macrotensões são distribuídas sobre áreas apreciáveis, da ordem da dimensão da peça analisada [ASME Handbook, 1953]. Já as microtensões apresentam variações no padrão e na magnitude sobre distâncias da ordem microestrutural, ou seja, de grão para grão ou dentro de um próprio grão. Ambos os tipos de tensões são resultantes de deformação não homogênea causada por forças externas. As tensões residuais produzidas nos processos de conformação a frio são todas do tipo macrotensões.

### **3.5.2. Métodos de Medição**

Os vários métodos usados para a determinação das tensões residuais são baseados em relaxações mecânicas, raios-X, espectroscopia Raman, ultrasonografia e métodos

magnéticos [ASME Handbook, 1953] (estes três últimos estão, sumariamente, descritos nos apêndices). Segundo Teodósio (2002), em aços, os métodos mais utilizados são os de relaxação mecânica (o de furo cego e anel) e o de difração de raios-X. As principais características destes métodos estão descritas a seguir.

### **3.5.2.1. Métodos de relaxação mecânica**

Os métodos de relaxação mecânica, bastante usados pelos pesquisadores, representam métodos nos quais uma peça com tensões residuais muda de forma depois que, delas, são removidas partes ou camadas por meio de usinagem, perfuração, lixamento ou decapagem. As mudanças de forma e as deformações resultantes são de pequena magnitude e devem ser medidas com muita exatidão. A partir dessas medições, as tensões residuais são calculadas usando as equações de elasticidade. As pequenas deformações podem ser, em alguns casos medidas através de *strain gauges*.

No método do furo cego, obtém-se um furo de cujo diâmetro pode variar entre 1 e 4mm e com profundidade semelhante. Utiliza-se uma roseta de 3 elementos de extensômetros (strain gauges) para medir as deformações ao longo do furo. No método do anel (*ring core*) é obtido um anel de, pelo menos, 15mm de diâmetro interno e com profundidade variando entre 25% e 150% do valor de seu diâmetro. Utiliza-se a roseta de 3 elementos de extensômetros para medir as deformações no interior do anel [Teodósio, 2002].

### **3.5.2.2. Método da difração de raios-X**

O método da difração dos raios-X é baseado na cristalinidade dos materiais. Os materiais cristalinos têm espaçamento interatômico regular que pode ser modificado por tensões elásticas, mas não por deformações plásticas. O comprimento de onda característico de um feixe de raios-X é da mesma ordem de magnitude do espaçamento interatômico.

A difração de raios-X é um método mais vantajoso que os métodos de relaxação mecânica por não ser um método destrutivo. Além do mais, as tensões residuais podem ser determinadas em pequenas áreas onde aparecem grandes tensões residuais ou esteja presente um gradiente de tensão. O feixe de raios-X, geralmente, tem pequena penetração no interior de peças feitas em aço, da ordem de micrômetros. Dessa forma, apenas as tensões superficiais, de estado biaxial, são detectadas nos metais porque as tensões normais próximas à superfície livre são sempre relaxadas nessa região. [Barret e Massalski, 1966].

Se o objetivo é medir tensões triaxiais mais profundas em uma peça *synchrotrons* fornecem feixes mais intensos de raios-X de alta energia. Esses raios-X têm o poder de penetração mais elevado que os raios-X convencionais, em torno de 1-2mm em muitos materiais [NPL – National Physical Laboratory].

### **3.6. O FENÔMENO DE *DELAYED CRACKING***

Devido às suas propriedades, em especial elevados valores de alongamento uniforme, os aços inoxidáveis austeníticos apresentam excelente conformabilidade, principalmente na deformação por estiramento. No entanto, a aptidão ao embutimento dos aços austeníticos metaestáveis não é tão boa quanto a dos aços ferríticos [Hosford e Caddell, 1983; Ikegami *et al.*, 1999] devido principalmente, ao coeficiente de anisotropia normal médio ( $\bar{r}$ ), que para os aços inoxidáveis austeníticos situa-se em torno de 1. Esse valor é baixo quando comparado ao dos aços ferríticos. Além do mais, quando esses aços são severamente deformados no embutimento, eles ficam sujeitos ao fenômeno de *Delayed Cracking*, que às vezes não ocorre logo após o final da operação de conformação, mas em horas, dias e até meses após o embutimento [Frehn e Bleck, 2003].

O fenômeno de *Delayed Cracking* é caracterizado pelo surgimento de trincas no topo de um copo embutido e que se desenvolvem linearmente em direção à sua base.

Na busca por um aço inoxidável austenítico com melhor desempenho nas operações de estampagem que envolve embutimento e que seja menos susceptível ao fenômeno de *Delayed Cracking*, vários pesquisadores [Schaller *et al.*, 1972; Hoshino, 1977; Sumitomo, 1978; Sumitomo *et al.*, 1981; Ikegami *et al.*, 1999, Kim *et al.*; 1999, Frehn e Bleck, 2003] se lançaram ao estudo do fenômeno e o relacionaram, principalmente, à composição química. Porém, ainda segundo estes mesmos autores, o fenômeno também dependeria de outras variáveis que estão correlacionadas à composição química e que atuariam conjuntamente para o aparecimento do trincamento posterior: as tensões residuais, o gradiente de fração volumétrica de martensita induzida por deformação, a estrutura das deslocações e o efeito do hidrogênio.

Segundo Hosford e Caddell (1983) grandes tensões residuais permanecem nas paredes dos copos, após o embutimento devido aos dobramentos sofridos pelo material ao adentrar a matriz. Tensões residuais de tração são formadas no lado externo do copo e de compressão no lado interno. Essas tensões, que são maiores nas proximidades da borda dos copos, induzem um momento de dobramento em suas paredes que é contrabalançado por tensões circunferenciais desenvolvidas na borda. Em alguns materiais estas tensões circunferenciais podem levar ao rasgamento das paredes dos copos como no caso da corrosão sob tensão. O fenômeno é mostrado na Figura 3.19:

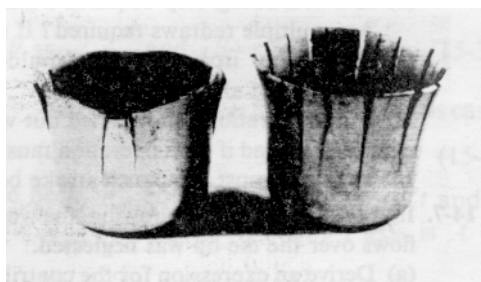


Figura 3.19: Copos que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking* [Hosford e Caddell, [1983].

### 3.6.1. Influência da Composição Química dos Materiais

O efeito da composição química dos aços inoxidáveis austeníticos sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* está diretamente ligado à estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica. Está bem estabelecido que quanto maior a estabilidade da austenita, menor é a quantidade de martensita induzida por deformação. Hoshino (1977) afirma que além da composição química, a microestrutura e a resistência mecânica do material influenciam o comportamento dos aços inoxidáveis austeníticos em relação ao fenômeno de *Delayed Cracking*. A estabilidade da austenita determina a microestrutura, por controlar a fração volumétrica de martensita induzida por deformação e essa, por sua vez, influencia a resistência do material, pois o comportamento plástico dos aços inoxidáveis metaestáveis, representado por sua curva de fluxo, reflete a contribuição do encruamento da austenita, a transformação da austenita em martensita e a resistência da própria martensita [Ludwigson e Berger, 1969].

Segundo Hoshino (1977), os elementos intersticiais carbono e nitrogênio (este último com menor intensidade) aumentam a resistência da martensita e, conseqüentemente, dos aços inoxidáveis austeníticos, diminuindo sua tenacidade. Assim sendo, a presença desses elementos intersticiais, em teores mais elevados, aumenta a susceptibilidade dos aços ao fenômeno de *Delayed Cracking*.

Sumitomo (1978), Sumitomo (1981) e Kim *et al.* (1999) chegaram a conclusões parecidas a respeito da influência do carbono e nitrogênio sobre o *Delayed Cracking*. Segundo esses autores, quanto menores forem as quantidades de carbono e nitrogênio, maior será a propensão de ocorrência. A explicação dada por Kim *et al.* (1999) para a diminuição da propensão ao *Delayed Cracking*, quando se reduz o teor de nitrogênio e carbono, está no fato de que a fase austenítica contendo menos intersticiais é mais propensa a transformação martensítica. Estas reduções tornaram os aços inoxidáveis austeníticos menos susceptíveis aos efeitos do hidrogênio e, conseqüentemente, ao fenômeno de *Delayed Cracking*.



De maneira geral, quando o teor de carbono é alto, o efeito do nitrogênio é quase imperceptível. No entanto, quando os aços apresentam teores de carbono mais baixos, o aumento do teor de nitrogênio eleva a propensão ao surgimento do fenômeno de *Delayed Cracking*. A Figura 3.20 ilustra estas observações. Nesta figura o fenômeno de *Delayed Cracking* foi avaliado através do parâmetro LDR-DC, que é a razão limite de embutimento do *Delayed Cracking*, e corresponde à razão de embutimento (DR) para a qual pelo menos um, em uma série de copos estampados nessa razão de embutimento, sofreu trincamento após o término da conformação, por um período de tempo de observação pré-determinado.

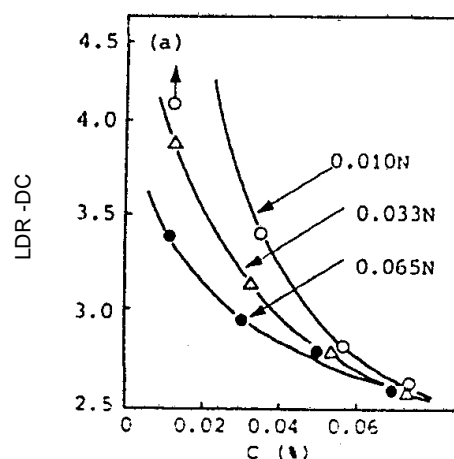


Figura 3.20: Efeito dos intersticiais carbono e nitrogênio sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* de aços inoxidáveis austeníticos. Composição base: aço inoxidável AISI 304 [Sumitomo, 1978].

A Figura 3.21 apresenta os resultados dos estudos realizados por Sumitomo *et al.* (1981) em aços inoxidáveis austeníticos derivados do AISI 304, nos quais foram variados os teores de carbono, níquel, cobre e manganês em suas composições químicas. Os autores chegaram a conclusão de que a susceptibilidade de ocorrência do fenômeno diminuía acentuadamente quando se decresciam os teores de carbono e nitrogênio e elevavam os de níquel e cobre.

Sumitomo (1978) e Kim *et al.* (1999) verificaram que o fenômeno de *Delayed Cracking* ocorria em aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 com teor reduzido de níquel,

apesar de apresentarem excelente aptidão à conformação por embutimento. Sumitomo (1978) ainda afirma que o aumento no teor de manganês auxilia na redução da susceptibilidade da ocorrência do fenômeno, mas seu efeito não é tão evidente quanto o da redução de níquel.

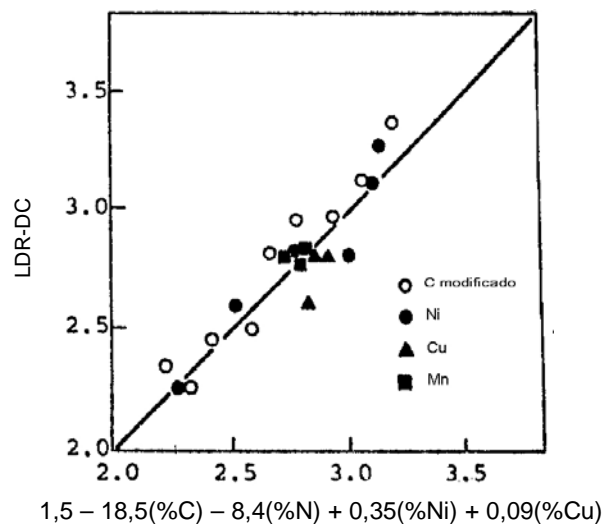


Figura 3.21: Efeito da composição química sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 [Sumitomo *et al.*, 1981].

A influência do níquel sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* é mostrada na Figura 3.22, na qual se observa que o valor do LDR-DC é diretamente proporcional ao teor de níquel. Quanto maior o teor de níquel, menor é a possibilidade de ocorrência do fenômeno [Sumitomo, 1978], o que confirma os resultados de Sumitomo *et al.* (1981).

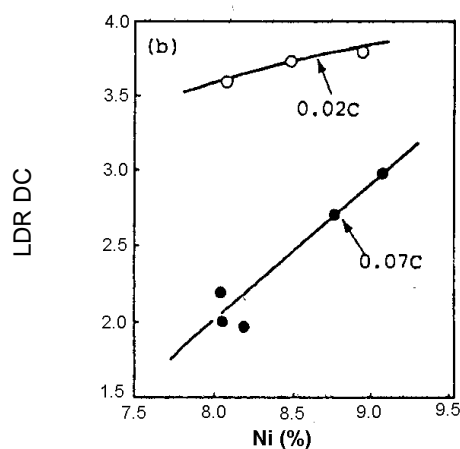


Figura 3.22: Efeito do teor de níquel sobre a razão limite de embutimento do *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis do tipo AISI 304 [Sumitomo, 1978].

A Figura 3.22 mostra, também, que quando o teor de carbono nos aços inoxidáveis é relativamente baixo, o valor de LDR-DC é geralmente mais alto e o efeito da variação do teor de níquel sobre o LDR-DC se torna menos efetivo.

De acordo com Shimizu *et al.* (1970) e Sumitomo *et al.* (1981), adições de cobre aos aços inoxidáveis austeníticos provocam alterações em suas propriedades mecânicas, aumentando o alongamento total, diminuindo a taxa de encruamento além de elevar a energia de falha de empilhamento sendo este fato também constatado por Dulieu e Nutting, (1964) e Kim *et al.* (1999).

Ikegami *et al.* (1999) afirmam que adições de cobre têm grande eficácia sobre a capacidade de embutimento de aços inoxidáveis austeníticos, melhorando, consideravelmente, a sua aptidão a esse tipo de conformação. Para tanto, a quantidade máxima desse elemento na composição química dos aços inoxidáveis austeníticos seria de três por cento em massa. Já Shimizu *et al.* (1970) verificaram que o teor de cobre que mais favoreceu o desempenho dos aços inoxidáveis na conformação na prensa situava-se em torno de (2%) em peso. Segundo Ikegami *et al.* (1999), teores acima de 3% em peso afetariam a trabalhabilidade a quente desta classe de aços.

Também foi estudado por Ikegami *et al.* (1999) o efeito da adição de alumínio, concomitantemente com o cobre, sobre as propriedades mecânicas e de conformação dos aços inoxidáveis austeníticos. O alumínio, como o cobre, tem a capacidade de elevar a energia de falha de empilhamento desta classe de aços além de melhorar sua conformabilidade por embutimento. Avaliada pelo valor da altura do copo embutido, a conformabilidade por embutimento dos aços estudados por Ikegami *et al.* (1999) em função do Ni equivalente (índice de medida da estabilidade da austenita) proposto por eles pode ser observado na Figura 3.23.

Como pode ser visto na Figura 3.23, a aptidão ao embutimento é significativamente aumentada pela co-adição de cobre e alumínio aos aços, apresentando seu maior valor para um índice de estabilidade situado em torno de 22. Também pode ser observado que o aumento do teor de carbono atua beneficemente sobre a conformação por embutimento dos aços contendo cobre e alumínio.

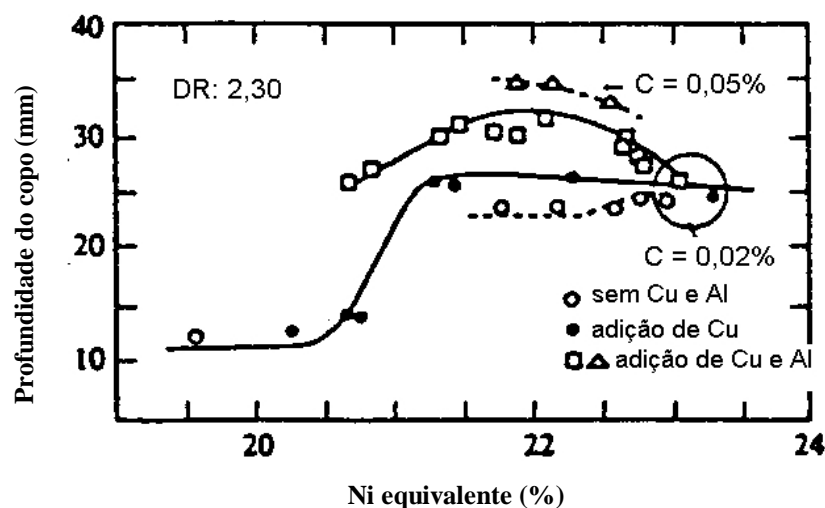


Figura 3.23: Efeito dos elementos de liga e Ni equivalente sobre a aptidão ao embutimento dos aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 [Ikegami *et al.*, 1999]

O efeito conjunto dos teores de cobre, alumínio e hidrogênio sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* em chapas de aços que sofreram recozimento do tipo *bright annealing* também foi avaliado por Ikegami *et al.* (1999). Neste tipo de recozimento o teor de hidrogênio se eleva bastante e esse fato acelera o trincamento posterior. Como pode ser visto na Figura 3.24 o aço denominado 304J1<sup>3</sup>, que contém teores mais elevados de cobre níquel e apenas traços de alumínio, apresentou número de trincas crescente com o aumento da razão de embutimento DR. No entanto, o aço com adições de cobre mais alumínio não apresentou trincamento, mesmo para razões de embutimento mais elevadas e na presença do hidrogênio.

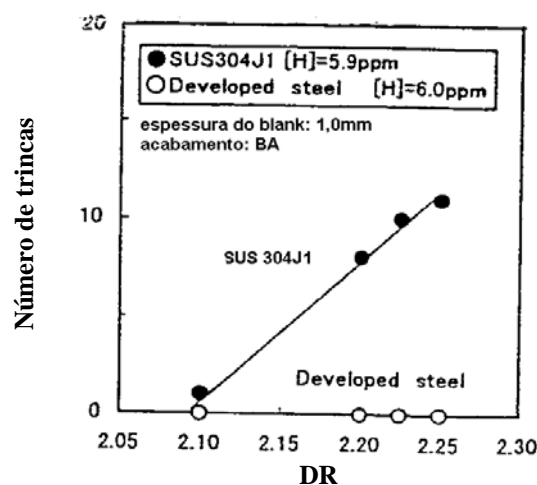


Figura 3.24: Susceptibilidade ao fenômeno de *Delayed Cracking* em chapas de aços inoxidáveis austeníticos submetidas ao recozimento tipo *bright annealing* (BA) em aços inoxidáveis do tipo AISI 304 [Ikegami *et al.*, 1999].

<sup>3</sup> Composições químicas de alguns aços inoxidáveis estudados por Ikegami *et al.*, (1999) (% em peso).

Aço	C	Ni	Cu	Al	N	Cr
<i>Developed Steel</i>	0,045	7,62	2,78	0,55	0,008	16,24
304J1	0,039	6,54	2,46	-	0,065	17,35

Kim *et al.* (1999) também estudaram a susceptibilidade ao fenômeno de *Delayed Cracking* de aços inoxidáveis austeníticos de composição derivada do aço AISI 304, com e sem adição de cobre, e observaram que o fenômeno foi menos acentuado com o aço com cobre, apesar de ter apresentado o Ni equivalente mais baixo (devido à redução dos intersticiais carbono e nitrogênio). Os autores atribuíram a menor intensidade ao efeito da composição química: o cobre provocou a elevação da energia de falha de empilhamento e redução dos efeitos das deslocções sobre a deformação (neste caso, o aço passou a deformar-se por escorregamento cruzado) e à redução dos teores dos elementos intersticiais carbono e nitrogênio. Assim estes autores propõem que a elevação do teor de cobre e a redução dos teores de carbono e nitrogênio são relevantes para melhorar o comportamento dos aços inoxidáveis austeníticos em relação ao *Delayed Cracking*.

Variações na energia de falha de empilhamento além de afetar os modos de deformação, também alteram a estrutura das deslocções, sua distribuição, o comportamento frente à corrosão e as características da transformação martensítica em aços inoxidáveis [Dulieu e Nutting, 1964].

### **3.6.1.1. Efeito da composição química dos aços sobre a dureza dos copos**

O efeito da introdução do cobre e do alumínio à composição química do aço inoxidável AISI 304 sobre a dureza de copos é vista no gráfico da Figura 3.25, que apresenta a distribuição dessa propriedade em copos semi-embutidos (nos quais ainda existe uma parte do flange) de aços inoxidáveis austeníticos estudados por Ikegami *et al.* (1999).

A Figura 3.26 mostra os resultados das medições de dureza de copos embutidos em função da variação de carbono e níquel em aços inoxidáveis austeníticos tendo como base a composição química do aço inoxidável AISI 304. Observa-se desta figura que quanto maior o teor de carbono e menor o de níquel, maior é a dureza das bordas dos copos, posição na qual se origina o fenômeno de *Delayed Cracking*. Segundo Sumitomo (1978), estas observações correspondem à tendência de que o aumento da dureza está relacionado aos baixos valores de LDR-DC.

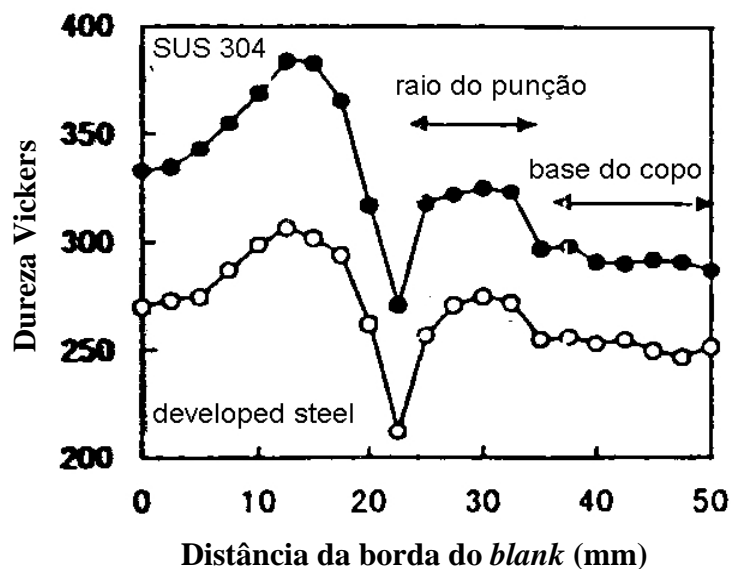


Figura 3.25: Distribuição de dureza ao longo da superfície de copos embutidos por Ikegami *et al.* (1999) O aço com adições de cobre e alumínio é o que apresenta a designação de *Developed Steel*. Composição química base: aço AISI 304.

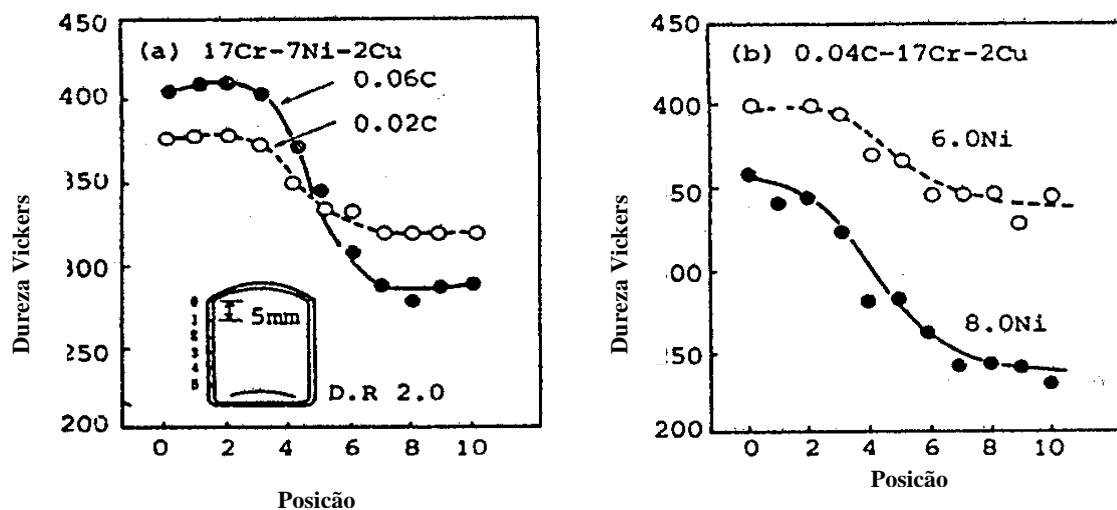


Figura 3.26: Efeito da composição química sobre a dureza de copos embutidos de aços inoxidáveis do tipo AISI 304 [Sumitomo, 1978].

Em relação ao efeito da composição química, o aço com adições de cobre e alumínio estudado por Ikegami *et al.* (1999) apresentou níveis de dureza menores que o aço austenítico AISI 304, em qualquer parte do copo, apesar de possuir maior fração volumétrica de martensita induzida por deformação. É de se notar que a diferença de dureza entre os dois materiais, na região do flange, é mais pronunciada que na base dos copos, indicando que a tensão residual de fluxo para deformar o flange do copo do aço com coadição de cobre e alumínio foi menor. Sumitomo (1978) observou que a dureza na borda dos copos é tanto maior quanto maior for a quantidade de carbono e menor a de níquel presente na composição química dos aços.

### **3.6.2. Influência da Martensita Induzida por Deformação**

O fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos parece ocorrer somente naqueles aços que sofrem substancial transformação de austenita para martensita durante as operações de conformação [Schaller *et al.*, 1972]. Em virtude da diferença de deformação sofrida pelo *blank* durante a operação de embutimento (Figura 3.27) quantidades diferentes de martensita são induzidas ao longo da parede dos copos embutidos. Esse fato foi constatado por Sumitomo (1978), Ikegami *et al.* (1999), Kim *et al.* (1999) Frehn e Bleck (2003). O gráfico da Figura 3.28 apresenta a variação da distribuição de martensita formada em copos não completamente embutidos (ou semi-embutidos) de aços inoxidáveis austeníticos, nos quais ainda permanece um pequeno flange. Este gráfico também apresenta o efeito da adição de cobre e alumínio ao aço inoxidável AISI 304 sobre a formação da martensita nos copos embutidos.



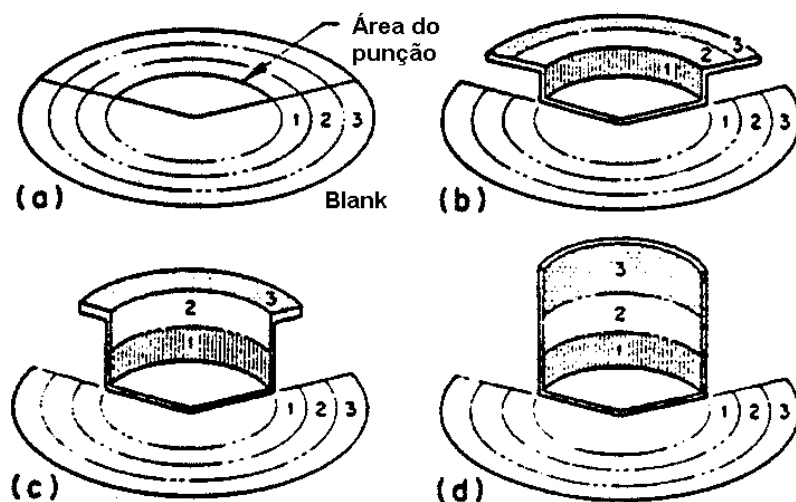


Figura 3.27: Variação do fluxo metálico em um copo, na operação de embutimento, a partir de um *blank* plano [ASM Handbook].

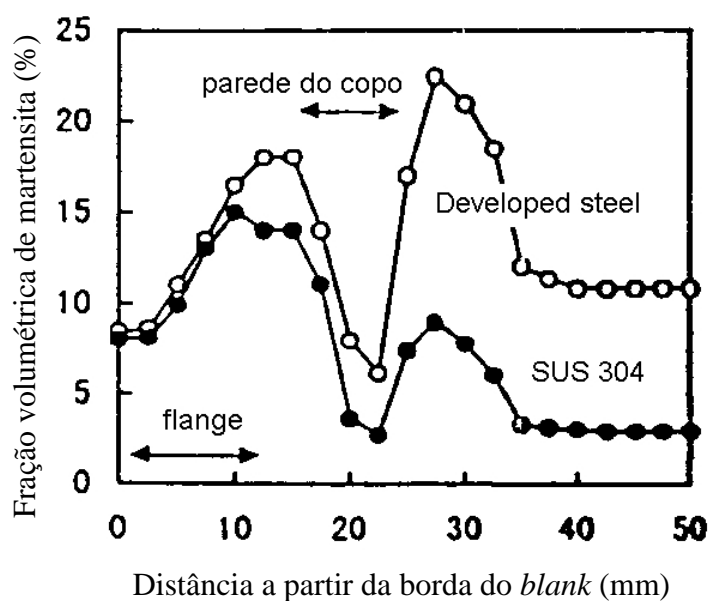


Figura 3.28: Distribuição de martensita em copos semi-embutidos para aços inoxidáveis austeníticos com co-adições de cobre e alumínio (*developed steel*) e o aço AISI 304 [Ikegami *et al.*, 1999].

A Figura 3.28 mostra, claramente, a existência de níveis diferenciados de frações volumétricas de martensita nas diferentes partes do copo semi-embutido. Contando a partir da borda do flange, a fração volumétrica de martensita induzida aumenta até atingir o topo do copo e decresce novamente até o raio da base do copo. No local onde o material estava em contato com o raio do punção a quantidade de martensita aumenta consideravelmente e declina, novamente, na base plana do copo.

Em relação ao efeito da composição química dos materiais sobre a formação da martensita (Figura 3.28), comparando-se o copo conformado com o aço com adições de alumínio e cobre e aquele embutido com o tradicional aço AISI 304, o primeiro sempre apresentou quantidades mais elevadas de martensita induzida por deformação, independente da região analisada. A maior diferença registrada de quantidades de martensita formadas entre os copos dos aços analisados ocorreu nas bases.

As distribuições de fração volumétrica de martensita ao longo da parede e base de copos de aços inoxidáveis, completamente conformados, estão apresentadas no gráfico da Figura 3.29, na qual também pode ser avaliado o efeito do hidrogênio sobre a indução da fase martensítica. Apesar de terem sido submetidos ao mesmo nível de deformação e serem do mesmo material, o copo com maior teor de hidrogênio apresentou fração volumétrica de martensita induzida por deformação mais elevada, sugerindo que o hidrogênio contribuiu para a desestabilização da austenita. Observa-se do gráfico que a maior diferença de quantidades de martensita formadas ocorreu na borda dos copos, local de formação das trincas característica do fenômeno de *Delayed Cracking*. Nesta mesma posição, houve uma ligeira diferença no comportamento da distribuição da fração volumétrica de martensita induzida por deformação entre os dois materiais, mas de maneira geral, ambos apresentam o mesmo padrão.

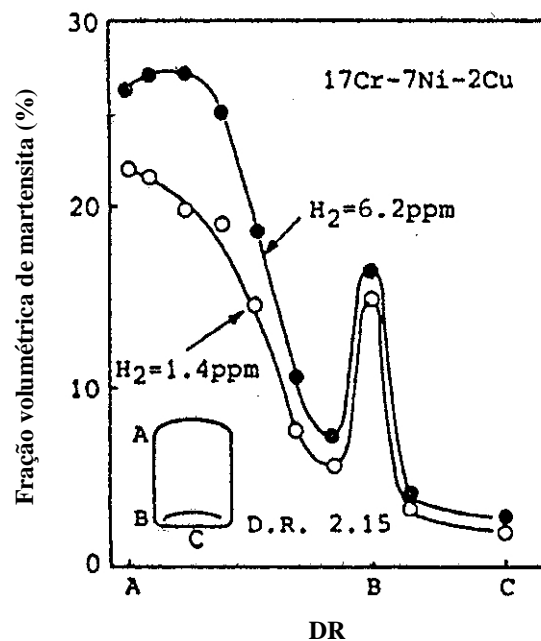


Figura 3.29: Efeito da composição química sobre a fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  induzida por deformação em copos embutidos de aços inoxidáveis austeníticos de composição derivada do aço AISI 304 [Sumitomo, 1978].

Sabe-se que o aumento da fração volumétrica de martensita induzida pela conformação eleva tanto a dureza dos aços inoxidáveis quanto as tensões residuais que levam à abertura das trincas.

De acordo com Sumitomo (1978), o aumento na fração volumétrica de martensita induzida por deformação provocava o aumento da dureza e também da tensão residual dos copos embutidos. Os aços estudados por Ikegami *et al.* (1999) apresentaram comportamento inverso pois confrontando-se os resultados da Figura 3.28 e da Figura 3.25 observa-se que o aço que mais sofreu transformação martensítica foi o que apresentou menores níveis de dureza.

Frehn e Bleck (2003) atribuíram o fenômeno de *Delayed Cracking* às tensões residuais deixadas nas bordas dos copos. Segundo os autores, estas tensões residuais seriam

consequência do gradiente de fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  formado nas paredes dos copos. Em seus estudos com aços inoxidáveis austeníticos, eles detectaram 5% de martensita  $\alpha'$  na base dos copos e acima de 40% na borda. O fenômeno de *Delayed Cracking* ocorreu nos copos embutidos dos aços que formaram altas quantidades de martensita  $\alpha'$ , acima de 35%, durante o processo de embutimento ou que apresentaram um alto gradiente de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos.

### 3.6.3. Influência das Tensões Residuais

Como dito anteriormente, o fenômeno de *Delayed Cracking* está relacionado às tensões residuais em copos embutidos. As trincas, normalmente, aparecem na direção longitudinal e segundo Wang e Gong (2002), são resultantes de tensões circunferenciais nas paredes dos copos. Considera-se que as tensões residuais sejam causadas pelo dobramento reverso do material à saída da matriz [Wang e Gong, 2002]. A Figura 3.30 que apresenta a distribuição de tensões residuais através da espessura de um copo embutido de aço carbono (0,23% de carbono) permite verificar estas suposições. Os círculos e quadrados da Figura 3.30 correspondem às tensões residuais medidas através do método de Sach, as linhas (sólida e pontilhada) foram resultados de análises numéricas e  $\sigma_l^*$  e  $\sigma_t^*$  representam tensões residuais nas direções longitudinal e circunferencial (ou tangencial), respectivamente. Os resultados obtidos numericamente apresentam boa concordância com os dados experimentais.

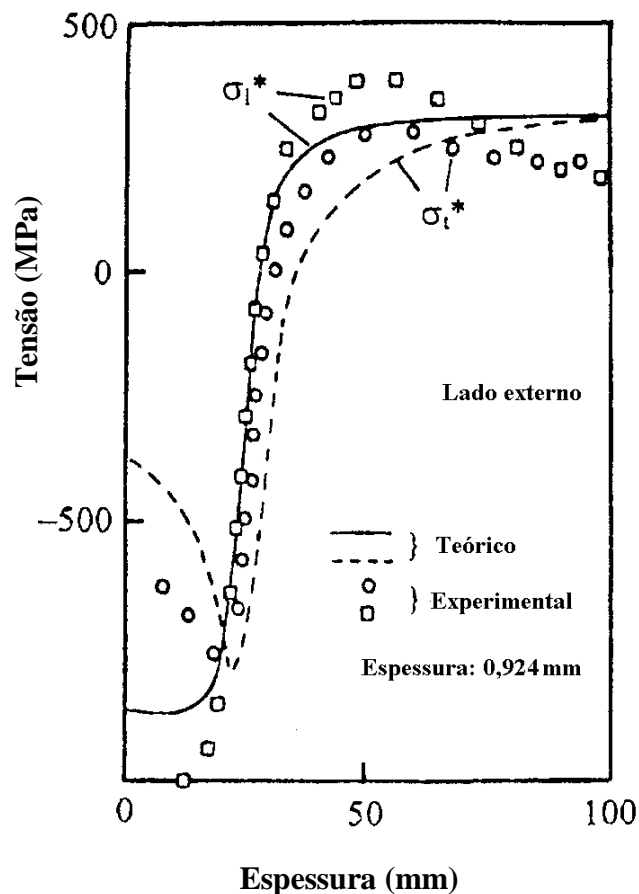


Figura 3.30: Tensões residuais medidas à meia altura da parede de um copo embutido [Saito e Shimahashi, 1979].

Na superfície interna do copo foram medidas tensões residuais de compressão muito mais severas que as tensões de tração deixadas em sua superfície externa. É possível que a distribuição de tensões residuais na espessura da parede dos copos embutidos seja alterada se a medição for realizada bem próxima à borda do copo. Nesse caso, talvez as tensões de tração fossem mais críticas que as de compressão, desencadeando o processo de formação de trincas. No caso dos aços inoxidáveis austeníticos, outras variáveis além das tensões residuais, também afetariam a formação do fenômeno de *Delayed Cracking*.

Berrahmoune *et al.* (2006) mediram tensões residuais devido à martensita (pela técnica de difração de raios-X) em copos conformados com aço inoxidável austenítico 301 em duas razões de embutimento (DR) iguais a 1,89 e 2,0. Eles observaram que as tensões foram positivas e evoluíram pelas paredes dos copos, a partir das bordas, alcançando valor máximo na posição correspondente à metade da altura do copo, como se observa na Figura 3.31. Tensões residuais causadas pela martensita em copos conformados com aço inoxidável austenítico 301 nas razões de embutimento (DR) de 1,89 e 2,0, foram medidas por Berrahmoune *et al.*, 2006.

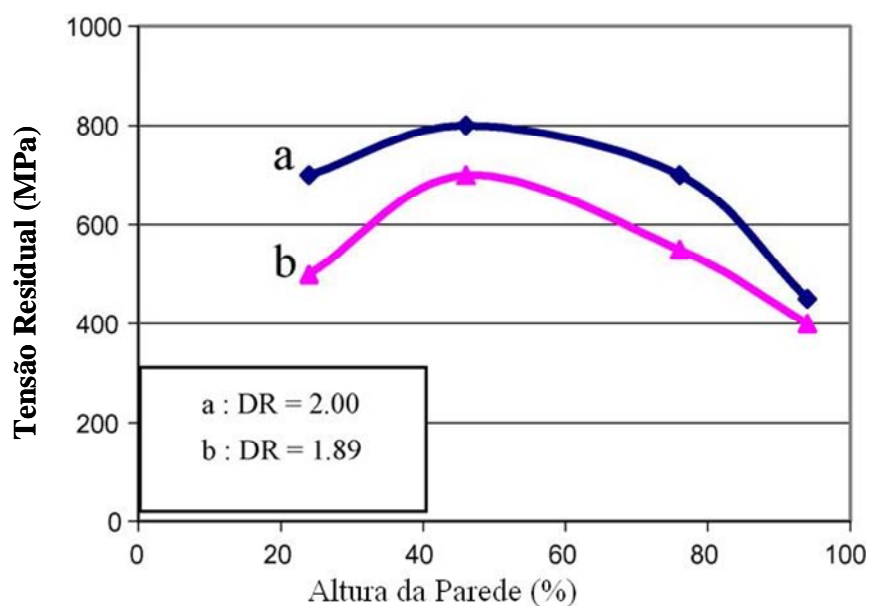


Figura 3.31: Tensões residuais causadas pela martensita em copos conformados de aços inoxidáveis austeníticos 301 nas Razões de Embutimento (DR) 2,0 e 1,89 [Berrahmoune *et al.*, 2006].

Os autores relataram que o fenômeno de *Delayed Cracking* manifestou apenas no copo conformado na razão de embutimento de 2,0 e que de acordo com a Figura 3.31, as tensões residuais medidas na martensita deste copo foram maiores que aquelas determinadas no copo embutido na razão de embutimento (DR) de 1,89. Também não se pode deixar de mencionar que, apesar de não ter manifestado o fenômeno de *Delayed Cracking*, os valores

das tensões residuais medidos no copo conformado com a razão de embutimento de 1,89 foram bastante elevados.

É possível relacionar alguns parâmetros que regem a aptidão dos aços inoxidáveis ao embutimento profundo com as tensões residuais. As tensões residuais circunferenciais mantêm com a força máxima de embutimento uma relação linear (Figura 3.32) [Ikegami *et al.*, 1999]. Quanto maiores forem as forças máximas de embutimento, maiores serão as tensões residuais circunferenciais. Como pode ser observado da Figura 3.32, nos aços estudados por Ikegami *et al.* (1999), aqueles que contêm os maiores teores de cobre (*developed steel* e SUS304J2) foram os que apresentaram os menores níveis de tensão residual e as menores forças máximas de embutimento.

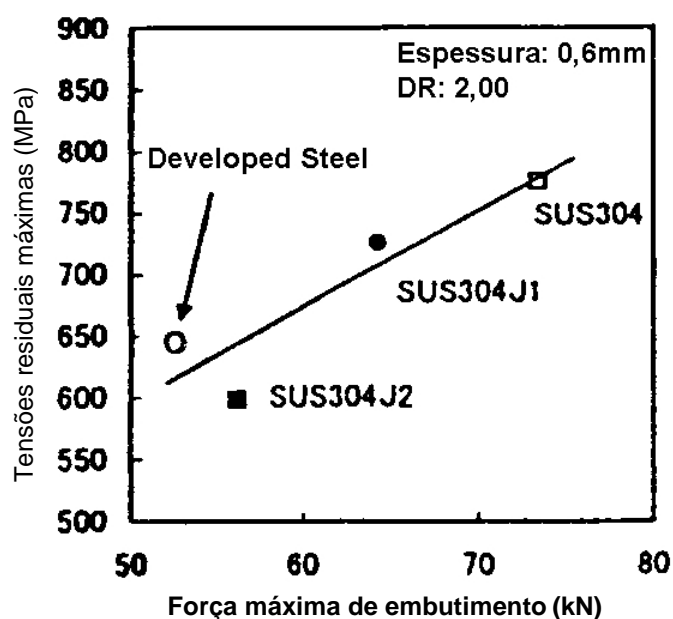


Figura 3.32: Relação entre a força máxima de embutimento e a tensão residual circunferencial em aços inoxidáveis austeníticos [Ikegami *et al.*, 1999].

A Figura 3.33 mostra a relação entre a força máxima de embutimento e a razão de embutimento (DR). Nessa figura, a força máxima de embutimento para o aço contendo cobre e alumínio (*developed steel*) foi menor que aquela desenvolvida para o aço contendo

apenas teor residual de alumínio (nesse caso, os teores de cobre dos aços comparados são próximos entre si) para qualquer razão de embutimento.

As tensões residuais também são causadas pela diferença de resistência entre fases co-existent. No caso dos aços inoxidáveis austeníticos, as fases martensítica e austenítica estão presentes na estrutura desses aços. Quando comparada à fase austenítica, a martensita causa muito mais tensões residuais [Kim *et al.*; 1999, Sumitomo, 1978], principalmente, se ela comporta quantidades consideráveis de carbono e nitrogênio o que faz com que a martensita apresente alta densidade de deslocamentos e alta dureza [Sumitomo, 1978].

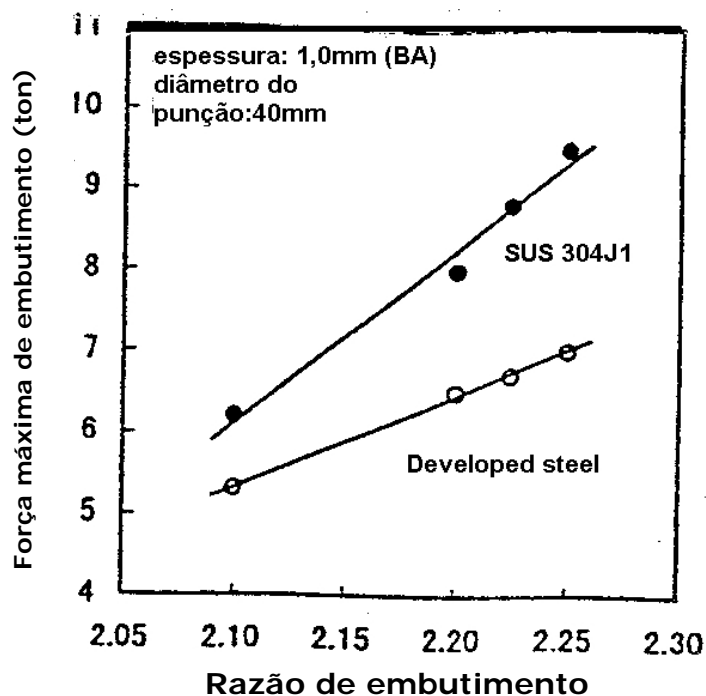


Figura 3.33: Força máxima de embutimento em função da razão de embutimento (DR) para aços austeníticos do tipo AISI 304 [Ikegami *et al.*, 1999].

Kim *et al.* (1999) observaram que as tensões residuais deixadas em copos embutidos com certo grau de orelhamento eram diferentes quando medidas nos vales ou nos picos e este fato se tornava mais pronunciado se o recozimento feito nos aços fosse do tipo *bright annealing* (BA). Também foi constatado por eles que as tensões residuais nos vales eram



muito mais elevadas que nos picos o mesmo acontecendo com a fração volumétrica de martensita induzida por deformação (martensita  $\alpha'$ ).

Como já foi relatado, a composição química dos aços inoxidáveis exerce grande influência sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* e segundo Sumitomo (1978) e Kim *et al.* (1999) aços com teores reduzidos de níquel apresentam maior propensão ao trincamento posterior. A Figura 3.34 mostra o valor das tensões residuais medidas em copos de aços inoxidáveis austeníticos, na posição onde foram constatados os maiores valores de dureza (veja Figura 3.29 e Figura 3.25). De acordo com a Figura 3.34, quanto maior for a quantidade de carbono e menor a de níquel, maiores se tornam as tensões residuais e a susceptibilidade ao fenômeno de *Delayed Cracking*.

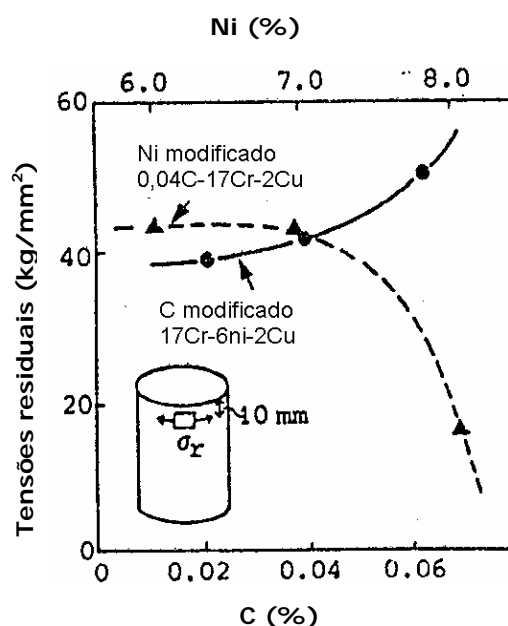


Figura 3.34: Efeito da composição química sobre as tensões residuais de copos embutidos de aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 [Sumitomo, 1978].

### 3.6.4. Influência do Hidrogênio

Após examinar vários copos embutidos de aços inoxidáveis (201, 301, 304L e 316) com variadas estabilidades da fase austenítica, avaliadas pela presença ou não de magnetismo

em suas paredes, Schaller *et al.* (1972) verificaram que apenas os copos conformados com os aços 201 e 301 apresentaram forte magnetismo em suas paredes e sofreram o fenômeno de *Delayed Cracking*. Segundo os autores, houve uma substancial transformação de austenita para martensita durante a conformação e que esse fato seria um pré-requisito para a ocorrência do fenômeno. Schaller *et al.* (1972) verificaram que as trincas formadas eram bastante semelhantes àquelas nucleadas em aços de alta resistência nos quais o trincamento era controlado pela difusão do hidrogênio.

Baseado na morfologia das trincas, Schaller *et al.* (1972) atribuíram o fenômeno de *Delayed Cracking* à fragilização do material devido ao hidrogênio interno ou dissolvido que entrou no material devido à etapa de decapagem durante seu processamento. Carregando catodicamente um copo embutido de aço inoxidável 201, previamente recozido para eliminação do hidrogênio interno e da possibilidade de ocorrência espontânea do fenômeno, trincas do mesmo tipo que apareceram no fenômeno de *Delayed Cracking* foram induzidas em dezenove minutos. Comparando-se as trincas surgidas espontaneamente (devido à contaminação pelo hidrogênio durante a decapagem) e aquelas devido ao fornecimento de hidrogênio por carregamento catódico, Schaller *et al.* (1972) constataram que em ambos os casos, as falhas apareceram como uma mistura de trincas transgranulares e intergranulares e com aspectos gerais muito parecidos (Figura 3.35). Com base nessas observações, Schaller *et al.* (1972) concluíram que o fenômeno de *Delayed Cracking* era devido ao efeito do hidrogênio em aços inoxidáveis que apresentavam quantidades apreciáveis de martensita induzida por deformação formada durante o embutimento.

A influência do hidrogênio no fenômeno de *Delayed Cracking* é muito mais pronunciada quando o recozimento sofrido pelos aços inoxidáveis é do tipo *bright annealing* (BA) [Sumitomo, 1978; Bressanelli e Moskowitz, 1965].

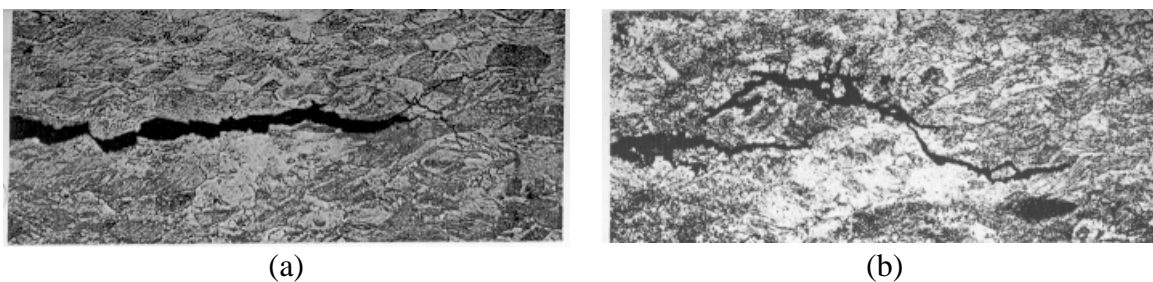


Figura 3.35: a) Aspecto das trincas formadas devido ao fenômeno de *Delayed Cracking* em um aço inoxidável 201 à temperatura ambiente, b) trincamento de um aço inoxidável 201 induzido por carregamento catódico com hidrogênio [Schaller *et al.*, 1972].

Para ilustrar o efeito do hidrogênio sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* a Figura 3.36 apresenta razões limite de embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) medidas em aços inoxidáveis austeníticos que foram submetidos ao recozimento ao ar ou ao tipo *bright annealing* (BA) em atmosfera de amônia.

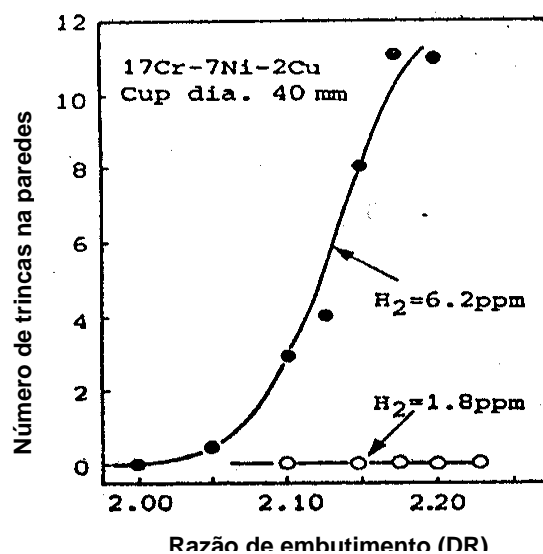


Figura 3.36: Efeito da quantidade de hidrogênio sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos. Círculos abertos correspondem ao recozimento ao ar e os fechados, do tipo *bright annealing*. Composição química base: aço AISI 304. [Sumitomo, 1978].

Observa-se na Figura 3.36 que aços com teores mais baixos de hidrogênio não apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*, mesmo em razões de embutimento mais altas. Já com o aço que foi submetido ao *bright annealing*, o teor de hidrogênio se elevou bastante e o fenômeno ocorreu em baixas razões de embutimento. O hidrogênio parece aumentar a instabilidade da austenita em relação à transformação martensítica gerando uma maior quantidade de martensita induzida por deformação [Sumitomo, 1978].

Kim *et al.* (1999) também verificaram que copos embutidos com aços que sofreram o recozimento do tipo *bright annealing*, apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking* de forma mais severa, sobretudo quando os aços eram mais instáveis em relação à transformação martensítica, ou seja, quanto mais martensita fosse formada durante a conformação.

Ainda segundo Kim *et al.* (1999) o aumento na quantidade de martensita parece acelerar o efeito fragilizante do hidrogênio. Nos materiais deformados, existe um grande número de defeitos (deslocações, contornos de fase, etc.), além da própria martensita nos quais pode ocorrer um acúmulo de hidrogênio. Considerando que o coeficiente de difusão do hidrogênio na martensita é algumas ordens de grandeza mais elevado que na austenita, mas a sua solubilidade é muito mais baixa, a concentração de hidrogênio não pode ser mantida acima da condição de saturação e esse fato favorece a sua desgaseificação. De acordo com Kim *et al.* (1999), o hidrogênio que se difundiu para a martensita  $\alpha'$  tem dificuldade para escapar porque esta fase está circundada de grãos de austenita não transformada (onde sua difusividade é baixa) levando ao aumento da concentração crítica de hidrogênio da deformação localizada o que facilitaria a ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*.

Em suma, Kim *et al.* (1999) concluíram que o fenômeno de *Delayed Cracking* em aços austeníticos seria causado pelo efeito combinado da fragilização pelo hidrogênio, quantidade de martensita formada e tensões residuais (devido à transformação da austenita).

### 3.6.4.1. Efeitos superficiais induzidos pelo hidrogênio

A introdução de hidrogênio na estrutura de um aço austenítico pode causar-lhe modificações microestruturais (aumento de deslocações, falhas de empilhamento, martensita  $\epsilon$ , martensita  $\alpha'$ ) e fratura retardada [Brass e Chêne, 2006, Pan *et al.*, 2003; Miranda, 1987]. Esses efeitos se manifestam sem a necessidade de aplicação de qualquer tensionamento externo. As alterações que os aços austeníticos sofrem quando carregados com hidrogênio são consideradas como efeitos superficiais porque enquanto a solubilidade do hidrogênio na austenita é maior que na ferrita, seu coeficiente de difusão naquela microestrutura é várias ordens de grandeza menor. Assim quando contaminado, o aço passa a possuir uma camada fina muito rica em hidrogênio na superfície em comparação com o interior do material, criando um gradiente de concentração. Essa camada está sob forte tensão o que permite que os efeitos superficiais, tais como transformação da austenita em martensita  $\epsilon$  ou  $\alpha'$ , nela ocorram [Miranda, 1987].

As modificações microestruturais ocorrem durante a hidrogenação do aço inoxidável (carregado eletroliticamente ou via gasosa) e na qual a transformação da austenita, de estrutura cúbica de face centrada, em martensita  $\epsilon$ , hexagonal compacta, é o efeito mais pronunciado. Após hidrogenação, muito do hidrogênio escapa facilmente do aço [Metals Handbook, vol. 11] e durante esse processo de desgaseificação, verifica-se o surgimento da martensita  $\alpha'$  (de estrutura cúbica de corpo centrado) [Miranda, 1987]. De acordo com Holzworth e Louthan (1968) as fases induzidas na austenita pelo hidrogênio são cristalograficamente idênticas àquelas obtidas por deformação a frio.

Durante a hidrogenação, a austenita sofre transformação de fase para martensita  $\epsilon$  devido à presença do hidrogênio, que além de tensionar mecanicamente a estrutura causa o abaixamento da energia de falha de empilhamento do aço [Holzworth e Louthan, 1968]. Esse abaixamento de energia simplifica o processo de formação das falhas através de um mecanismo de deslizamento cruzado. A formação da martensita  $\epsilon$  a partir da austenita

ocorre como resultado da propagação dessas falhas de empilhamento. O tensionamento mecânico é resultante da alta fugacidade do hidrogênio na superfície da amostra, durante a hidrogenação catalítica, podendo atingir valores de  $10^8$  atm. Essa enorme pressão poderia provocar a decomposição da austenita em martensita  $\epsilon$ . Na desgaseificação, a saída do hidrogênio solicita a superfície do aço em tração resultando no surgimento da martensita  $\alpha'$ . Essa fase não retém o hidrogênio devido à baixa solubilidade desse elemento em sua estrutura cúbica de corpo centrado [Miranda, 1987].

Ainda durante o processo de desgaseificação do aço, o nível de tensionamento superficial (sem aplicação de sollicitação externa) é tão elevado que material não é só severamente deformado superficialmente, mas também pode ter o seu limite de resistência à tração excedido de forma muito localizada, onde surgem as trincas que nucleiam e crescem com o tempo de hidrogenação.

#### **3.6.4.2. Interações do hidrogênio com a rede cristalina**

Após a sua entrada no aço, a acomodação do hidrogênio na rede cristalina cúbica de face centrada não é muito fácil, tendo em vista que ele tende a ocupar os interstícios octaédricos. Estes espaços intersticiais possuem diâmetro igual a  $0,515 \text{ \AA}$ , enquanto que o raio atômico do hidrogênio é da ordem de  $1 \text{ \AA}$  [Miranda, 1987; Hoelzel *et al.* 2004]. Admite-se que o hidrogênio não se distribua homogeneamente pelos sítios intersticiais. Acredita-se que ele prefira locais de maiores concentrações de tensão, tais como interfaces, contornos de grãos e regiões contendo localmente mais defeitos [Miranda, 1987].

Devido à sua estrutura austenítica, os aços inoxidáveis austeníticos são menos sensíveis à fragilização pelo hidrogênio devido à sua baixa difusividade na estrutura cúbica de face centrada dessas ligas apesar de alta solubilidade do H nessa classe de materiais [Herms *et al.*, 1999, Miranda, 1987]. O coeficiente de difusão (D) do hidrogênio na austenita pode ser expresso por [Louthan *et al.* 1975]:

$$D = 4,7 \times 10^{-7} \exp(-12.900 / RT) \quad [\text{m}^2/\text{s}] \quad \text{Equação 3.22}$$

Essa equação fornece  $D = 1,47 \times 10^{-15} \text{m}^2/\text{s}$  para a austenita a  $25^\circ\text{C}$ . No entanto, em estruturas cúbicas de corpo centrado, como é o caso da ferrita e da martensita  $\alpha'$ , a difusão do hidrogênio é várias vezes maior apesar de sua baixa solubilidade nessas estruturas. A equação abaixo, que foi desenvolvida por Hagi (1994), expressa o coeficiente de difusão do H na martensita:

$$D = 5,8 \times 10^{-8} \exp(-4,5 / RT) \quad [\text{m}^2/\text{s}] \quad \text{Equação 3.23}$$

Dessa equação, obtém-se  $D = 5,76 \times 10^{-8} \text{m}^2/\text{s}$  como coeficiente de difusão do hidrogênio na martensita à temperatura de  $25^\circ\text{C}$ , que é bem superior ao apresentado pela austenita. Utilizando-se como base esse coeficiente de difusão, estima-se que a área afetada pelo hidrogênio no aço inoxidável austenítico deformado, contendo grande quantidade de martensita, após um período de 24h seja de  $0,005 \text{m}^2$  ( $x^2 \approx Dt$ ). Para o mesmo período de tempo considerado, a área afetada pelo hidrogênio no aço inoxidável austenítico é de  $1,27 \times 10^{-10} \text{m}^2$  ( $x^2 \approx Dt$ ). De acordo com dados, verifica-se que a martensita desempenha o importante papel de facilitar o transporte do hidrogênio para o interior do material.

### 3.6.4.3. Fragilização do aço inoxidável austenítico pelo hidrogênio

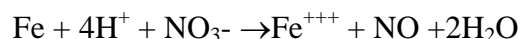
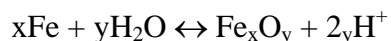
Foi originalmente relatado por Troiano (1960) que a fragilização dos metais causada pelo hidrogênio é um processo controlado por difusão e acúmulo desse elemento em um campo de tensões triaxiais (com grande componente hidrostática) no qual a solubilidade do hidrogênio é localmente aumentada. O acúmulo de hidrogênio nessas regiões decresce a coesão da rede cristalina levando à formação de microtrincas.

O processo de fragilização pelo hidrogênio depende de três principais fatores: (1) a origem do hidrogênio, (2) o processo de transporte do hidrogênio de sua fonte para os locais onde ele interage com o metal para causar sua fragilização e (3) o mecanismo de fragilização [Eliaz *et al*, 2002].

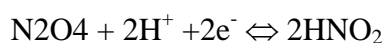
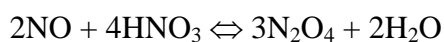
O hidrogênio pode entrar no material através de processos metalúrgicos (gases de proteção em tratamentos térmicos, por exemplo), soldagem, ou por reações na superfície do material (proteção catódica, decapagem, esmaltagem e galvanoplastia) [Metals Handbook, vol. 12].

No processo de fabricação dos aços inoxidáveis austeníticos, há uma etapa de decapagem utilizada para remoção de carepa [Lacombe *et al.*, 1993, Catálogo Acesita] e na qual pode ocorrer uma contaminação com o hidrogênio. A taxa de adsorção do hidrogênio nos aços depende do tipo e concentração dos ácidos utilizados na decapagem, a temperatura do processo, o tempo de decapagem. Ácidos altamente ionizáveis (ácidos fortes) como é o caso dos ácidos clorídrico, sulfúrico e fluorídrico, podem causar fragilização severa dos aços [Metals Handbook, vol 11]. Em um banho composto por ácidos nítrico e fluorídrico algumas reações químicas podem ocorrer [Lacombe *et al.*, 1993]:

Dissolução do metal base: o hidrogênio atômico é liberado por reações ocorridas entre o ferro e a solução de decapagem :

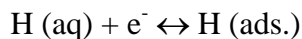


Equilíbrio na solução:

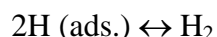




Átomos de hidrogênio liberados ficam adsorvidos nas superfícies dos aços:



O hidrogênio adsorvido pode permanecer no aço na forma atômica ou pode recombinar para formar hidrogênio molecular [Al-Nabulsi, 2003];



Para o aço inoxidável austenítico, a solubilidade  $s$  do hidrogênio à temperatura ambiente, calculada pela expressão proposta por Louthan *et al.* (1975) é da ordem de 67ppm atômicos de hidrogênio em solução sólida.

$$s = 1,28 \times 10^6 \exp(-1.400 / RT) \quad [\text{mol/m}^3 \text{ atm}^{1/2}] \quad \text{Equação 3.24}$$

Na equação acima,  $R$  é a Constante Universal dos gases e  $T$  a temperatura Kelvin.

Em aços inoxidáveis austeníticos contendo martensita, o hidrogênio pode se difundir na martensita tanto em volume, isto é na rede cristalina, como preferencialmente em defeitos, como por exemplo, deslocações, que são vias de alta difusividade [Shewmon, 1989]. Segundo a literatura [Pan *et al.*, 2003] quanto maior a quantidade de martensita  $\alpha'$  formada mais fácil é para o hidrogênio se difundir pelo material. A deformação do aço inoxidável austenítico, que gera martensita  $\alpha'$  também aumenta a densidade de deslocações e ambos os fatores podem elevar a susceptibilidade do material à fragilização pelo hidrogênio. Entretanto, na presença de martensita induzida por deformação, a distinção entre o transporte de hidrogênio feito por ela e aquele realizado pelas deslocações se torna uma tarefa difícil, pois ambos atuam como meios de difusão do H. Em aços inoxidáveis austenísticos instáveis existe a possibilidade de formação da martensita em decorrência do

carregamento e desgaseificação do hidrogênio sem que haja variação na densidade de deslocações [Pan *et al.*, 2003].

Também existe a possibilidade de se avaliar o efeito isolado das deslocações sem a interferência da martensita induzida. Quando o hidrogênio é introduzido por carregamento catódico em aços inoxidáveis austeníticos estáveis o efeito sobre a plasticidade dos referidos aços é devido às interações hidrogênio-deslocações. Ménard *et al.* (2004) observaram um significativo efeito do hidrogênio (amaciamento) em um aço inoxidável estável (316L). Brass e Chêne (2006) relataram a perda da ductilidade induzida por hidrogênio em um aço 316L resultante de um mecanismo envolvendo o transporte de átomos de hidrogênio por deslocações móveis induzidas por deformação para locais com alta concentração desse elemento causando a formação de micro trincas.

O hidrogênio está presente no material na forma atômica e na forma molecular. O hidrogênio dissolvido na forma atômica tem sua concentração aumentada em regiões da rede chamadas de armadilhas tais como deslocações, contornos de grão ou de fase, inclusões em geral, precipitados e poros. Nessas regiões, o hidrogênio atômico pode se ligar formando hidrogênio molecular. A formação de trincas ocorre sem a necessidade da aplicação de tensões externas. Trincas induzidas por hidrogênio e fraturas podem se ocorrer quando se forma uma combinação crítica de tensões de tração, incluindo tensões residuais (Kim *et al.*, 1999), e aumento local da concentração de hidrogênio molecular (Eliaz *et al.*, 2002). As trincas aparecem somente um tempo após a aplicação de tensão externa ou deformação plástica porque a fragilização pelo hidrogênio é um processo controlado por difusão (*delayed cracking*). [Metals Handbook, vol 11, Stahleisen, 1983, Miranda, 1987].

#### **3.6.4.4. Efeito da microestrutura nos efeitos superficiais induzidos pelo hidrogênio**

A microestrutura desempenha um papel muito importante na determinação dos efeitos que o hidrogênio pode causar no aço inoxidável austenítico. Isso porque microestruturas diferentes representam diferentes possibilidades de solubilizar, alterar a mobilidade e/ou

aprisionar o hidrogênio. Os defeitos cristalinos, como as discordâncias e as interfaces, como os contornos de grãos, de sub-grãos e de maclas, além daquelas entre fases e entre partículas precipitadas e a matriz atuam decisivamente na interação como hidrogênio dissolvido na rede cristalina [Miranda, 1987].

No material sensibilizado, as partículas precipitadas (os carbonetos) desempenham papel muito importante na interação com o hidrogênio porque elas atuam como armadilhas irreversíveis para o hidrogênio devido ao fato de apresentarem alta energia de ligação com esse elemento [Miranda, 1987]. No caso da hidrogenação de aço sensibilizado, a presença de precipitados atua como forma de permitir a distribuição do hidrogênio disponível pelo interior do aço. Isso diminui o tensionamento localizado que hidrogênio causaria caso estivesse segregado em uma pequena camada superficial da austenita [Han *et al.*, 1998; Tsay *et al.*, 2007].

A martensita  $\alpha'$  pré-induzida pela deformação a frio pode atuar como disseminadora de hidrogênio durante a hidrogenação, contribuindo para menores tensionamentos localizados. Estando presente durante hidrogenação, a martensita  $\alpha'$  pode agir como disseminadora do hidrogênio, contribuindo para a redução das tensões na superfície causadas pelo hidrogênio e como caminho de alta difusividade para o hidrogênio. O papel desempenhado pela martensita  $\alpha'$  é o de prover um caminho rápido para o transporte e acúmulo de hidrogênio no material, possivelmente para algum local com tensões elevadas (contornos de grãos) onde a solubilidade do hidrogênio é aumentada ou à frente da ponta de alguma microtrinca [Han *et al.*, 1998] aumentando a susceptibilidade à fragilização, ou para zonas de deformação plástica onde a presença de tensões triaxiais aumenta sua solubilidade [Lacombe *et al.*, 1993].

O efeito do tamanho de grão sobre a fragilização causada pelo hidrogênio está relacionado à concentração desse elemento durante a sua absorção pela estrutura austenítica dos aços inoxidáveis e na desgaseificação. Miranda (1987) afirma que em amostras de aço inoxidável austenítico hidrogenadas nas mesmas condições, aquelas com menor tamanho

de grão acumularam maior quantidade de hidrogênio. Por outro lado, a literatura [Tsay *et al.*, 2007; Brass e Chêne, 2006; Herms *et al.* 1999; Rozenak e Eliezer, 1983] relata que em materiais carregados catodicamente, a concentração total de hidrogênio, medida após a hidrogenação catódica, é maior em aços inoxidáveis com tamanhos de grãos maiores. Esse resultado foi associado ao mecanismo de descarga do hidrogênio e à densidade de contornos de grãos interceptando a superfície. Grãos maiores representam menos superfícies de contorno de grão, que são caminhos de alta difusividade [Miranda, 1987], para promover o descarregamento do hidrogênio [Brass e Chêne, 2006] levando a um aumento da solubilidade desse elemento no aço. Contornos de grão também podem atuar como armadilhas para o hidrogênio principalmente quando o aço está sensibilizado. Contornos de grãos sensibilizados representam caminhos preferenciais para trincas induzidas pelo hidrogênio [Tsay *et al.* 2007; Brass e Chêne, 2006; Rozenak e Eliezer, 1983]. Devido ao teor reduzido de carbono, essas regiões se tornam menos estáveis à transformação martensítica e a martensita se forma próximo aos contornos de grãos causando sua fragilização [Rozenak e Eliezer, 1983].

Miranda (1987) relata que aços com menores tamanhos de grãos cristalinos apresentam maior resistência à fragilização pelo hidrogênio. Isto porque materiais com granulometria mais fina possuem maior área de contorno de grão por unidade de volume (locais preferenciais para o acúmulo e permeação do hidrogênio) e por conseqüência, mais sítios aprisionadores de hidrogênio o que resulta na concentração desse elemento em de regiões com níveis de tensão elevados que poderão dar origem às trincas [Rozenak e Eliezer, 1983].

A textura cristalográfica parece desempenhar um importante papel na manifestação dos efeitos superficiais induzidos pelo hidrogênio na austenita. Isso porque tanto as fases martensíticas quanto as microtrincas induzidas pelo hidrogênio guardam fortes propriedades cristalográficas [Miranda, 1987]. A influência da orientação cristalográfica no tipo, morfologia e plano de hábito das microtrincas induzidas pelo hidrogênio no aço austenítico foi caracterizada por Tahtinen *et al.* (1985). Esses autores verificaram que as trincas eram fortemente dependentes da orientação superficial e tinham morfologia

complexa, como consequência das várias microestruturas que se formavam sob a influência dos diferentes teores de hidrogênio encontrados ao longo da espessura da amostra.

#### **3.6.4.5. Aspectos macroscópicos e microscópicos das trincas induzidas pelo hidrogênio**

A influência do hidrogênio sobre a aparência da fratura é complexa. Do ponto de vista microscópico, as trincas induzidas pelo hidrogênio mostram características semelhantes à clivagem ou à fratura frágil intergranular. As trincas induzidas pelo hidrogênio podem evoluir de maneira transgranular e ou intergranular e os aspectos característicos de ambos os modos de fratura podem ser encontrados lado a lado na superfície de fratura. Em alguns casos, as trincas e fraturas podem apresentar *dimples* mesmo tendo uma aparência macroscópica resultante de baixa deformação [Stahleisen,1983]. Os mecanismos mais comuns de fragilização pelo hidrogênio são [Eliaz *et al.*, 2002]: a formação de bolhas de alta pressão, mecanismos de adsorção resultante da redução da energia de superfície, redução das forças coesivas da rede (mecanismo de decoesão), interação do hidrogênio com as deslocamentos e formação de hidretos.

O modo de fratura é influenciado pela concentração de hidrogênio, tamanho de grão e se o aço inoxidável está ou não sensibilizado. Há relatos na literatura [Eliaz *et al.*, 2002; Herms *et al.*, 1999] que afirmam que nas regiões nas quais a concentração do hidrogênio é elevada, a fratura ocorre geralmente do modo intergranular com separação dos grãos. Nas regiões de menor concentração de hidrogênio, a falha pode ser dúctil e representa a fratura do material sem a presença de hidrogênio. Esse comportamento está relacionado à baixa difusão do hidrogênio em aços com estruturas cúbicas de face centrada como é o caso da austenita.

O efeito do tamanho de grão foi relatado por Brass e Chêne (2006). Esses autores apontaram que aços inoxidáveis austeníticos do tipo 316L com grãos de maior tamanho e carregados com hidrogênio, apresentaram modo de fratura principalmente dúctil com zonas limitadas com padrão trans e intergranular. Herms *et al.* (1999) observaram mudança no modo de fratura, passando de frágil para dúctil em aços inoxidáveis 316L. A quantidade de

hidrogênio decresce da superfície em direção ao centro do material devido à baixa difusividade do hidrogênio na fase austenítica. A presença de regiões com padrão de fratura dúctil longe das áreas de fratura frágil reflete o efeito do transporte do hidrogênio pelas deslocamentos.

Aços inoxidáveis austeníticos sensibilizados apresentam modo de fratura intergranular [Tsay *et al.*, 2007; Herms *et al.*, 1999; Rozenak e Eliezer, 1983]. As regiões sensibilizadas são menos estáveis à transformação martensítica devido à redução dos teores de C e Cr e devido a esse fato a martensita induzida por deformação se forma preferencialmente nesses locais. Segundo Tsay *et al.*, 2007, o hidrogênio tende a ficar preso nos contornos de grãos sensibilizados induzindo a fratura intergranular. Esse modo de fratura é intensificado pela presença da martensita na região dos contornos de grão. Além disso, o alto nível de deformação dentro da zona plástica pode intensificar a difusão do hidrogênio para regiões com alto nível de tensão (concentradores de tensão) que são os pontos triplos dos contornos de grãos, promovendo aí o trincamento.

### **3.6.5. Fatores Operacionais que Diminuem a Propensão ao Fenômeno de *Delayed Cracking***

As reais causas do fenômeno de *Delayed Cracking* não estão bem estabelecidas de modo a proporcionar o seu controle. No entanto, algumas medidas, de ordem prática, auxiliam na redução da ocorrência do fenômeno.

Do ponto de vista prático, os riscos do aparecimento do fenômeno de *Delayed Cracking* podem ser minimizados tomando-se as seguintes precauções durante o processo de conformação [Lacombe *et al.*, 1993]:

- Utilização de aços austeníticos de com teor de níquel suficiente para estampagem profunda;

- Utilização de um metal com acabamento 2D (bobinas ou chapas laminadas a frio, tratadas termicamente) ou 2B (acabamento 2D seguido de passe de encruamento em cilindros brilhantes);
- Utilização de *blanks* com corte de boa qualidade;
- Obtenção de peças sem rugas nas bordas (boa regulagem do prensa-chapas);
- Manutenção do ritmo de operações (efeito da temperatura sobre o ferramental);
- Rebarbagem imediata após a estampagem;
- Obtenção de peças com borda (não engolidas);
- Aumento da velocidade de estampagem, pois ela se traduz em aumento da temperatura de trabalho e portanto, diminuição da fração volumétrica de martensita induzida por deformação
- Realização de tratamento térmico (entre 100 e 240°C) após o final da operação, para alívio de tensões.

## 4. METODOLOGIA

### 4.1. MATERIAIS

O efeito do trincamento retardado (*Delayed Cracking*) após operações de embutimento e reembutimento, foi avaliado em quatro corridas industriais de aços inoxidáveis austeníticos tipo AISI 304 (Tabela 4.1) tipicamente empregados em operações de estampagem e nos quais foi detectado o fenômeno de *Delayed Cracking* após terem sido embutidos e reembutidos com sucesso. As composições químicas e as temperaturas  $Md_{30}$ , calculadas segundo Nohara *et al.* (1977) (equação 3.9), se encontram na Tabela 4.1. Os aços, à exceção do aço 304N, foram recebidos na forma de chapas de 0,6mm de espessura laminadas a frio e recozidas a 1100°C por 30s em atmosfera oxidante. O recozimento do aço 304N ocorreu em uma temperatura inferior a 1100°C visando melhor aptidão aos processos de estampagem com este aço.

Tabela 4.1: Composição química (% em peso), temperaturas  $Md_{30}$ , (°C) dos aços estudados.

AÇO	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb	$Md_{30}$
304A	0,0637	0,0373	0,382	1,329	18,27	8,03	0,06	0,039	0,006	2,6
304H	0,0541	0,0536	0,473	1,107	18,35	8,12	0,084	0,108	0,007	-5,1
304B	0,0255	0,0474	0,31	0,443	18,23	8,91	0,225	0,126	0,012	-14,6
304N	0,026	0,0354	0,436	0,99	18,07	8,06	1,601	0,099	-	-34,1

O aço 304A apresenta o teor de carbono mais elevado que o aço 304H. No entanto, os teores de nitrogênio e molibdênio do aço 304H são maiores. O teor de nitrogênio do aço, aço 304H aumentou em 0,016% em peso em relação ao aço inoxidável AISI 304 tradicional (304A) e o molibdênio em 0,067%. Além destes elementos, as composições químicas dos dois aços podem ser consideradas semelhantes.



Pode-se verificar que a temperatura  $Md_{30}$  do aço 304A é mais elevada que a do aço 304H indicando uma maior estabilidade deste último em relação à transformação martensítica resultante do maior teor de nitrogênio, como previsto pela equação de Nohara *et al.* (1977). O nitrogênio, ao lado do carbono e do níquel, é também um potente estabilizador da austenita [Ludwigson e Berger, 1969; Pickering, 1976; Leslie, 1982; Hendry, 1994 e Bracke *et al.*, 2004] e retarda a formação da martensita.

Observa-se da Tabela 4.1 que os aços 304B e 304N possuem composições químicas parecidas, apresentando diferenças no teor de níquel, cuja quantidade foi reduzida em 0,78% (% atômica) no aço 304N e no de cobre, cujo teor foi aumentado em 1,2% (% atômica). Os valores da temperatura  $Md_{30}$  calculados pela equação de Nohara *et al.* (1977) foram -14,6 para o aço 304B e -34,1 °C para o 304N. Os valores de  $Md_{30}$  indicam uma maior estabilidade da austenita do aço 304N, em relação à transformação martensítica, sendo uma consequência do aumento do teor de cobre. De acordo com os valores de composição química da Tabela 4.1, pode-se observar que os aços 304A e 304H apresentam teores de C+N mais elevados que os aços 304B e 304N. Entretanto, quando se comparam as razões entre %C+%N e a de %Ni+%Cu verifica-se que ela é maior para os aços 304B e 304N, ou seja, a presença de um teor mais elevado de cobre nesses aços promoveu uma maior redução da temperatura  $Md_{30}$  segundo a equação de Nohara *et al.* (1977).

## **4.2. CARACTERIZAÇÃO DOS AÇOS**

### **4.2.1. Identificação das Fases no Estado como Recebido**

As fases presentes nos quatro aços como recebidos foram identificadas por difratometria de raio-X (DRX) em um equipamento *PW 1710 Philips-PAAnalytical* utilizando-se radiação Cu- $k\alpha$  e um cristal monocromador de grafite. O uso do monocromador foi necessário para diminuir perturbações no espectro devido à fluorescência. Nos difratogramas gerados, os picos de difração foram indexados de acordo com os padrões gerados pelo software *Powder*

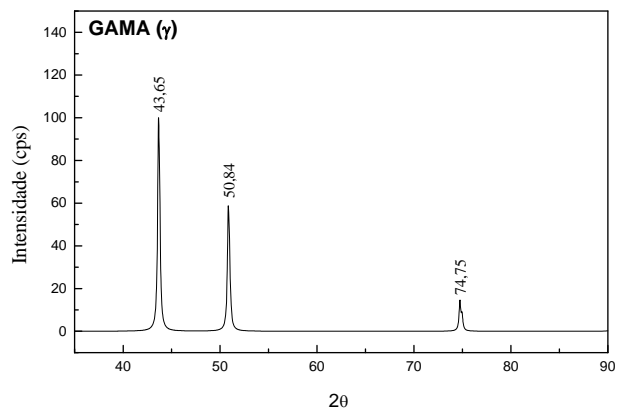
*Cell for Windows* v.1.0 desenvolvido pelo *Federal Insitute for Materials Research and Testing*, com os seguintes parâmetros:

- Sistema e parâmetros de rede: cúbico. Parâmetros de rede fornecidos por Padilha e Rios, 2002;
- Número do grupo espacial: para o cúbico, 198 e para o tetragonal, 112 (Burns e Glazer, 1978);
- Radiação: Cu- $\alpha$  com comprimento de onda de 1,540598 Å ;
- Geometria Espacial: Bragg-Brentano;
- Índice: Miller (hkl);
- Ângulo de Varredura: 15 a 90° (intervalo no qual podem ocorrer, pelo menos, três picos de cada fase analisada);
- Passo: 0,030°/s.

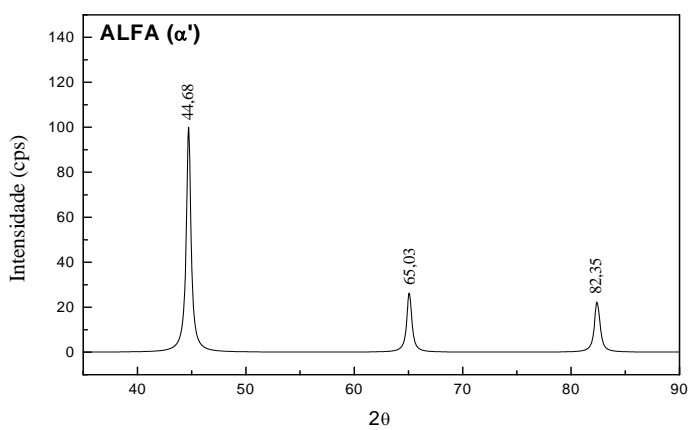
Os difratogramas padrão gerados para as prováveis fases existentes nos aços inoxidáveis do trabalho (austenita ( $\gamma$ ), martensita ( $\alpha'$ ) e martensita ( $\epsilon$ )) são apresentados nas Figuras 4.1 (a) (b) e (c), respectivamente.

#### **4.2.2. Análise Microestrutural**

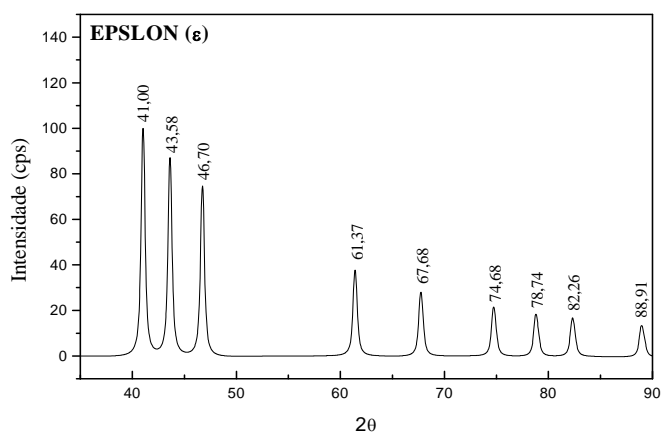
As análises microestruturais dos aços austeníticos no estado “como recebido” e após a conformação foram realizadas por microscopia ótica (MO), em microscópio ótico *marca Leica* com interface para *software* de análise de imagens *Image Pro Plus*. Esse equipamento foi utilizado para acompanhamento da evolução das fases martensíticas formadas durante os processos de embutimento e reembutimento. Para os aços como recebidos, amostras quadradas de 1cm<sup>2</sup>, cortadas no plano da chapa, com disco de corte refrigerado, foram embutidas a frio, individualmente, em resina de poliéster, lixadas em lixas d’água de granas #320, #400, #600, #800, #900 e #1500, polidas em pasta de diamante de grana de 3µm e 1µm e também em OPS (sílica coloidal com grãos de



(a)



(b)



(c)

Figura 4.1: Difratogramas padrão gerados para as fases  $\gamma$  (a),  $\alpha'$  (b) e  $\epsilon$  (c).

aproximadamente  $0,04\mu\text{m}$ ). As amostras deformadas foram embutidas na seção transversal ao plano da chapa e a preparação metalográfica foi conduzida de maneira semelhante a descrita anteriormente, com exceção da etapa de polimento com OPS, que foi suprimida. Com a finalidade de eliminar a camada de martensita induzida por deformação durante as etapas de lixamento e polimento, as amostras foram polidas eletroliticamente, em solução contendo 50ml de ácido perclórico ( $\text{HClO}_4$ ) e 950ml de álcool metílico ( $\text{CH}_3\text{OH}$ ) sob uma tensão de 12V aplicada durante 60s por uma célula eletrolítica modelo *POLIPOWER* da *Struers*.

Foram utilizadas duas soluções para revelação da microestrutura: uma solução do reagente Béraha, composto por 48g de bifluoreto de amônio,  $\text{NH}_4\text{F}_2$ , acrescido de 800ml de água destilada, 400ml de ácido clorídrico,  $\text{HCl}$  e 1g de bissulfito de potássio,  $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ; a outra foi uma solução de ácido oxálico, formada pela dissolução de 10g de ácido oxálico em 100ml de água destilada. O tempo de ataque das amostras com o reagente Béraha variou entre 5 e 15s e com a solução oxálica, de 4 a 8s, sob uma tensão de 6V e densidade de corrente de  $1\text{A}/\text{cm}^2$ . Devido à presença de cloro, foi observada a formação de uma grande quantidade de pites durante o ataque com o reagente Béraha. Após os ataques, todas as amostras eram lavadas em água corrente, limpas com etanol e secas com ar quente para evitar a formação de manchas de secagem.

É importante salientar que as micrografias apresentadas contêm indicações de aumento feita na forma de marca de microns sobre as micrografias e representa o aumento real em que as amostras se encontravam, levando-se em conta eventuais ampliações ou reduções fotográficas.

#### **4.2.3. Determinação do Tamanho de Grão**

Para a medição do tamanho dos grãos dos aços inoxidáveis austeníticos do trabalho foram embutidas, em resina de poliéster, amostras cortadas no plano das chapas. As amostras foram lixadas e polidas, mecânica e eletroliticamente, de acordo com a metodologia

apresentada na seção 4.2.2. Também foi realizado polimento com OPS. Para o ataque das amostras visando o delineamento dos contornos de grãos utilizou-se ataque eletrolítico com solução de ácido oxálico a 10% sob uma tensão de 6V e densidade de corrente de 1A/cm<sup>2</sup> durante 30s. O tamanho de grão foi obtido pelo método de Hilliard (norma ASTM E 112 – 96).

#### 4.2.4. Propriedades Mecânicas dos Materiais no Estado Como Recebido

A determinação das propriedades mecânicas dos aços em estudo foi realizada através de ensaios de tração, em temperatura ambiente, a uma taxa de deformação de 2,0.10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup> e de acordo com a norma ASTM A370-97A. Os ensaios foram conduzidos em uma máquina universal de ensaios mecânicos *Instron* modelo 5583 instalada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Centro de Pesquisa da ARCELORMITTAL INOX BRASIL. Foi usado extensômetro de 50mm e 50% de abertura em tração para medição das deformações.

Os corpos de prova, ombreados, apresentaram comprimento útil de 90mm, 12,5mm de largura, e espessura 0,60mm. Essas dimensões estão especificadas no método E 8M – 98 da norma citada, para corpos de prova planos. Foram realizadas três medições para a determinação do limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), limite de resistência ( $\sigma_R$ ), alongamentos uniforme e total e expoente de encruamento dos aços ( $n$ ). O valor de cada propriedade correspondeu à média das três medições que também foram usadas para avaliação do desvio padrão dos valores das propriedades obtidas.

Os alongamentos uniforme e total foram calculados através da Equação 4.1:

$$e = \frac{l_f - l_0}{l_f} \quad \text{Equação 4.1}$$

na qual  $l_0$  e  $l_f$  são os comprimentos inicial e final, respectivamente, dos corpos de prova rompidos sob tração.

O comprimento inicial ( $l_0$ ) foi fixado no valor de 50mm segundo consta na norma ASTM A370 97A. Para a determinação da deformação uniforme, o comprimento útil foi equivalente ao comprimento de três intervalos de 5mm localizados o mais distante possível da estrição, de acordo com a norma acima referenciada, totalizando 15mm. Os expoentes de encruamento dos aços foram determinados à temperatura ambiente, utilizando-se o software INSTRON SERIES IX para Windows, em deformações variando entre 18 e 45% e a taxa de deformação de  $2,0 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ .

#### 4.2.5. Anisotropia

Os valores de anisotropia normal e planar para os aços inoxidáveis austeníticos deste trabalho foram medidos por tração uniaxial de corpos de provas retos cortados das chapas de aço em posições que fizeram ângulos de  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação à direção de laminação da chapa. As dimensões dos corpos de prova foram especificadas de acordo com a norma ASTM E-517. Os corpos de prova retangulares apresentaram comprimento total de 237mm, 20mm de largura, e espessura 0,60mm

As amostras foram tracionadas no mesmo equipamento descrito no item 4.2.2 até uma deformação de 15%. As variações dimensionais sofridas no comprimento e na largura dos espécimes foram medidas por extensômetros longitudinal e transversal, respectivamente. O Coeficiente de Anisotropia Plástica ( $r$ ) foi calculado pela Equação 3.16, a Anisotropia Normal Média,  $\bar{r}$ , pela Equação 3.19 e o Coeficiente de Anisotropia Planar ( $\Delta r$ ), pela Equação 3.18.

#### 4.2.6. Estampabilidade

A estampabilidade dos aços inoxidáveis em estudo foi avaliada por meio do ensaio Swift, que consistiu em estampar copos a partir de *blanks* circulares com diâmetro crescente, até que ocorra a ruptura de sua base. A Razão Limite de Embutimento (LDR) foi calculada de acordo com a equação 3.15 utilizando-se o diâmetro do *blank* imediatamente anterior

àquele que deu origem ao copo com falha. As condições utilizadas nos ensaios se encontram na Tabela 4.2.

Para o Ensaio *Swift*, foram cortadas tiras das chapas dos aços em estudo com 600x100mm de dimensões que deram origem aos *blanks* para a realização dos ensaios. Foi necessária uma seqüência mínima de sete diâmetros de *blanks*, especificados em função da geometria e diâmetro do punção. A seqüência padrão de diâmetros de *blanks* (em mm), para o caso do diâmetro do punção constante na Tabela 4.2, foi a seguinte: 56, 60, 64, 68, 72, 76, 78. As condições experimentais para a realização do reembutimento também se encontram na Tabela 4.2. Os ensaios foram realizados em uma prensa *Erichsen* modelo 142-40, instalada no Centro de Pesquisa da ARCELORMITTAL INOX BRASIL.

Tabela 4.2: Condições experimentais empregadas na determinação da Razão Limite de Embutimento (LDR) pelo Ensaio *Swift* (no embutimento), e também do Reembutimento.

<b>CONDIÇÕES</b>	<b>ENSAIO SWIFT</b>	<b>REEMBUTIMENTO</b>
<b>Força no prensa-chapa</b>	10 – 12kN (máxima admissível sem ruptura)	4 - 6 kN
<b>Velocidade do punção</b>	600mm/min	600mm/min
<b>Geometria do punção</b>	Reto	Reto
<b>Diâmetro do punção</b>	33mm	26mm
<b>Lubrificante</b>	Bissulfeto de molibdênio (Molykote)	Bissulfeto de molibdênio (Molykote)
<b>Temperatura</b>	Ambiente	Ambiente

### 4.3. CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS APÓS A DEFORMAÇÃO

#### 4.3.1. Identificação das Fases

Como os aços inoxidáveis austeníticos sofrem transformação martensítica induzida por deformação, foi necessário identificar e determinar as frações volumétricas das fases presentes após a conformação. Essa caracterização também foi feita através da Difração de Raios-X (DRX) em um difratômetro *PW 1710 Philips-PA analytical*, utilizando radiação  $\text{Cu-}\alpha$  e um cristal monocromador de grafite.

Amostras em forma de disco de 5mm de diâmetro foram cortadas ao longo das paredes dos copos embutidos e reembutidos, na direção de laminação, através da usinagem por eletroerosão em uma máquina de corte por eletroerosão *Metals Research Servomet Spark Machine*. O corte por eletroerosão remove metal da área vizinha da ferramenta sem entrar em contato com a peça a ser cortada, através de uma série de centelhas controladas. Cada centelha provoca o aparecimento de uma cratera no metal devido à fusão e vaporização de material. Para obter um maior número de posições de medição foram cortadas amostras em alturas diferentes ao longo das paredes dos copos. A Figura 4.2 ilustra o esquema de corte das amostras. Após o corte, as amostras foram decapadas com o reagente AG (solução contendo 15ml de HCl, 10ml de ácido acético, 5ml de  $\text{HNO}_3$  e 2 gotas de glicerina), lavadas com detergente e limpas com etanol.



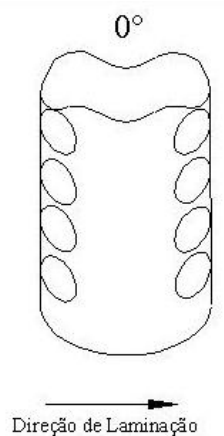


Figura 4.2: Esquema de corte de amostras das paredes dos copos. O ângulo de  $0^\circ$  indica a direção de laminação e os círculos representam as posições de corte das amostras.

Um porta amostra em acrílico foi especialmente projetado para servir de suporte às pastilhas. Esse porta-amostra e uma amostra de aço retirada da parede de um copo embutido podem ser vistos na Figura 4.3.



Figura 4.3: Porta amostra utilizado como suporte das amostras de aço inoxidável na Difração de Raios-X.

A fim de avaliar a exatidão dos resultados obtidos pela quantificação de fases por Raios-X utilizando-se a técnica das intensidades integradas, Castro (2003) analisou algumas amostras por balança magnética, tendo sido obtida uma boa correlação dos resultados, como pode ser observado na Figura 4.4.

### 4.3.2. Observação da Microestrutura

A preparação para observação da microestrutura das amostras deformadas ocorreu conforme descrito na seção 4.2.2. A análise microestrutural foi realizada em microscópio ótico *Leica* com sistema de análise Image Pro do laboratório de Microscopia Ótica do Setor de Tecnologia Metalúrgica do CETEC.

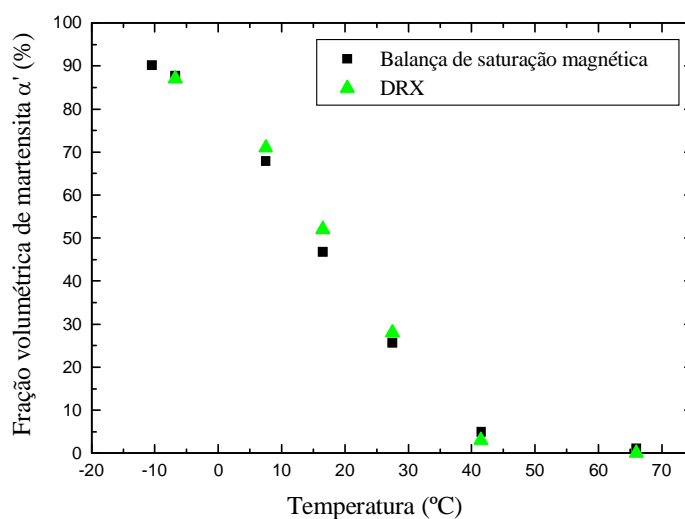


Figura 4.4: Comparação entre os resultados obtidos por balança de saturação magnética e DRX para o aço 304A [Castro, 2003].

### 4.3.3. Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis 304A, 304H, 304B e 304N após a conformação foram avaliadas pela medição da Microdureza Vickers.

Foram levantados os perfis de microdureza Vickers ao longo das paredes dos copos embutidos e reembutidos (nos quais foi detectada a ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*) conformados com os *blanks* que deram origem ao valor de LDR-DC dos aços estudados neste trabalho. Para a realização das medições de dureza, os copos foram lixados em lixas d'água #320, #400, #600, #800, #900 e #1500 e polidos em pasta de diamante de 3 $\mu$ m e 1 $\mu$ m. Com a finalidade de eliminar a camada de martensita induzida por deformação durante as etapas de lixamento e polimento, os copos foram polidos eletroliticamente em solução contendo 50ml de ácido perclórico (HClO<sub>4</sub>) e 950ml de álcool metílico (CH<sub>3</sub>OH) sob um tensão de 12V (e densidade de corrente variável de acordo com a área exposta do copo) aplicada durante 2s por uma célula eletrolítica modelo *POLIPOWER da Struers*. Para a revelação da microestrutura foi utilizada a solução de ácido oxálico a 10%. O tempo de ataque dos copos com a solução oxálica foi 4s sob uma tensão de 6V. A Figura 4.5 apresenta um dos copos preparados para realização da microdureza e no qual se observa uma das superfícies polidas.



Figura 4.5: Copo embutido com *blank* de 56mm do aço 304 preparado para medição da microdureza.

As medições de microdureza Vickers ao longo da superfície externa dos copos embutidos e reembutidos, na direção de laminação, foram realizadas usando-se um microdurômetro *Microhardness Tester FM -700 c da Future Tech Corp*, localizado no Laboratório de Microscopia Ótica do Setor de Tecnologia Metalúrgica do CETEC, com indentador

piramidal de diamante, aplicando-se cargas de 0,300Kgf e medindo-se as diagonais da impressão feitas a cada 5mm de altura da parede dos copos, contando a partir de suas bases, na linha definida pelo raio de concordância do punção. Foram feitas medições em triplicata.

Tendo em vista a geometria pouco convencional dos copos para medição da microdureza, foi desenvolvido um porta-copos que foi adaptado ao microdurômetro de modo a possibilitar a realização das medições. Esse porta-copos, usinado em bronze, juntamente com um copo preparado para medição de dureza podem ser vistos nas imagens da Figura 4.6.

A carga aplicada foi definida a partir de medições preliminares de dureza em copos embutidos do aço 304A. Foram aplicadas cargas de valores crescentes (0,010, 0,050, 0,100 e 0,300Kgf) e medidas as durezas correspondentes às impressões. Conforme se observa da Figura 4.7, as cargas de 0,100 e 0,300Kgf apresentaram valores de dureza semelhantes, porém a carga de 0,300Kgf resultou em valores de dureza com menor dispersão. Por esta razão, esta carga foi escolhida para a determinação dos perfis de dureza nos copos conformados.

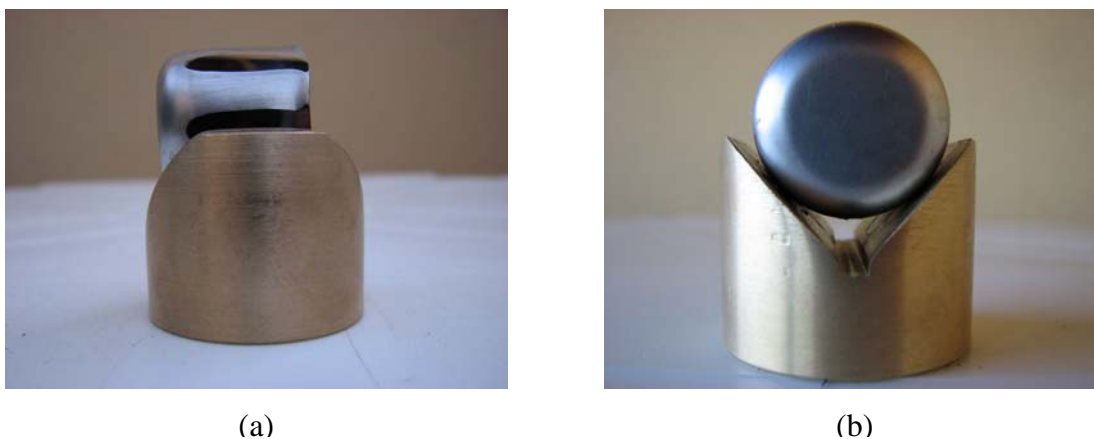


Figura 4.6: Porta-copos desenvolvido para medição das microdurezas nos copos conformados. Em (a) imagem da lateral do porta-copos e em (b), imagem frontal.

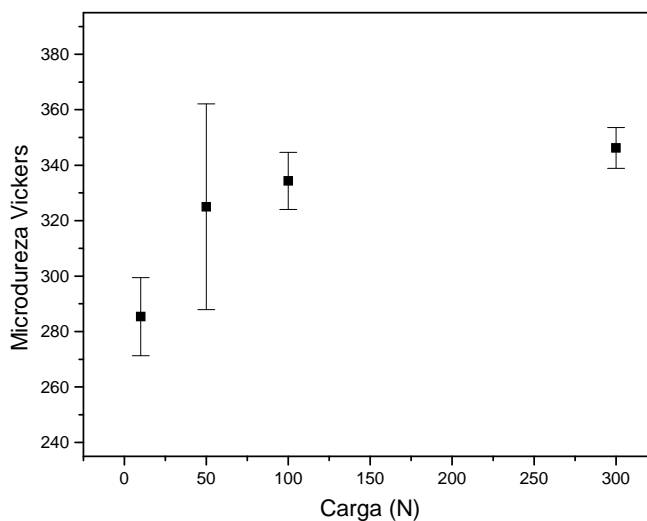


Figura 4.7: Valores de microdureza Vickers em função da carga aplicada.

#### 4.4. AVALIAÇÃO DO *DELAYED CRACKING*

##### 4.4.1. Observação do Fenômeno de *Delayed Cracking*

O fenômeno de *Delayed Cracking* foi avaliado, qualitativamente, através da verificação da ocorrência de trincas após operações de conformação. Os copos conformados foram mantidos à temperatura ambiente e observados, periodicamente, para verificação da abertura de trincas.

##### 4.4.2. Determinação das Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC)

Para serem avaliados em relação à susceptibilidade ao fenômeno de *Delayed Cracking*, todos os aços usados neste trabalho foram submetidos às operações de embutimento e reembutimento, usando a prensa Erichsen especificada na seção 4.2.6 . Os aços foram embutidos em vários diâmetros de *blank* (56, 60, 63, 65 e 66mm) usando punções cilíndricos de base reta de 33 e 26mm de diâmetro e nas condições constantes na Tabela

4.2. As Razões de Embutimento (DR) calculadas de acordo com a equação (3.15) são apresentadas na Tabela 4.3. Foram embutidos e reembutidos copos de cada aço estudado (15 para cada operação, totalizando 120 corpos de prova), nas Razões de Embutimento (DR) da Tabela 4.3.

O fenômeno de *Delayed Cracking* foi caracterizado pelo parâmetro LDR-DC (Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking*). Este parâmetro foi definido como sendo o menor diâmetro de *blank* para o qual o aço, submetido ao embutimento e ao reembutimento, tenha apresentado pelo menos uma trinca até 24h após as operações de conformação. Após o término das operações, os copos foram observados, para verificação ou não da ocorrência de trincas. Quando pelo menos um dos copos apresentou uma trinca em uma certa razão de embutimento (DR), dentro do período de 24h, essa foi definida como sendo a Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC). O desenvolvimento da metodologia para determinação do parâmetro LDR-DC permitiu, além da análise comparativa do fenômeno de *Delayed Cracking* nos copos estampados, uma avaliação quantitativa dos aços estudados no trabalho.

Tabela 4.3: Razões de Embutimento calculadas com diâmetros de punção de 33mm para o embutimento e 26mm para o reembutimento.

<b>DIÂMETRO DE BLANK (mm)</b>	<b>RAZÕES DE EMBUTIMENTO (DR)</b>	
	<b>EMBUTIMENTO</b>	<b>REEMBUTIMENTO</b>
<b>56</b>	1,69	2,15
<b>60</b>	1,82	2,31
<b>63</b>	1,91	2,42
<b>65</b>	1,97	2,50
<b>66</b>	2,00	2,54

### **4.4.3. Avaliação dos Prováveis Fatores que Afetam a Susceptibilidade ao Fenômeno de *Delayed Cracking***

#### **4.4.3.1. Superfícies dos copos conformados**

As rugosidades superficiais dos copos reembutidos dos aços 304A, 304H, 304B e 304N que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking* foram medidas em um perfilômetro *Taylor-Hobson, modelo Form Talysurf* série 2, instalado no Laboratório de Tribologia do Setor de Tecnologia Metalúrgica do CETEC. Os perfis de rugosidade dos aços foram determinados na circunferência dos copos, próximo às suas bordas.

#### **4.4.3.2. Estabilidade da Austenita**

A estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica foi avaliada pelos valores de temperatura  $Md_{30}$ , determinados segundo a equação 3.9 e apresentados na Tabela 4.1.

#### **4.4.3.3. Análise Semi-quantitativa da Fração Volumétrica de Martensita Induzida por Deformação**

A quantidade de cada fase presente nas paredes dos copos embutidos e reembutidos foi determinada através da técnica de difração de Raios-X pelo método das intensidades integradas. A determinação semi-quantitativa das fases por Difração de Raios-X baseia-se no princípio de que a intensidade integrada de todos os picos de difração para cada fase, em uma mistura, é diretamente proporcional à fração volumétrica daquela fase. Esse método consiste na obtenção dos valores das intensidades dos picos de difração gerados por cada amostra, sendo associados aos valores dos ângulos  $2\theta$  nos quais os raios-X foram difratados. Os valores de intensidade dos picos foram obtidos pelo próprio Difrátômetro e

os valores dos ângulos foram determinados pela Equação 4.2, na qual  $i$  é um contador,  $2\theta$  é o ângulo de difração e o passo é a variação do ângulo de varredura do feixe de Raios-X.

$$2\theta = 2\theta \times i + \text{passo} \times i \quad \text{Equação 4.2}$$

De posse dos valores de  $2\theta$  e das intensidades dos picos, o difratograma foi reconstruído em um software de análise de dados e gráficos técnicos, *Microcal Origin, V 5.0*. O contorno de cada pico foi ajustado segundo a equação de Lorentz e, posteriormente, a área abaixo de cada um foi calculada. A cada pico foi associada uma fase que foi previamente indexada segundo comparação dos difratogramas gerados pela amostra com os difratogramas padrão apresentados na seção 4.2.1. Sabendo-se a área integrada total e a área de cada pico, isoladamente, a fração de cada fase presente na amostra pôde ser quantificada. O uso dessa técnica está exemplificado na Figura 4.8. Sempre quando possível, eram usadas três reflexões de cada fase para quantificar as frações volumétricas de austenita ( $\gamma$ ) e martensita  $\alpha'$ . Foram usados, quando presentes, os picos resultantes da difração dos planos  $(111)_\gamma$ ,  $(200)_\gamma$  e  $(220)_\gamma$  da austenita. No caso da martensita foram usados os planos  $(110)_\alpha$ ,  $(200)_\alpha$  e  $(211)_\alpha$ .

#### 4.4.3.4. Tensões residuais

A medição das tensões residuais devido à martensita existentes nos copos foi realizada pela técnica de difração de Raios-X, que é uma das mais usadas para a determinação de tensões residuais. Conhecendo-se o comprimento de onda, as mudanças no ângulo de difração dos raios-X e nos espaçamentos interplanares das amostras, a deformação elástica pode ser calculada. Foram medidas tensões causadas pela martensita na austenita nos copos reembutidos dos aços desse trabalho que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*.

Para esta determinação, foi usado o método clássico de  $\text{sen}^2\psi$  [Cullity, 1967]. Este método é baseado nas medições do espaçamento interplanar da rede cristalina em diferentes orientações da amostra. Variando-se o ângulo  $\theta$ , a lei de Bragg é satisfeita para diferentes espaçamentos interplanares nos materiais policristalinos



## A56 - Reembutido - DL - 3

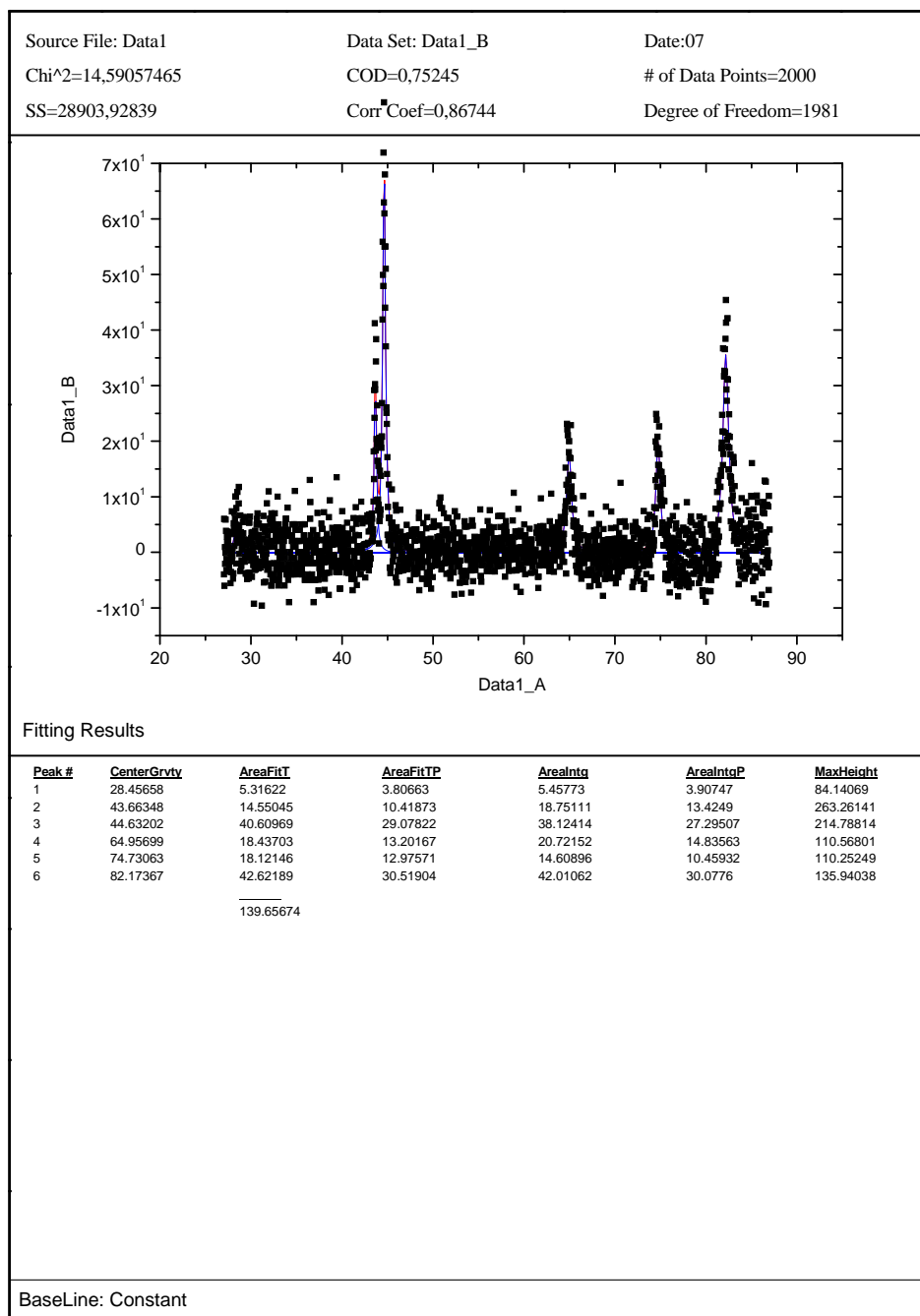


Figura 4.8: Quantificação de fases por DRX utilizando-se a técnica das intensidades integradas.

Ao se traçar um gráfico da posição angular com as intensidades dos picos de difração resultantes é produzido um padrão que é característico da amostra. A tensão é determinada pela leitura do deslocamento angular de uma dada reflexão de Bragg obtida em função da inclinação da amostra. O processo comum é medir a distância interplanar de dois sistemas de planos que tenham diferentes orientações com respeito à superfície da amostra. Um sistema paralelo à superfície e outro orientado num ângulo  $\psi$  em relação à superfície da amostra [Giosa, 1992]. A tensão residual é calculada a partir da medição do espaçamento interplanar e de valores de constantes elásticas (coeficiente de Poisson e módulo de elasticidade) com a expressão:

$$\sigma_{\phi} = \frac{d_{\psi} - d_1}{d_0} \times \frac{E}{1 + \nu} \times \frac{1}{\sin^2 \psi} \quad \text{Equação 4.3}$$

Na qual  $\sigma_{\phi}$  é a tensão no plano vertical (na direção da deformação) que inclui o feixe primário de raios-X e a normal à superfície da amostra,  $d_{\psi}$  é a distância interplanar dos planos de um sistema que faz um ângulo  $\psi$  com a superfície da amostra,  $d_1$  é o espaço interplanar dos planos do mesmo sistema paralelo à superfície da amostra,  $d_0$  é a distância interplanar da amostra livre de tensões que pode ser trocada sem muito erro por  $d_1$ ,  $E$  é o Módulo de elasticidade,  $\nu$  é a Coeficiente de Poisson.

A Figura 4.9 representa a difração de um feixe de raios-X com ângulo  $(2\theta)$  em relação à superfície da amostra. O ângulo psi ( $\psi$ ) está entre a normal da superfície da amostra e o bissector entre os feixes incidentes e difratados (que é igual à normal ao plano cristalino que difrata). O ângulo psi é usado para orientar a superfície da amostra.

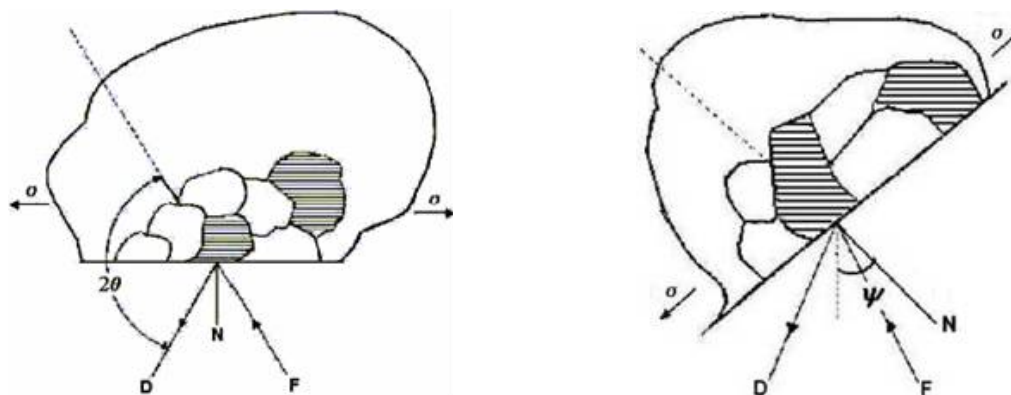


Figura 4.9: Amostra sendo girada pelo ângulo  $\psi$ , (a)  $\psi = 0$ , (b)  $\psi \neq 0$ . F, fonte de raio-x; D, detector de raio-x; N, normal à superfície [Metals Handbook, vol. 10].

Medindo-se a mudança na posição angular do pico de difração para pelo menos duas orientações do ângulo  $\psi$  pode-se calcular a tensão presente na superfície da amostra para o respectivo plano de difração de interesse.

A análise da difração de raios-X foi realizada no plano  $\{220\}$  da austenita usando radiação  $K\alpha(\text{Cr})$  em um equipamento de difração de raios-X *X'PERT PRO MPD* com goniômetro theta/theta marca *Philips* instalado no laboratório de Difração de Raios-X do Centro de Pesquisa da ARCELORMITTAL INOX BRASIL. A. A abertura da lente foi de  $6 \times 6 \text{mm}^2$ .

Todas as tensões residuais foram calculadas considerando-se o Módulo de Elasticidade ( $E$ ) dos aços inoxidáveis do trabalho igual a  $200 \text{GPa}$  e o Coeficiente de Poisson ( $\nu$ ) igual a  $0,35$ .

#### **4.5. CARACTERIZAÇÃO DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DO FENÔMENO DE *DELAYED CRACKING***

Foram analisadas as superfícies de fratura dos copos reembutidos dos aços inoxidáveis do trabalho que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*, em suas respectivas razões de

embutimento do *Delayed Cracking* - LDR-DC. Os copos foram seccionados próximos às trincas com disco diamantado refrigerado à água e as amostras obtidas foram limpas com acetona em equipamento de limpeza por ultrassom *BRANSONIC 52*. A análise da superfície de fratura do aço 304N foi feita em amostras cortadas dos copos reembutidos nos quais foi observada a manifestação do fenômeno de *Delayed Cracking*.

A superfície de falha do aço 304N foi analisada no Microscópio Eletrônico de Varredura, modelo *JCXA-733*, série n. *EP-120021-104* de fabricação da *JEOL*, instalado no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do CETEC. As observações das fraturas dos aços 304A, 304H e 304B foram realizadas no Microscópio Eletrônico de Varredura *JSM 6360 JEOL* localizado no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG. As análises por microscopia ótica foram realizadas com aumentos menores (50X) em uma lupa estereográfica *Leica* e as imagens foram capturadas pelo software de análise *Image Pro Plus*. Esses equipamentos estão instalados no Laboratório de Microscopia Ótica do Setor de Metalurgia do CETEC. No exame macroscópico procurou-se identificar aspectos que permitissem distinguir entre fratura dúctil ou frágil pela presença ou não de redução de área do material e também pelo modo de reflexão da luz pela superfície de fratura (opaca para fratura dúctil e brilhante para fratura frágil). A identificação e confirmação do tipo de fratura apresentada por cada aço do trabalho foram feitas por MEV com aumentos maiores (escala microscópica).

#### **4.5.1. Caminho da Trinca**

Amostras da superfície das trincas dos copos reembutidos dos aços 304A, 304H, 304B e 304N foram embutidas longitudinalmente a frio, em resina de poliéster, lixadas e polidas da maneira descrita na seção 4.2.2. Antes do ataque para revelação microestrutura, que foi feito como o reagente Béraha, foram feitas imagens do caminho das trincas em lupa estereográfica com aumentos de 50X nas quais se observaram as características de propagação das trincas. As imagens após a revelação da microestrutura foram feitas em

microscópio ótico *marca Leica* com interface para *software* de análise de imagens *Image Pro Plus*. Foram avaliados os caminhos das trincas dentro da microestrutura do material de modo a confirmar o modo de fratura dos aços inoxidáveis do trabalho.

#### **4.6. EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DOS AÇOS INOXIDÁVEIS COM A DEFORMAÇÃO NO EMBUTIMENTO E REEMBUTIMENTO**

##### **4.6.1. Estágios das Operações de Embutimento e Reembutimento**

Para se avaliar a evolução microestrutural ocorrida nos aços 304A, 304H, 304B e 304N durante as operações de conformação, as operações de embutimento e reembutimento foram divididas em etapas. As etapas das operações de embutimento foram obtidas por deslocamentos parciais dos punções. A cada 5mm de deslocamento, a pré-forma (etapa intermediária) era retirada da prensa e um novo *blank* era introduzido e conformado com um deslocamento maior do punção. Esses deslocamentos parciais ocorreram até a formação de um copo completo.

##### **4.6.2. Evolução Microestrutural Durante as Operações de Embutimento e Reembutimento**

As características microestruturais das fases martensíticas induzidas por deformação presentes nos materiais retirados das zonas de maiores deformação dos estágios das operações de conformação dos aços estudados nesse trabalho foram determinadas por Microscopia Ótica (MO) em um microscópio ótico *Leica* do Laboratório de Microscopia Ótica do Setor de Tecnologia Metalúrgica do CETEC. As amostras para essa análise foram preparadas da maneira descrita na seção 4.2.2. Procurou-se observar as características da formação da martensita  $\alpha'$ , principalmente a sua morfologia.

A avaliação da evolução microestrutural foi realizada pela análise de pastilhas cortadas por eletroerosão em posições pré-estabelecidas do flange dos copos, que é a região onde

ocorrem as maiores deformações no embutimento. Essas pastilhas atuaram como elementos de controle à medida que o flange se moveu em direção à garganta da matriz, para adentrá-la, devido à força exercida pelo punção durante seu percurso dentro da matriz. A Figura 4.9 simula o movimento do flange em direção à matriz e esquematiza a posição de retirada das amostras (representada pela parte hachurada) para análise microestrutural durante o percurso. As Figuras 4.11 e 4.12 mostram as pré-formas das operações de embutimento das quais foram retiradas amostras para determinação das fases presentes e também análise microestrutural.

O mesmo esquema de corte de amostras e os mesmos procedimentos foram utilizados para se avaliar a evolução microestrutural no reembutimento. As pastilhas foram cortadas a partir da base dos copos embutidos também a cada 5mm de deslocamento do punção.

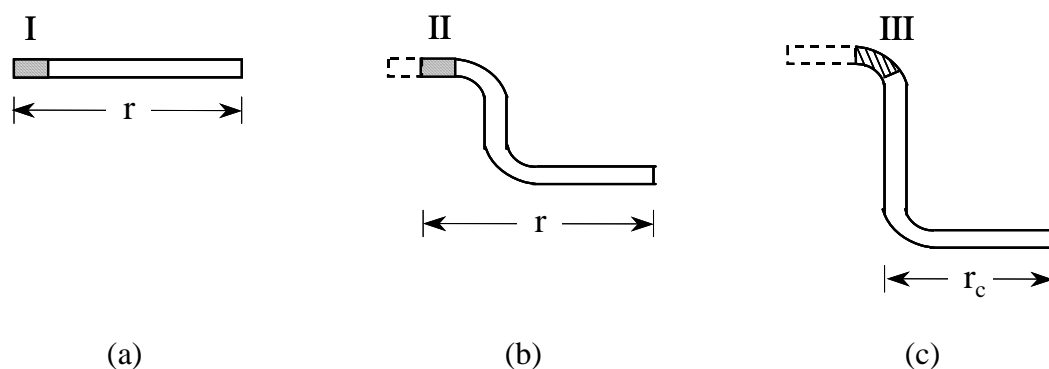


Figura 4.10: Posições de usinagem de amostras de copos semi-embutidos durante o estudo da variação microestrutural ao longo dos copos embutidos e reembutidos.



Figura 4.11: Exemplos de pré-formas da operação de embutimento nas quais foram cortadas amostras das zonas de deformação.



Figura 4.12: Exemplos de pré-formas da operação de reembutimento nas quais foram cortadas amostras das zonas de deformação.

#### **4.6.3. Determinação das Deformações Durante as Operações de Embutimento e Reembutimento**

As deformações superficiais sofridas durante as operações de conformação dos copos foram medidas pelo método *ASAME TARGET (Automated Strain Analysis and Measurement Environment)* instalado no Laboratório de Estampagem do Centro de Pesquisa da ARCELORMITTAL INOX BRASIL. Este método usa uma câmera digital, um computador com capacidade para ler discos rígidos PCMCIA e um alvo fotogramétrico. Este alvo é um objeto de dimensões conhecidas com marcas facilmente identificáveis: um

cubo de 25mm de aresta com uma malha quadrada de 5mm gravada em cada uma de suas faces . Um exemplo do uso do método pode ser visto na Figura 4.13.

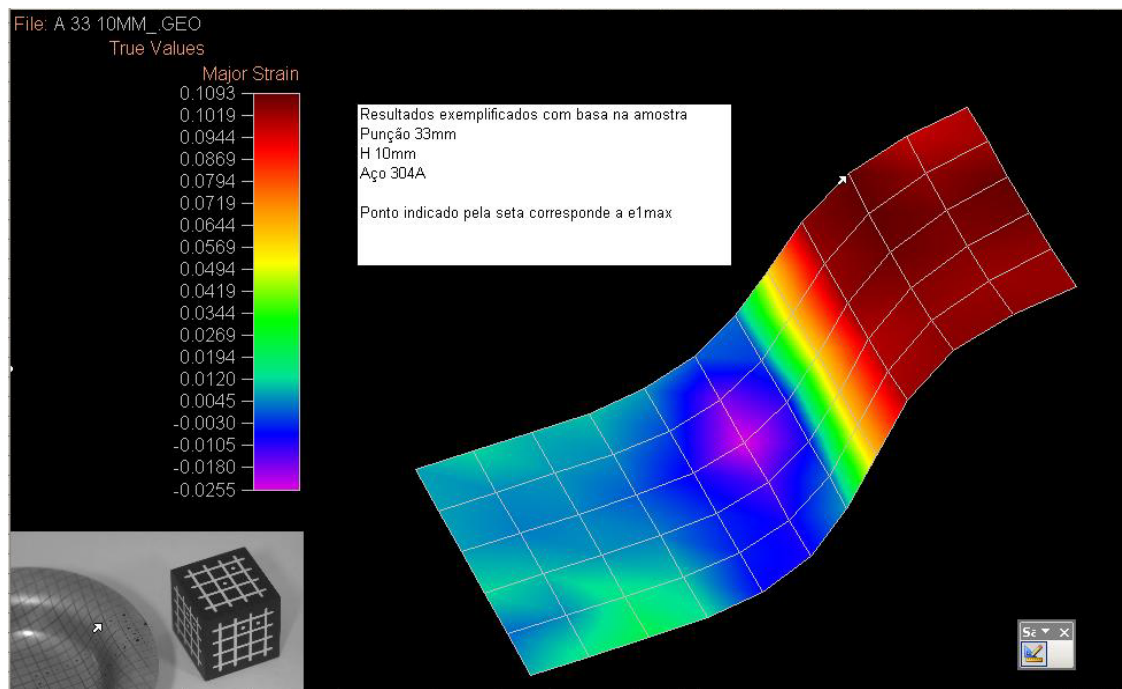


Figura 4.13: Apresentação dos dados do método *ASAME TARGET*.

Para se realizar as medições das deformações superficiais em uma determinada área, primeiramente uma malha quadrada foi aplicada à superfície da chapa antes do embutimento. Subsequentemente, o ASAME é usado para fazer várias fotografias de uma determinada área após a deformação. O software de processamento de imagens do método identifica e processa as coordenadas tridimensionais dos pontos de interseção da malha. O cubo é colocado próximo à região que se deseja conhecer o nível de deformação e várias fotografias são feitas a partir de, no mínimo, dois locais usando a câmera digital. Cada fotografia deve incluir o alvo e a área cuja deformação se deseja conhecer. A câmera armazena as fotografias nos discos PCMCIA e ao final do processo, são removidos e conectados ao computador para o processamento como *software* ASAME para gerar a geometria da superfície e calcular as deformações superficiais verdadeiras ( $\epsilon_{\text{maior}}$  e  $\epsilon_{\text{menor}}$  )



da área deformada. Esse sistema de medição resulta em uma incerteza de  $\pm 2,5\%$  na deformação quando se usam duas fotografias. Com três fotografias, a incerteza no valor da deformação diminui para  $\pm 1,5\%$  [<http://archive.metalfforming.com/1996/05/SSM/strain.htm>].

A deformação verdadeira na espessura da chapa foi calculada utilizando-se a Equação 4.4.

$$\varepsilon_{\text{espessura}} = \varepsilon_{\text{maior}} - \varepsilon_{\text{menor}} \quad \text{Equação 4.4}$$

Para o estabelecimento das correlações com outros parâmetros definidos no trabalho foi usado o critério de deformação efetiva para deformação plástica, dada pela Equação 4.5:

$$\varepsilon_{\text{efetiva}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varepsilon_{\text{maior}}^2 + \varepsilon_{\text{menor}}^2 + \varepsilon_{\text{maior}} \times \varepsilon_{\text{menor}}} \quad \text{Equação 4.5}$$

#### 4.6.4. Fração Volumétrica de Martensita Induzida por Deformação

A fração volumétrica de martensita induzida por deformação da austenita foi medida em amostras cortadas das zonas de maiores deformações durante a evolução das operações de embutimento e reembutimento. A cada 5mm de deslocamento do punção, amostras foram cortadas, por eletroerosão, das pré-formas das etapas nas quais as operações de conformação do trabalho foram divididas. As frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  dessas amostras foram determinadas por difração de raios-X da maneira descrita na seção 4.4.3.3.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS NO ESTADO COMO RECEBIDO

#### 5.1.1 Identificação das Fases

Para cada aço do trabalho, foi feito um difratograma de raios-X para detecção das fases presentes no estado “como recebido”. Como esperado, os difratogramas indicaram uma estrutura completamente austenítica ( $\gamma$ ). Não houve evidência de martensita nos aços uma vez que não foram observados picos característicos desta fase. Os difratogramas dos aços podem ser vistos na Figuras 5.1, 5.2, 5.3 e 5.4 para os aços 304A, 304H, 304B e 304N, respectivamente.

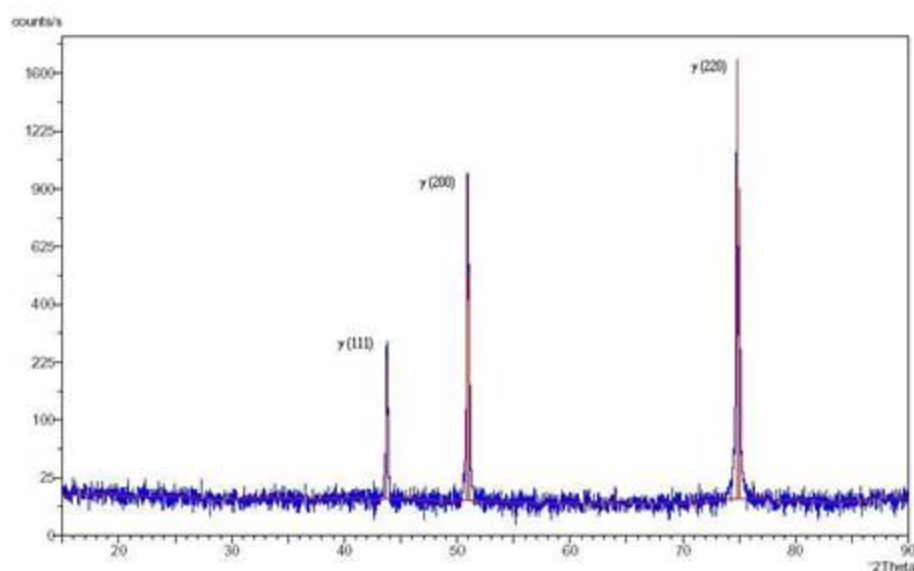


Figura 5.1: Difratograma de raios-X do aço 304A como recebido.

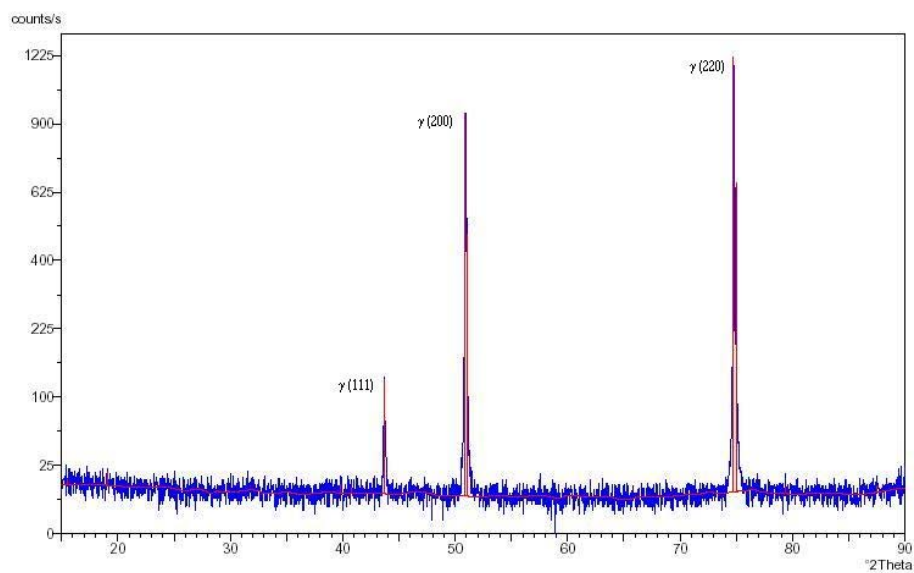


Figura 5.2: Difratoograma de raios-X do aço 304H como recebido.

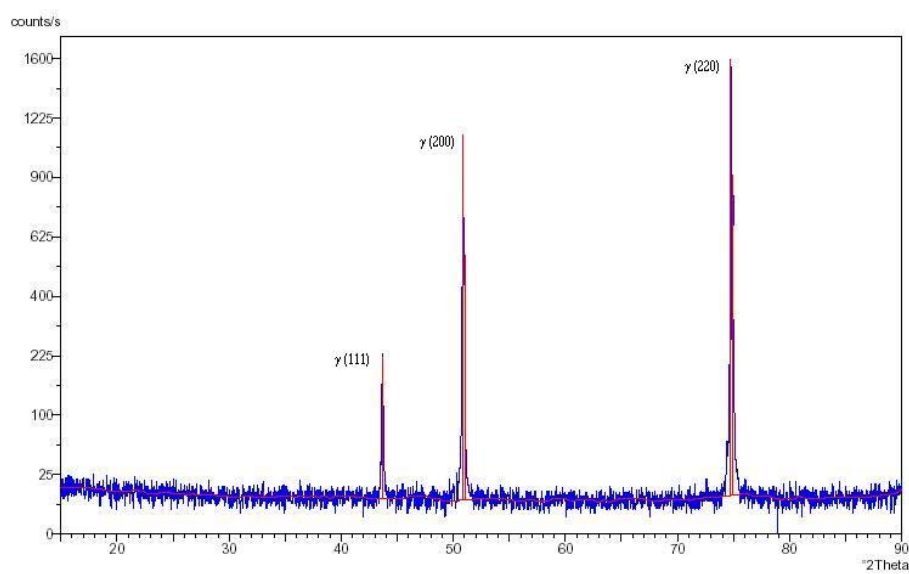


Figura 5.3: Difratoograma de raios-X do aço 304B como recebido.

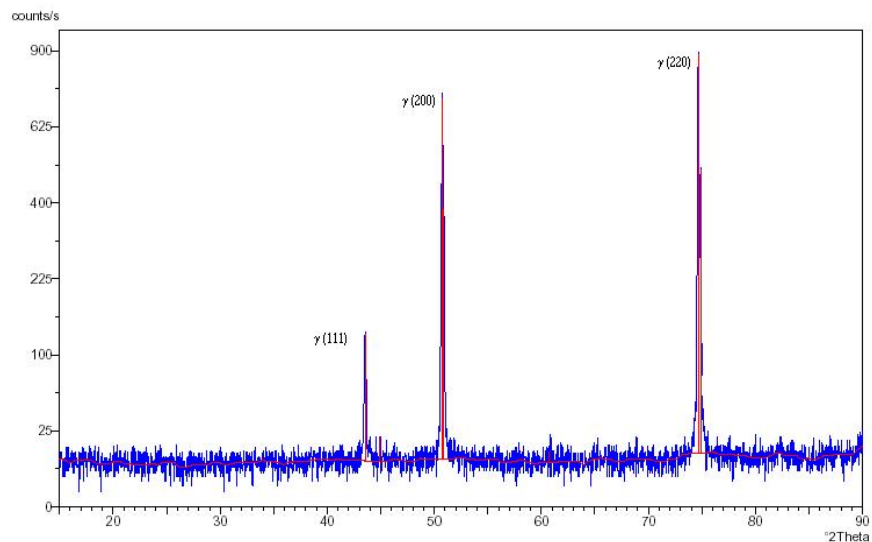


Figura 5.4: Difratoograma de raios-X do aço 304N como recebido.

### 5.1.2 Observação da Microestrutura

As imagens das microestruturas dos aços 304A, 304H, 304B e 304N, obtidas por microscopia ótica no estado como recebido, estão mostradas nas Figuras 5.5 a 5.8. As microestruturas revelaram a presença de grãos austeníticos equiaxiais muitos dos quais contendo maclas de recozimento. As maclas são identificadas como bandas com lados paralelos e são formadas durante a recristalização [Kraus, 1989]. Os tamanhos dos grãos, medidos segundo a metodologia de Hilliard (norma ASTM E 112 – 96) se encontram registrados na Tabela 5.1. De acordo essa tabela, nota-se que os tamanhos dos grãos dos aços estudados foram muito próximos. Entretanto, evidencia-se dos dados da Tabela 5.1 que o aço 304N apresentou o menor tamanho de grão dentre todos, principalmente se comparado ao aço 304A.

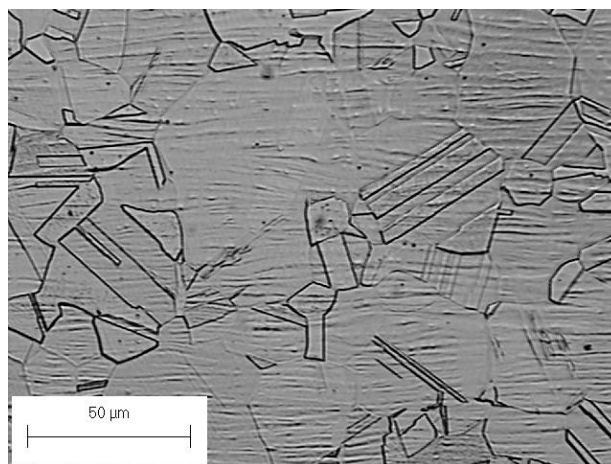


Figura 5.5: Imagem da microestrutura do aço inoxidável austenítico 304A, obtida por microscopia ótica, após polimento eletrolítico e ataque com solução 10% de ácido oxálico.

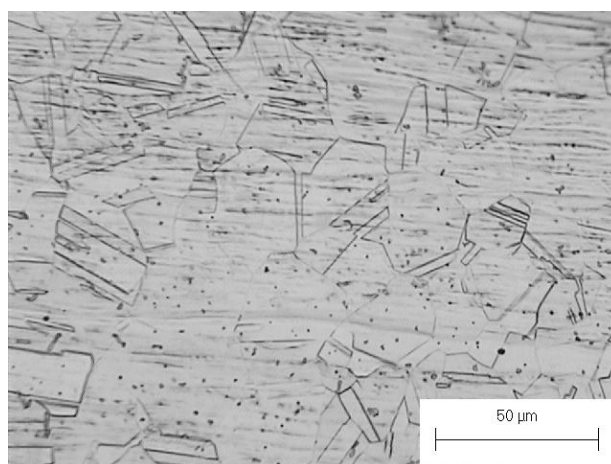


Figura 5.6: Imagem da microestrutura do aço inoxidável austenítico 304H, obtida por microscopia ótica, após polimento eletrolítico e ataque com solução 10% de ácido oxálico.

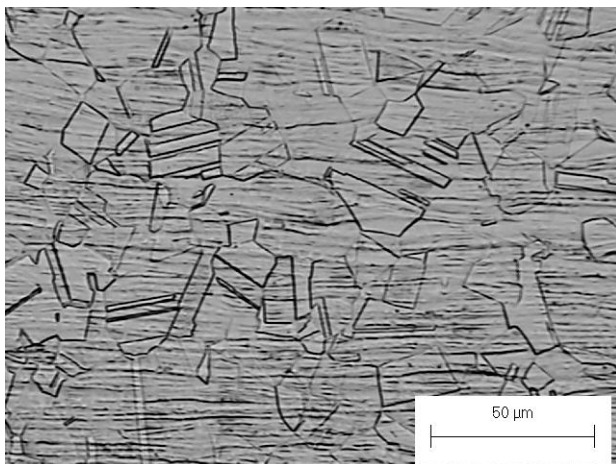


Figura 5.7: Imagem da microestrutura do aço inoxidável austenítico 304B, obtida por microscopia ótica, após polimento eletrolítico e ataque com solução 10% de ácido oxálico.

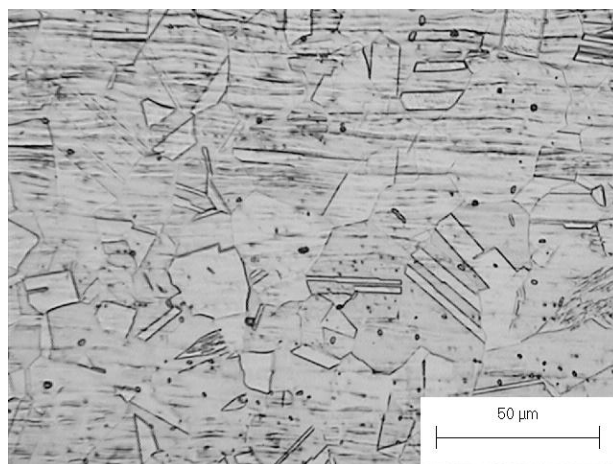


Figura 5.8: Imagem da microestrutura do aço inoxidável austenítico 304N, obtida por microscopia ótica, após polimento eletrolítico e ataque com solução 10% de ácido oxálico.

Tabela 5.1: Tamanhos de grãos dos aços inoxidáveis austeníticos 304A, 304H, 304B e 304N determinados pelo método de Hilliard.

<b>AÇO</b>	<b>TAMANHO DE GRÃO ASTM</b>	<b>TAMANHO DE GRÃO (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
304A	8,1	19 $\pm$ 2
304H	8,9	15 $\pm$ 2
304B	8,6	16 $\pm$ 2
304N	9,8	10 $\pm$ 2

As amostras dos aços 304A, 304H, 304B e 304N apresentaram um elevado nível de limpidez, não se verificando a presença de inclusões. Ressalta-se ainda que, nas amostras atacadas, não se observou ferrita delta. Porém, em todas as amostras analisadas foram observadas cavidades possivelmente originadas das etapas de polimento.

### **5.1.3 Propriedades Mecânicas**

As propriedades mecânicas são influenciadas pela estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica e, adicionalmente, pelo efeito dos elementos de liga que promovem alterações na energia de falha de empilhamento e dos intersticiais que aumentam a resistência mecânica dos aços por solução sólida.

#### **5.1.3.1 Análise dos aços 304A e 304H**

Os valores das propriedades mecânicas dos aços 304A, 304H determinados experimentalmente, são apresentados na Tabela 5.2.

Tabela 5.2: Propriedades mecânicas dos aços 304A, 304H.

<b>Aço</b>	<b>LE 0,2%(MPa)</b>	<b>LR (MPa)</b>	<b>Alongamento Uniforme(%)</b>	<b>Alongamento Total(%)</b>	<b>HV<sub>0,300</sub> (Kgf/mm<sup>2</sup>)</b>
<b>304A</b>	286±1	809±29	57±1	63±1	162±3
<b>304H</b>	332±2	797±2	55±1	60±1	175±4

Os valores dos Limites de escoamento dos aços 304A e 304H, calculados pela equação 3.4, foram de 244 e 252MPa, respectivamente. Observa-se que há pouca diferença entre o valor estimado para o aço 304A e o determinado experimentalmente, mas a diferença se torna significativa para o aço 304H. Em ambos os casos, o Limite de escoamento do aço 304H foi maior que do aço 304A. Esse comportamento pode ser interpretado como sendo devido ao balanço entre as diferentes contribuições dos elementos químicos constantes na composição química dos aços. De acordo com Pickering (1976) e Hendry (1994), o carbono e o nitrogênio, que formam soluções sólidas intersticiais, apresentam os maiores efeitos de aumento de resistência nos aços inoxidáveis e também são eles que apresentam os maiores coeficientes nas equações 3.4 e 3.5 e contribuem de forma mais acentuada para a elevação do valor dessa propriedade. Analisando-se a tabela de composição química (Tabela 4.1), observa-se que a soma dos teores de carbono e nitrogênio dos aços 304A e 304H são de 0,1010% e 0,1077%, respectivamente. Apesar de pequena a diferença entre os teores totais de C e N dos dois aços, a quantidade destes elementos intersticiais no aço 304H ainda é ligeiramente superior que do aço 304A. Provavelmente, esse fato é o responsável pelo maior valor do Limite de escoamento apresentado pelo aço 304H sendo resultante do endurecimento por solução sólida intersticial causado pela presença do carbono e do nitrogênio.

Segundo a literatura [Lacombe *et al.*, 1993], o molibdênio e o silício aumentam a resistência dos aços inoxidáveis ou por solução sólida ou pelo seu efeito sobre a energia de falha de empilhamento. Constata-se da Tabela 4.1, que a variação do teor de Mo entre os aços 304H e 304A é de 0,069%. Em relação ao C e N, a contribuição do Mo para o aumento do limite de escoamento é bem pequena como se observa pelo menor valor do



coeficiente deste elemento na equação proposta por Pickering (1978). Assim sendo, a diferença observada entre os limites de escoamento dos aços 304A e 304H pode ser atribuída, principalmente, aos teores de carbono e nitrogênio.

Os valores observados para os limites de resistência, alongamento uniforme e alongamento total dos aços 304A e 304H podem ser avaliados em termos do comportamento dessas ligas em relação ao encruamento. A diferença observada no encruamento dos dois aços pode ser explicada em termos das diferenças de energia de falha de empilhamento e na tendência à formação da martensita. Para avaliar o efeito da energia de falha de empilhamento, adotou-se a abordagem utilizada por Castro (2003), na qual foi elaborada uma estimativa aproximada do efeito da composição química na energia de falha de empilhamento dos aços inoxidáveis austeníticos. Nesta abordagem, a diferença de energia de falha de empilhamento entre dois aços é calculada multiplicando-se a variação dos teores de cada elemento da composição química dos aços, em % atômica, pela contribuição de cada elemento para a energia de falha de empilhamento da austenita,  $\Delta E_{FE}$ .

Os dados e os resultados da estimativa dos efeitos dos elementos de liga sobre a energia de falha de empilhamento dos aços 304A e 304H são apresentados na Tabela 5.3. Nessa tabela são mostradas a diferença entre as composições químicas (em % atômica) destes aços,  $\Delta at. \%$ , a contribuição de cada elemento de liga à energia de falha de empilhamento da austenita,  $\Delta E_{FE}$ , de acordo com os dados relatados por Dulieu e Nutting (1964) para o Si, Mo, Ni e Cu e os efeitos sugeridos por Llewellyn (1997) para o C, e para o N por Jiang *et al.*, (1996), Yakubtsov *et al.* (1998) para teores inferiores a 0,05% em peso e Karaman *et al.* (2001) para teores inferiores a 0,4% em peso. A soma do produto  $\Delta at. \% \times \Delta E_{FE}$  fornece uma estimativa do efeito das diferenças de composição química sobre a energia de falha de empilhamento.

Tabela 5.3: Diferenças entre as composições químicas dos aços 304A e 304H,  $\Delta$ at.%, contribuição dos elementos de liga para a energia de falha de empilhamento,  $\Delta$ EFE, e o efeito sobre a energia de falha de empilhamento, at.% x  $\Delta$ EFE.

Elementos	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb
$\Delta$ at.%	0,047	-0,063	-0,18	0,223	-0,07	-0,08	-0,02	-0,04	-0,0005
$\Delta$ EFE (mJ m <sup>-2</sup> )/at.%	>0	<0	-3,4	≈0	<0	1,4	3,6	0,1	3,2
$\Delta$ at.% x $\Delta$ EFE (mJ m <sup>-2</sup> )	>0	>0	0,61	≈0	>0	-0,111	-0,074	-0,004	-0,002

De acordo com os dados da Tabela 5.3, a menos do efeito do nitrogênio e do carbono, a diferença da energia de falha de empilhamento entre os aços 304A e 304H foi calculada em 0,42 mJ m<sup>-2</sup>. Este resultado indica que as energias de falha de empilhamento dos aços 304A e 304H são muito próximas. Dados de literatura indicam que o valor da contribuição do carbono é muito maior do que a dos outros elementos [Llewellyn, 1997 e Lacombe *et al.*, 1993] e há controvérsias sobre o efeito do nitrogênio na energia de falha de empilhamento. Como já descrito, há relatos na literatura que indicam que o nitrogênio promove o abaixamento da EFE e há relatos dizendo exatamente o contrário. Comparando-se a diferença da energia de falha de empilhamento encontrada para os aços 304A e 304H com o valor dessa energia para aços inoxidáveis austeníticos AISI 304, aproximadamente 21mJ/m<sup>2</sup> [Shirinivas *et al.* 1995], pode-se considerar que ambos possuem energias de falha de empilhamento iguais, tendo em vista que a diferença apresentada pode estar contida dentro da incerteza de medição do parâmetro. Considera-se ainda, que as diferenças entre os teores de carbono e nitrogênio dos aços 304A e 304H são pequenas para influenciar o resultado.

A literatura relata que aços austeníticos com energias de falha de empilhamento mais baixas estão mais propensos a formar mais sítios de nucleação para a martensita  $\alpha'$  [Fukase *et al.*, 1968]. Considerando-se apenas a energia de falha de empilhamento, os aços 304A e 304H deveriam apresentar capacidades de encruamento parecidas. Entretanto, como demonstrado na Figura 5.9, que mostra a variação da tensão de fluxo (curva ajustada a um

polinômio de ordem 6 pelo software *MATLAB* versão 2008A) e da capacidade de encruamento, para os aços 304A e 304H, a capacidade de encruamento do aço 304A é maior que a do 304H até uma deformação verdadeira de, aproximadamente, 0,43. A maior capacidade de encruamento do aço 304A em quase toda a faixa de deformações estudadas está associada à formação da martensita  $\alpha'$  cujo efeito se torna mais evidente pela mudança na inflexão na curva  $d\sigma/d\varepsilon$  no intervalo compreendido entre 0,15 e 0,38. Esse resultado implica que a austenita do aço 304A é mais instável que a do aço 304H, sendo esse fato confirmado pelo maior valor da temperatura  $Md_{30}$  apresentada pelo aço 304A em relação ao aço 304H, como estabelecido na Tabela 4.1. A inflexão na curva  $d\sigma/d\varepsilon$  para o aço 304H ocorre para deformações acima de 0,38, deformação na qual maior quantidade de martensita induzida por deformação deve ser formada nesse aço. As curvas originais se encontram no Apêndice.

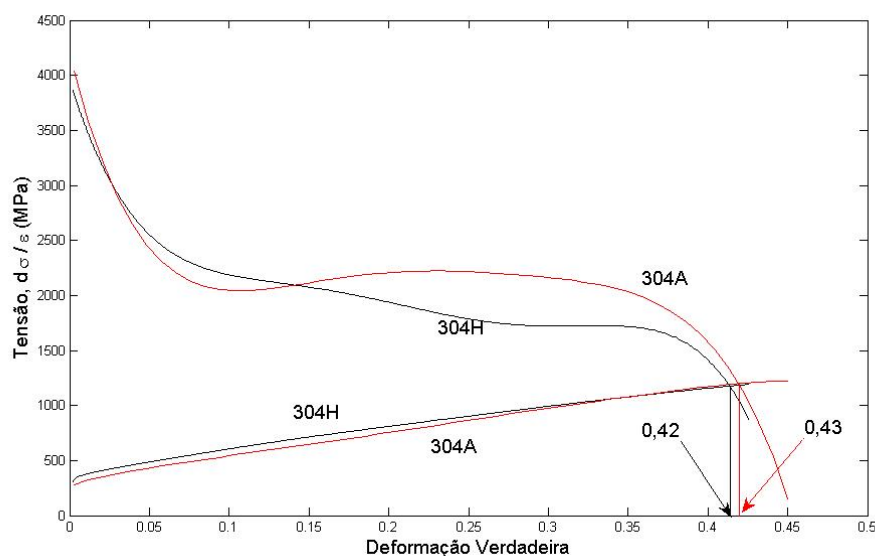


Figura 5.9: Variação da tensão de fluxo e da capacidade de encruamento para os aços 304A e 304H.

O aço 304A apresentou alongamento uniforme, à temperatura ambiente, da ordem de 57% e o aço 304H, em torno de 55% (uma variação de, aproximadamente, 4% que pode ser considerada pouco significativa). Os valores das deformações uniformes dos aços 304A e 304H determinados a partir do ponto no qual a curva  $d\sigma/d\varepsilon$  corta a curva de tensão de fluxo foram de 54% e 52%, respectivamente (esses valores correspondem a deformações verdadeiras de 0,43 e 0,42). Considerando esses resultados, pode-se afirmar que os valores de deformação uniforme dos aços continuaram ainda, muito próximos, confirmando os dados estabelecidos na Tabela 5.2.

Como a deformação não uniforme nos aços estudados é muito pequena comparada à deformação uniforme, é razoável que os alongamentos totais dos aços 304A e 304H sejam muito próximos já que seus alongamentos uniformes são praticamente os mesmos.

De acordo com Pickering (1976) e Castro (2003), o encruamento dos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis depende das características da transformação martensítica induzida por deformação. Segundo estes autores, à medida que a martensita se forma durante a deformação e sendo uma fase de dureza mais elevada, a tensão de fluxo aumenta rapidamente quando ela começa a se deformar plasticamente levando a um aumento na capacidade de encruamento. Como o valor do Limite de escoamento do aço 304A é menor que do aço 304H, a sua maior capacidade encruamento justifica que seu Limite de Resistência tenha sido próximo ao do aço 304H.

A diferença de dureza observada entre os aços 304A e 304H pode ser atribuída a efeito conjunto do carbono e do nitrogênio no aço 304H que proporcionou um aumento de seu limite de escoamento e por consequência, sua dureza.

### **5.1.3.2 Análise dos aços 304B e 304N**

A Tabela 5.4 apresenta as propriedades mecânicas dos aços 304B e 304N. Os Limites de Escoamento dos dois aços diferem em 23MPa. Os valores dos Limites de Escoamento dos

aços calculados pela equação 3.5 foram de 236MPa para o aço 304B e 242MPa para o 304N, resultando em uma diferença de 5MPa. As diferenças observadas entre os valores medidos e os estimados podem estar associadas aos efeitos do cobre, do níquel e do manganês que não foram considerados na proposição da Equação 3.5.

Tabela 5.4: Propriedades mecânicas dos aços 304B e 304N.

<b>Aço</b>	<b>LE 0,2%(MPa)</b>	<b>LR (MPa)</b>	<b>Alongamento Uniforme(%)</b>	<b>Alongamento Total(%)</b>	<b>HV<sub>0,30</sub> (Kgf/mm<sup>2</sup>)</b>
<b>304B</b>	296±1	695±1	50±1	57,5±0,5	159 ±3
<b>304N</b>	273±1	634±1	52±2	60±1	142±3

Há relatos na literatura [Shimizu *et al.*, (1970) e Lacombe *et al.*, 1993] que afirmam que a presença de cobre na composição química dos aços inoxidáveis austeníticos reduz a resistência mecânica destas ligas. Por outro lado, Pickering (1976) afirma que o aumento no teor de cobre (que é um elemento gamagêneo) promove uma elevação, mesma que mínima, no limite de escoamento. Castro (2003) também observou queda nos valores dos limites de escoamento de aços inoxidáveis austeníticos nos quais parte do níquel foi substituída por cobre. Uma possível explicação para a redução do limite de escoamento apresentado pelo aço 304N em relação ao 304B pode estar relacionada ao fato da possibilidade deste aço ter apresentado energia de falha de empilhamento maior (como será visto mais adiante neste texto) devido à adição de cobre à sua composição química. Apesar de ter apresentado granulometria mais fina (o que poderia contribuir para o aumento do limite de escoamento), o menor valor desta propriedade pode ser atribuído ao fato de que, com maior energia de falha de empilhamento, sua capacidade de encruamento é menor resultando em uma menor tensão para uma deformação plástica de 0,2%, que é a medida do limite de escoamento.

As diferenças observadas nos Limites de Resistência, Alongamentos Uniforme e Total podem ser avaliadas a partir das características de encruamento dos aços e pela tendência à formação da martensita  $\alpha'$ . Seguindo a mesma metodologia aplicada ao estudo dos aços 304A e 304H, a Tabela 5.5 apresenta os cálculos para se estimar a contribuição dos

diferentes elementos de liga na energia de falha de empilhamento das austenitas dos aços 304B e 304N.

Tabela 5.5: Diferenças entre as composições químicas dos aços 304B e 304N,  $\Delta$ at.%, contribuição dos elementos de liga para a energia de falha de empilhamento,  $\Delta$ EFE, e o efeito sobre a energia de falha de empilhamento, at.% x  $\Delta$ EFE.

Elementos	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb
$\Delta$ at.%	-0,036	0,047	0,012	0,134	0,133	0,780	-1,189	0,0154	-0,082
$\Delta$ EFE (mJ m <sup>-2</sup> )/at.%	>0	<0	-3,4	≈0	<0	1,4	3,6	0,1	3,2
$\Delta$ at.% x $\Delta$ EFE (mJ m <sup>-2</sup> )	<0	<0	-0,41	≈0	<0	1,092	-4,280	0,0015	-0,2625

A partir dos dados constantes na Tabela 5.5, estimou-se que a energia de falha de empilhamento do aço 304N é pelo menos 3,5mJ m<sup>-2</sup> maior que do aço 304B e esta diferença pode ser ainda mais elevada devido ao efeito mais potente do carbono, cujo teor no aço 304N é maior que no 304B.

Considerando-se que o aço 304N tenha a energia de falha de empilhamento mais elevada, este aço deveria apresentar menores frações volumétricas de martensita induzida por deformação que aço 304B. De acordo com Shrinivas *et al.* (1995), o menor valor da energia de falha de empilhamento do aço 304B possivelmente resultou em mais escorregamentos planares das deslocações que escorregamentos cruzados. O maior número de escorregamentos planares indica a existência de um maior número de interseções de bandas de cisalhamento que são sítios potenciais para a nucleação da martensita induzida por deformação [Raman *et al.*, 1994]. Assim, o menor valor da energia de falha de empilhamento do aço 304B deveria assegurar uma maior capacidade encruamento e, portanto, maior Expoente de Encruamento em relação ao aço 304N.

A Figura 5.10 apresenta a variação da tensão de fluxo e da capacidade de encruamento para os aços 304B e 304N. As curvas de fluxo dos materiais também foram ajustadas a um

polinômio de ordem 6 pelo software *MATLAB* versão 2008A. O aço 304B apresenta capacidade de encruamento maior que o aço 304N devido à menor energia de falha de empilhamento da austenita e à conseqüente maior fração volumétrica de martensita induzida por deformação. No entanto, como a fase martensítica apresenta baixa capacidade de encruamento,  $d\sigma/d\varepsilon$  decresce mais acentuadamente para esse aço que para o aço 304N. Embora o aço 304B possua maior tensão de fluxo, o critério de Considère (ponto de interseção entre a curva de fluxo e a capacidade de encruamento) é atingido para uma deformação verdadeira de 0,409 (que corresponde a um alongamento uniforme de 50%) e para o aço 304N, o critério é satisfeito para um valor de deformação bem próximo a 0,42 (deformação uniforme de 52%). Esses valores de deformação uniforme estão de acordo com aqueles encontrados na Tabela 5.4.

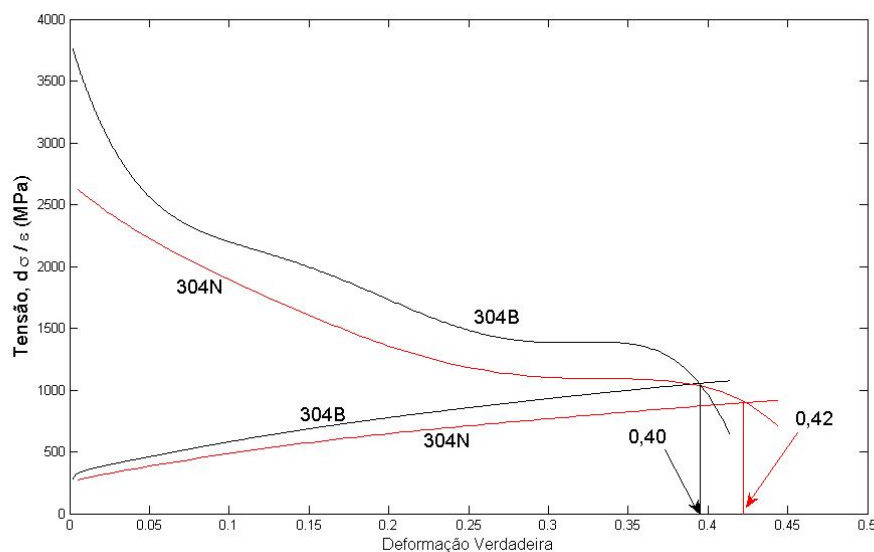


Figura 5.10: Variação da tensão de fluxo e da capacidade de encruamento para os aços 304B e 304N.

Apesar de muito próximas, a maior deformação uniforme do aço 304N em relação ao aço 304B reflete o efeito do aumento do teor de cobre na composição química dos aços inoxidáveis austeníticos. Maiores alongamento uniformes foram observados por Shimizu *et al.* (1970) quando adicionaram até 1% de cobre em aços inoxidáveis austeníticos. Este comportamento foi interpretado como sendo decorrente do atraso na formação da

martensita, como observado por Castro (2003), em aços inoxidáveis austeníticos com redução de níquel e adição de cobre. Os resultados obtidos pela autora mostraram que para baixos níveis de deformação em tração, não foi observada a formação da martensita no aço com teor de cobre mais elevado. Já no aço com menos cobre, a fase martensítica ( $\alpha'$ ) foi detectada desde o início da deformação plástica. De acordo com Hecker *et al.*, (1992) à medida que a deformação em tração prossegue e mais martensita vai sendo formada, pode ocorrer saturação da fase martensítica (isto significa que não há mais transformação da austenita com o aumento da deformação) e provocar diminuição do encruamento e instabilidade plástica com a conseqüente redução do alongamento uniforme. Hecker *et al.* (1992) afirmam, ainda, que a principal condição para a obtenção de alongamentos mais elevados à temperatura ambiente seja a formação da martensita para maiores valores de deformação. Esta condição assegura a existência de fase austenítica em quantidade suficiente para que a deformação ocorra preferencialmente nela, em detrimento da martensita, que como já foi dito, é uma fase de maior dureza. Na região onde há mais martensita, a deformação é interrompida e se inicia em outro local que contenha austenita, promovendo um maior nível de alongamento.

Os menores valores do Limite de Escoamento e da Capacidade de Encruamento do aço 304N explicam o valor reduzido de seu Limite de Resistência. O menor valor da dureza do aço 304N em relação ao aço 304B também é atribuído ao menor valor de seu Limite de Escoamento.

### **5.1.3.3 Estabilidade da austenita e propriedades mecânica dos aços estudados**

Os valores dos Limite de Escoamento, Limite de Resistência, Alongamento Uniforme, Alongamento Total e temperatura  $Md_{30}$  de todos os aços inoxidáveis estudados são apresentados na Tabela 5.6, a partir da qual pode-se comparar suas propriedades mutuamente, tendo em vista que nas seções anteriores a comparação foi feita aos pares. São



também apresentados a soma dos teores de carbono e nitrogênio, o teor de cobre e o teor de níquel constante nos aços avaliados nesse trabalho. Pode-se notar da Tabela 5.6 que o

Tabela 5.6: Teores de C+N, teores de cobre e de níquel, propriedades mecânicas e temperatura  $Md_{30}$  dos aços inoxidáveis estudados.

<b>Aço</b>	<b>C+N (%)</b>	<b>Cu (%)</b>	<b>Ni (%)</b>	<b>LE 0,2%(MPa)</b>	<b>LR (MPa)</b>	<b><math>e_u</math>(%)</b>	<b><math>e_T</math>(%)</b>	<b><math>Md_{30}</math> (°C)</b>
<b>304A</b>	0,1010	0,060	8,03	286±1	809±29	56,9±0,4	63±1	2,6
<b>304H</b>	0,1077	0,084	8,12	332±2	797±2	55±1	60±1	-5,1
<b>304B</b>	0,0729	0,225	8,91	296±1	695±1	50±1	57,5±0,5	-14,6
<b>304N</b>	0,0614	1,601	8,06	273±1	634±1	52±2	60±1	-34,1

maior valor de Limite de Escoamento foi alcançado pelo aço 304H sendo resultante da maior quantidade de intersticiais (C+N) presente em sua composição química. É pequena a diferença entre os valores de Limite de Escoamento dos aços 304A, 304B e 304N, tendo este último apresentado o valor mais baixo devido ao seu maior teor de cobre. Os valores de Limite de Resistência apresentaram maior variação, sendo os aços com maior Limite de Resistência, os aços 304A e 304H, os que apresentaram as maiores temperaturas  $Md_{30}$ . Esses aços se destacam dos demais em relação ao limite de resistência devido às suas maiores capacidades de encruamento (Figura 5.11) decorrentes da maior quantidade de martensita formada na deformação e, portanto, do valor de  $Md_{30}$ . Os valores dos Limites de Resistência dos aços 304B e 304N mostraram dependência da quantidade de martensita formada e, portanto, do valor de  $Md_{30}$  e da energia de falha de empilhamento. Quanto menor o valor de  $Md_{30}$  e maior a energia de falha de empilhamento, menor o limite de resistência, o que está de acordo com os dados da Tabela 5.6, na qual se observa que o aço 304N possui menor valor de  $Md_{30}$  e menor valor de Limite de Resistência que os outros aços. O maior teor de níquel e também a maior quantidade de cobre presente na

composição química dos aços 304 B e, sobretudo do aço 304N, resultou em uma maior estabilidade da austenita resultando em menores capacidades de encruamento desses aços com reflexos sobre o limite de resistência (Figura 5.11). Esses resultados indicam que a transformação martensítica induzida por deformação é bastante sensível à composição química.

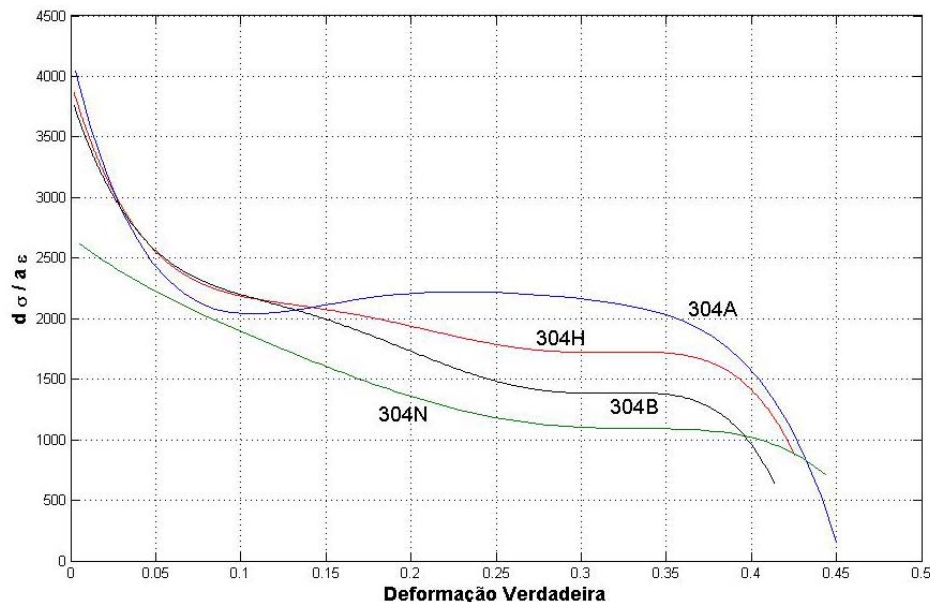


Figura 5.11: Curvas de capacidade de encruamento dos aços 304A, 304H, 304B e 304N, a temperatura ambiente, em testes de tração.

É importante ressaltar que as diferenças das propriedades mecânicas dos aços foram devidas ao efeito da composição química visto que os tamanhos de grão das ligas (Tabela 5.1) não apresentaram diferenças significativas que justificassem alguma influência sobre os valores de resistência mecânica, sendo exceção o aço 304N que apresentou tamanho de grão menor devido ao seu processamento industrial.

#### 5.1.3.4 Anisotropia das propriedades mecânicas

As distribuições dos valores do Coeficiente de Anisotropia Plástica em relação à orientação da direção de laminação dos pares de aços 304A/304H e 304B/304N podem ser vistas nas Figuras 5.12 e 5.13, respectivamente.

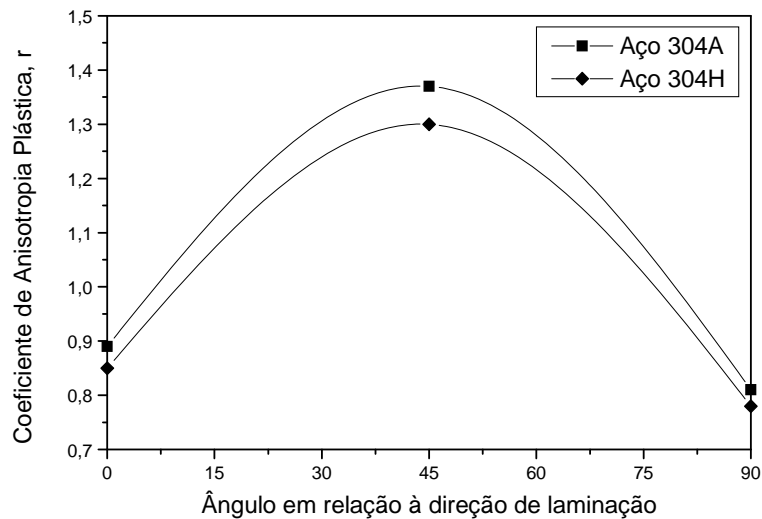


Figura 5.12: Coeficientes de Anisotropia Plástica dos aços 304A e 304H medidos por testes de tração em diferentes direções no plano da chapa.

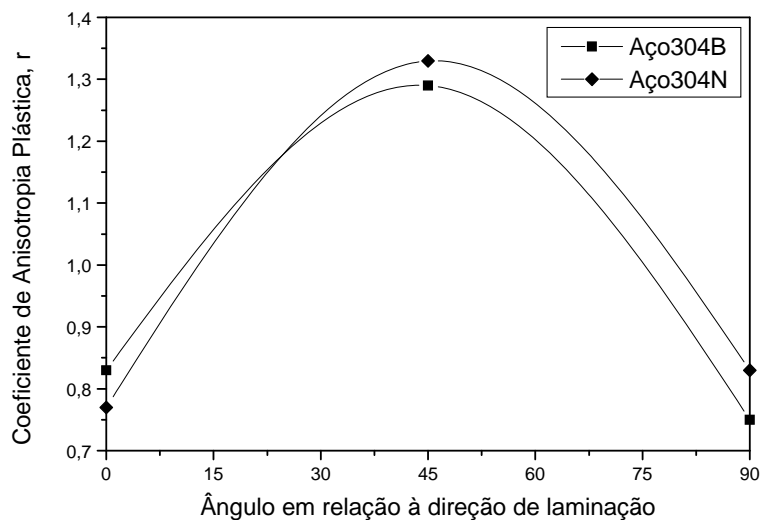


Figura 5.13: Coeficientes de Anisotropia Plástica dos aços 304B e 304N medidos por testes de tração em diferentes direções no plano da chapa.

Pode-se observar que as curvas de variação de  $r$  no plano da chapa se assemelham, qualitativamente, ao perfil de orelhamento dos copos embutidos dos aços estudados no

trabalho que apresentaram orelhas a 45° (Direção Diagonal) com a direção de laminação (Figura 5.14).



Figura 5.14: Copo embutido do aço 304B. As orelhas se formaram na direção diagonal em relação à direção de laminação que está representada pela linha traçada ao longo da parede do copo.

A Tabela 5.7 apresenta os valores dos Coeficientes de Anisotropia Planar,  $\Delta r$  e os valores da Anisotropia Normal Média,  $\bar{r}$ , calculados de acordo com as equações 3.12 e 3.13 respectivamente, para os aços 304A, 304H, 304B e 304N. Os valores da Anisotropia Normal Média,  $\bar{r}$ , representam como o material prefere acomodar a deformação a ele imposta durante a tração: ou afina a espessura ou se deforma no plano da chapa. Para que o material resista ao afinamento durante o embutimento, que é a condição desejada para se obter peças conformadas de parede mais elevadas, o valor de  $\bar{r}$  deve ser maior que a unidade [Dieter 1984, Handbook of Metal Forming, 1985]. Vê-se pela Tabela 5.7 que todos os aços deste trabalho apresentaram valores de Anisotropia Normal Média muito próximos à unidade o que indica que os aços inoxidáveis austeníticos 304A, 304H, 304B e 304N não possuem grande aptidão ao embutimento. Os valores de  $\Delta r$  também confirmam esta tendência. Espera-se que os materiais deformem-se no plano da chapa com variação planar mínima, ou seja, que o valor de  $\Delta r$  seja zero, ou pelo menos, próximo a ele. Pela Tabela 5.7, nota-se que nenhum dos aços do trabalho apresentou esta característica.

Tabela 5.7: Coeficientes de Anisotropia Planar,  $\Delta r$ , e valores da Anisotropia Normal Média,  $\bar{r}$ .

Aço	$\Delta r$	$\bar{r}$
<b>304A</b>	-0,52±0,03	1,11±0,03
<b>304H</b>	-0,49±0,08	1,06±0,08
<b>304B</b>	-0,50±0,12	1,04±0,12
<b>304N</b>	-0,53±0,09	1,07±0,09

#### 5.1.4 Conformabilidade

As Razões Limite de Embutimento (LDR) determinadas para os aços deste trabalho podem ser vistas na Tabela 5.8.

Tabela 5.8: Razões Limite de Embutimento dos aços inoxidáveis austeníticos 304A, 304H, 304B e 304N.

AÇO	RAZÃO LIMITE DE EMBUTIMENTO (LDR)
<b>304A</b>	2,04
<b>304H</b>	2,01
<b>304B</b>	2,01
<b>304N</b>	1,97

A Razão Limite de Embutimento (LDR) também é usada para avaliar a aptidão de chapas metálicas quanto ao embutimento. Quanto maior o valor de LDR, mais qualificado está o material para a conformação por embutimento. Observando-se os valores de LDR apresentados na Tabela 5.8, pode-se verificar que os aços inoxidáveis do trabalho possuem capacidade de embutimento bastante semelhantes, porém inferiores aos aços inoxidáveis ferríticos que, ao contrário dos austeníticos, possuem boa aptidão ao embutimento [Lacombe *et al.*, 1993].

A Razão Limite de Embutimento (LDR) varia com a Anistropia Normal Média ( $\bar{r}$ ) de forma exponencial e ambos os parâmetros são apropriados para avaliar a aptidão ao embutimento dos materiais [Viana, 2000]. Os dois parâmetros, que são diretamente dependentes da textura cristalográfica, indicaram que os aços 304A, 304H, 304B e 304N não possuem grande aptidão ao embutimento. A adição de elementos estabilizantes (Ti, Nb ou Zr) aos aços inoxidáveis ferríticos induz modificações na textura cristalina dessa classe de aços resultando em um aumento da razão de embutimento  $\bar{r}$ . Em condições otimizadas, razões de embutimento de 1,8 e valores de LDR de 2,15 podem ser obtidos em uma única operação de embutimento [Viana, 2000].

Para se avaliar o efeito do Expoente de Encruamento sobre a capacidade embutimento dos aços inoxidáveis deste trabalho foi calculado o produto  $\bar{r}n$  como proposto na literatura [Whiteley (1960) e Made e Deh (1967)]. A Tabela 5.9 mostra os valores de  $n$  e do produto  $\bar{r}n$  para os quatro aços do trabalho.

Tabela 5.9: Expoente de Encruamento ( $n$ ) dos aços inoxidáveis austeníticos deste trabalho e o resultado do produto dos parâmetros Anistropia Normal Média ( $\bar{r}$ ) e Expoentee de Encruamento,  $n$ .

<b>Aço</b>	<b>304A</b>	<b>304H</b>	<b>304B</b>	<b>304N</b>
<b>n (18 – 45%)</b>	0,625	0,533±0,005	0,464±0,002	0,442±0,002
<b><math>\bar{r}n</math></b>	0,56±0,02	0,45±0,04	0,38±0,01	0,34±0,02

Segundo Whiteley (1960) e Made e Deh (1967), quanto maior o produto  $\bar{r}n$  melhor é a aptidão do aço às operações de embutimento. Observa-se da Tabela 5.9 que o aço 304A apresentou o maior valor do produto  $\bar{r}n$  e também foi este aço que apresentou o maior valor de LDR. O aço 304N apresentou o menor valor para o produto  $\bar{r}n$  e foi o que teve menor aptidão ao embutimento. Assim como o valor de LDR,  $\bar{r}$  e o produto  $\bar{r}n$  são

parâmetros de importância tecnológica para indicação da capacidade de embutimento de aços inoxidáveis. Os parâmetros  $\bar{r}$  e  $\bar{r}_n$  podem ser medidos mais facilmente e fornecem, indiretamente, uma indicação da embutibilidade do material.

## 5.2 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS APÓS A CONFORMAÇÃO POR EMBUTIMENTO E REEMBUTIMENTO

### 5.2.1 Identificação das Fases

Um perfil típico de Difração de Raios-X de uma amostra retirada das paredes dos copos reembutados dos aços deste trabalho pode ser visto na Figura 5.15. Os planos de difração da austenita (CFC) e da martensita  $\alpha'$  (CCC) podem ser claramente identificados e estão classificados no espectro desta figura.

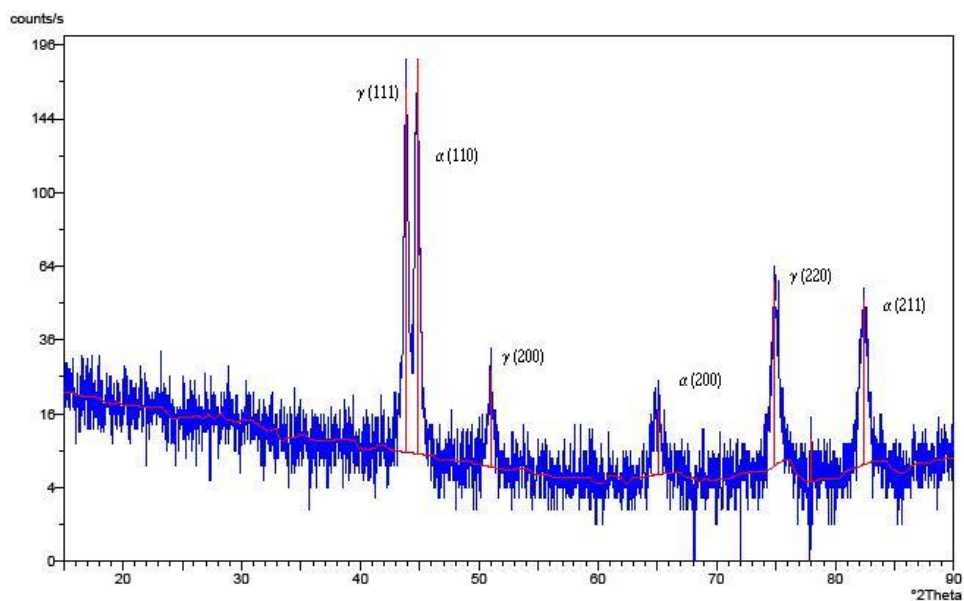


Figura 5.15: Difratomogramas de raios-X usando a radiação Cu- $\alpha$  para uma amostra retirada da parede do topo copo reembutado do aço 304B. Observa-se a presença da martensita  $\alpha'$  e da austenita ( $\gamma$ ).

### 5.2.2 Observação da Microestrutura

Exemplos de microestruturas de amostras dos aços austeníticos 304A, 304H, 304B e 304N deformados, retiradas das paredes de copos conformados na operação de reembutimento que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking* e observadas por microscopia ótica (MO), são apresentados nas Figuras 5.16 a 5.19.

As micrografias indicaram que os aços deformados apresentaram estrutura constituída de martensita (em tons escuros) e austenita não transformada confirmando os resultados mostrados no espectro de difração de raios-X (Figura 5.15). Os grãos de austenita e os pacotes de martensita, regiões de alinhamento paralelo das ripas de martensita [Krauss, 1989], se apresentaram alongados em virtude da deformação que os materiais sofreram durante reembutimento para formar as paredes dos copos.

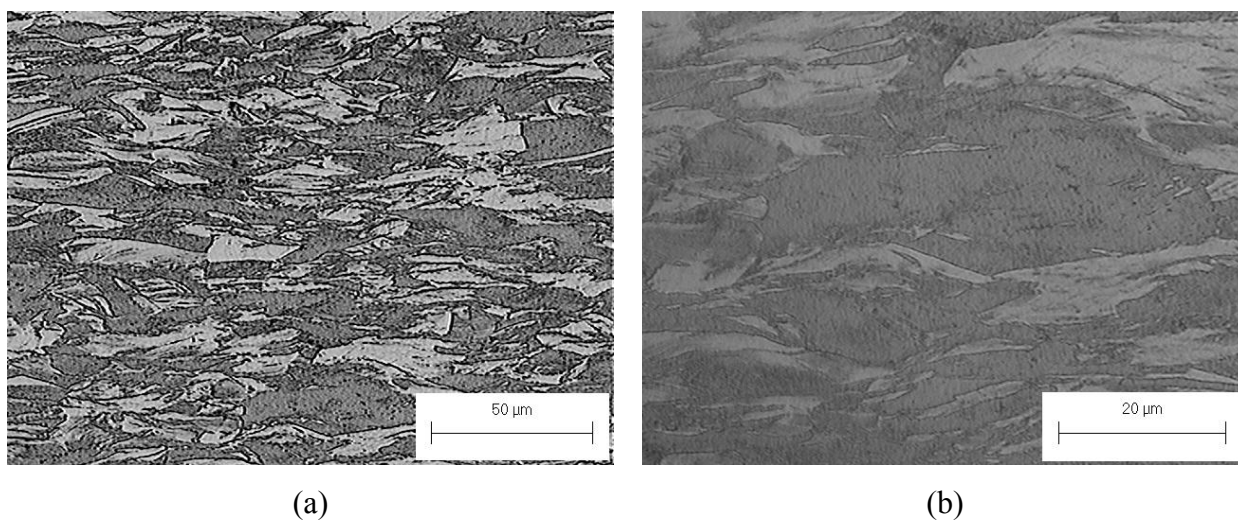


Figura 5.16: Micrografias óticas de amostra retirada da parede do copo do aço 304A, próximo à borda, durante a operação de reembutimento. Polimento eletrolítico e ataque com reagente Béraha.



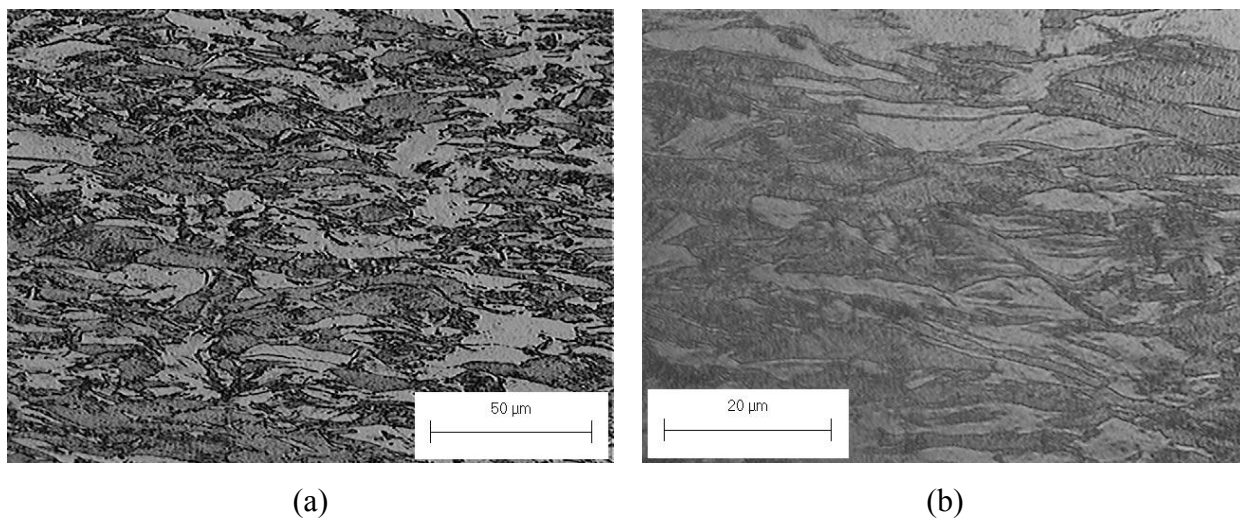


Figura 5.17: Micrografias óticas de amostra retirada da parede do copo do aço 304H, próximo à borda, durante a operação de reembutimento. Polimento eletrolítico e ataque com reagente Béraha.

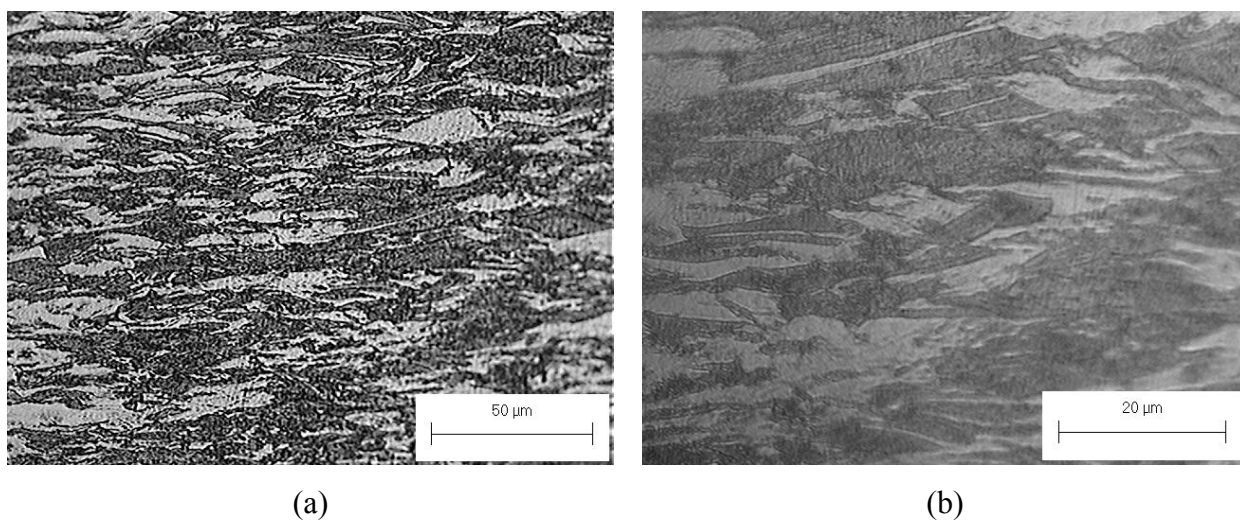


Figura 5.18: Micrografias óticas de amostra retirada da parede do copo do aço 304B, próximo à borda, durante a operação de reembutimento. Polimento eletrolítico e ataque com reagente Béraha.

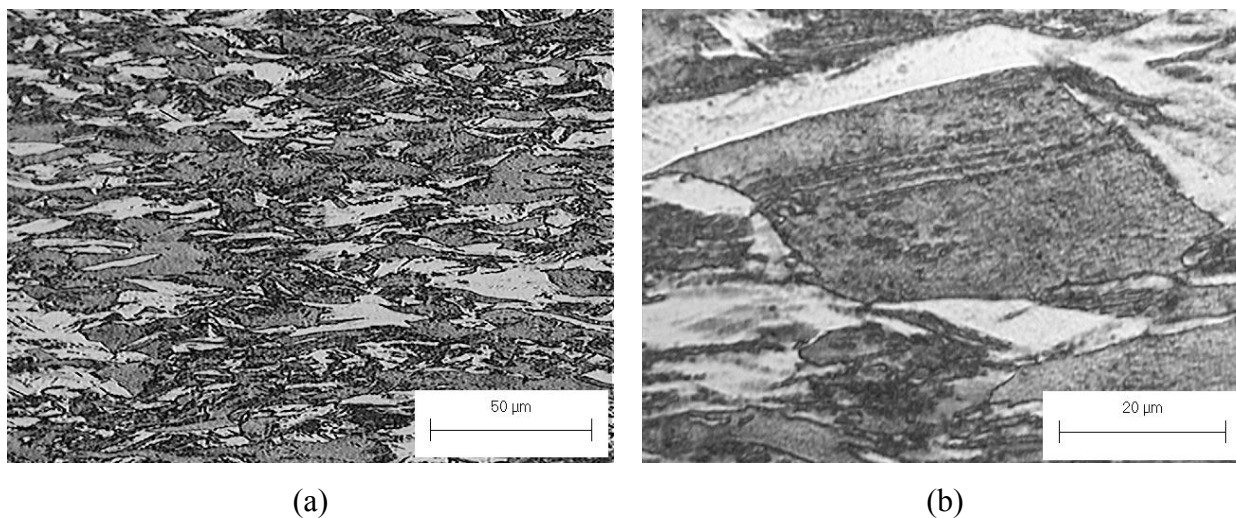


Figura 5.19: Micrografias óticas de amostra retirada da parede do copo do aço 304N, próximo à borda, durante a operação de reembutimento. Polimento eletrolítico e ataque com reagente Béraha.

A morfologia da martensita induzida por deformação ( $\alpha'$ ) observada nos aços inoxidáveis austeníticos do trabalho no início das operações de conformação foi descrita como tendo o formato de ripas (*lath martensite*) e se assemelhou à morfologia das martensitas observadas e relatadas por vários autores (Kelly e Nutting; 1961, Mangonon e Thomas, 1970; Murr *et al.*, 1982; Shrinivas *et al.* 1995). No entanto, ao final do processo de reembutimento e devido à grande quantidade de martensita formada, não foi possível delinear as ripas de martensita. Acredita-se que para o alto nível de deformação que ocorreu ao final do reembutimento, a martensita  $\alpha'$  tenha assumido uma forma irregular, em formato de blocos, relatado na literatura como sendo a *blocky martensite* (Staudhammer *et al.*, 1983 e Shrinivas *et al.*, 1995). De acordo com esses autores, a mudança de forma da martensita, passando de ripas para *blocky*, ocorre para deformações acima de 20%.

### 5.2.3 Quantificação das Fases

A fração volumétrica das fases formadas após a conformação dos aços inoxidáveis austeníticos foi estimada utilizando-se a técnica das intensidades integradas, descrita no item 4.6, usando, quando possível, os picos  $(111)_\gamma$ ,  $(200)_\gamma$  e  $(220)_\gamma$  para a austenita,  $(110)_{\alpha'}$ ,  $(200)_{\alpha'}$  e  $(211)_{\alpha'}$  para a martensita  $\alpha'$ . Para fins de comparação, são apresentados, inicialmente, os gráficos da variação de fração volumétrica de martensita induzida por deformação em relação à altura das paredes dos copos embutidos e reembutidos nas razões de embutimento (DR) de 1,69 (para a operação de embutimento) e de 2,15 (para o reembutimento) para todos os aços avaliados nesse trabalho. Nessas razões de embutimento, todos os aços foram submetidos ao mesmo nível de deformação o que permite compará-los na mesma condição de conformação. Posteriormente, são comparadas as variações de fração volumétrica de martensita induzida por deformação ao longo das paredes dos copos conformados nas menores razões de embutimento nas quais o fenômeno de *Delayed Cracking* foi observado para os aços desse estudo. São elas: 2,15 para o aço 304A, 2,42 para o aço 304H, 2,54 para o aço 304B e 2,50 para o aço 304N.

#### 5.2.3.1 Análise semi-quantitativa da fração volumétrica de martensita induzida por deformação nos copos conformados nas razões de embutimento de 1,69 e 2,15

A variação das frações volumétricas de martensita induzida por deformação em função da altura dos copos embutidos e reembutidos dos aços 304A, 304H, 304B e 304N, nas razões de embutimento de 1,69 e 2,15, são mostradas nas Figuras 5.20 e 5.21, respectivamente. Em ambas as operações avaliadas, a tendência observada foi o aumento da quantidade de martensita  $\alpha'$  ao longo da parede dos copos. Os menores valores de frações volumétricas de martensita induzida por deformação observados nas bordas dos copos reembutidos de todos os aços e no caso do copo embutido do aço 304A decorrem da inexatidão inerente ao método de medição.

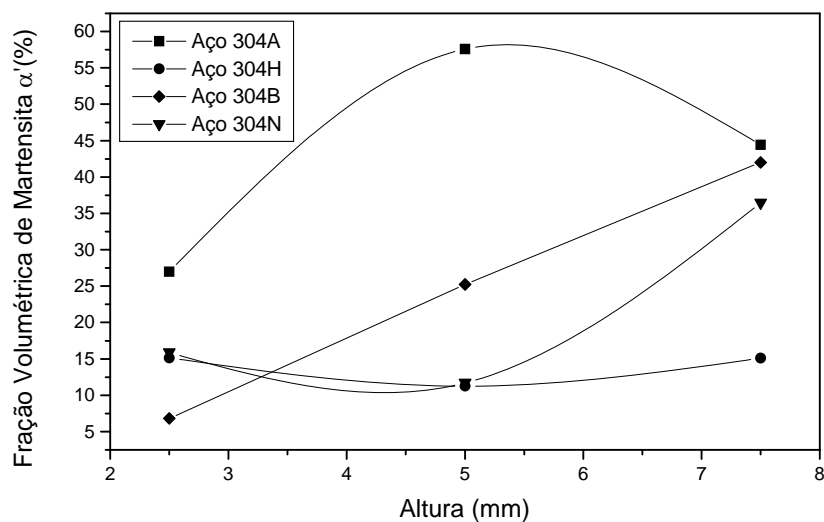


Figura 5.20: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos **embutidos** dos aços 304A, 304H, 304B e 304N na razão de embutimento DR igual a 1,69.

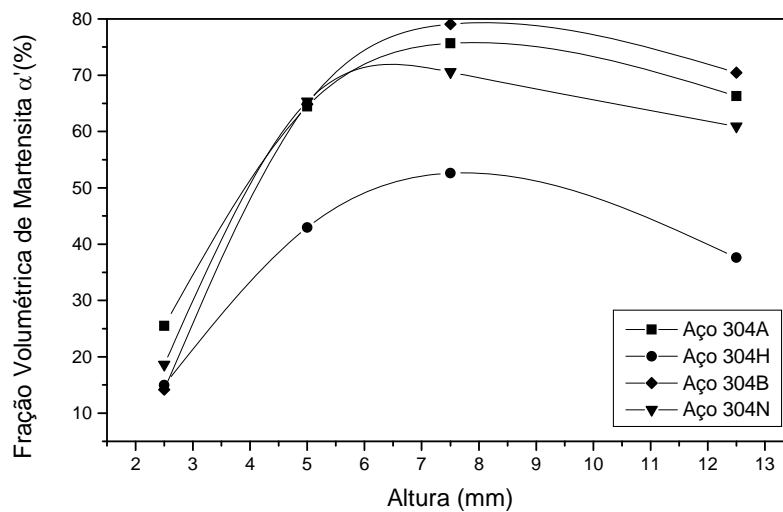


Figura 5.21: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos **reembutidos** dos aços 304A, 304H, 304B e 304N na razão de embutimento DR igual a 2,15.

Comparando-se as frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  dos aços com teor de carbono acima de 0,05% (aços 304A e 304H), observa-se que o aço 304A formou mais martensita que o aço 304H em ambas as operações de conformação avaliadas. Esses resultados confirmam que o aço 304H é mais estável que o aço 304A em relação à transformação martensítica, como previsto pelos valores estimados da temperatura  $Md_{30}$  para esses aços (Tabela 4.1). Essa maior estabilidade do aço 304H é resultado do maior teor de carbono e nitrogênio presente na composição química dessa liga que são elementos com grande potencial de estabilização da austenita dos aços inoxidáveis austeníticos. A mesma tendência é observada para os aços 304B e 304N que apresentam teor de carbono de 0,026%. De acordo com os valores estimados da temperatura  $Md_{30}$  para esses materiais (Tabela 4.1), o aço 304N é mais estável que o aço 304B. Como observado nos gráficos das Figuras 5.20 e 5.21, o aço 304N formou menos martensita induzida por deformação em ambas as operações de conformação. Isso se deve ao maior teor de cobre existente em sua composição química, tendo em vista que os seus teores de intersticiais são parecidos aos do 304B. Novamente, as inversões observadas em algumas posições são decorrentes do método empregado para a quantificação das fases.

Nota-se dos gráficos das Figuras 5.20 e 5.21, que as frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  formadas no aço 304A foram maiores que para os outros aços e que os menores valores foram observados para os aços 304N e 304H. De acordo com a equação proposta por Nohara *et al.* (1977), equação 3.14, depois do termo relativo ao carbono e nitrogênio, o que mais contribui para a diminuição do valor da temperatura  $Md_{30}$  é aquele que está relacionado aos teores de níquel e cobre (visto que o teor de Nb nos aços é bem pequeno e pouco contribui para a redução do valor de  $Md_{30}$ ). Comparando-se os aços 304H e 304N após um estudo termo a termo da equação de Nohara *et al.* (1977), o termo relativo ao carbono e nitrogênio para o aço 304H contribui com mais “força” para o aumento da estabilidade desse aço, enquanto que o termo que envolve os teores de cobre e níquel prevalecem para o aço 304N. Como os intersticiais são mais potentes para estabilizar a austenita que o cobre, possivelmente, o efeito desses elementos tenha sido mais significativo para a estabilização da austenita do aço 304H, para o nível de deformação

associado ao embutimento com o *blank* de 56mm, resultando em menores frações volumétricas de martensita induzida por deformação para o aço 304H. Esses mesmos termos avaliados para o aço 304A contribuem com menor intensidade para a estabilização da fase  $\gamma$  e por isso, ao ser deformado, esse aço produz maiores frações volumétricas de martensita  $\alpha'$ . Quando avaliado por essa abordagem, o aço 304B apresenta um comportamento intermediário entre os aços 304H e 304N. Ademais, deve-se levar em conta que existe uma incerteza associada à técnica de medição das frações volumétricas de martensita.

É interessante observar que as frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  de todos os aços são muito parecidas na base dos copos reembutidos e nas regiões próximas a ela. Isso se deve ao pequeno nível de formação sofrido pelo material próximo à cabeça do punção, tendo em vista a proximidade dessa região da entrada da matriz de conformação. Apenas o aço 304H se destacou dos demais, apresentando quantidades de martensita  $\alpha'$  mais baixas. Possivelmente, esse resultado está associado à incerteza da metodologia de medição usada nesse trabalho, a difração de raios-X, para quantificar as frações volumétricas de martensita induzida por deformação.

### **5.2.3.2 Análise semi-quantitativa da fração volumétrica de martensita induzida por deformação nos aços com teor de carbono acima de 0,05% nas razões de embutimento de 2,15 e 2,42**

As Figuras 5.22 e 5.23 apresentam as frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  em função da altura dos copos embutidos (nas razões de embutimento de 1,69 e 191) e reembutidos (nas razões de embutimento de 2,15 e 2,42) dos aços 304A e 304H. De acordo com estas figuras, as frações volumétricas de martensita aumentaram, gradualmente, da base dos copos até suas bordas. Porém, os valores máximos alcançados foram diferentes para cada operação de conformação.

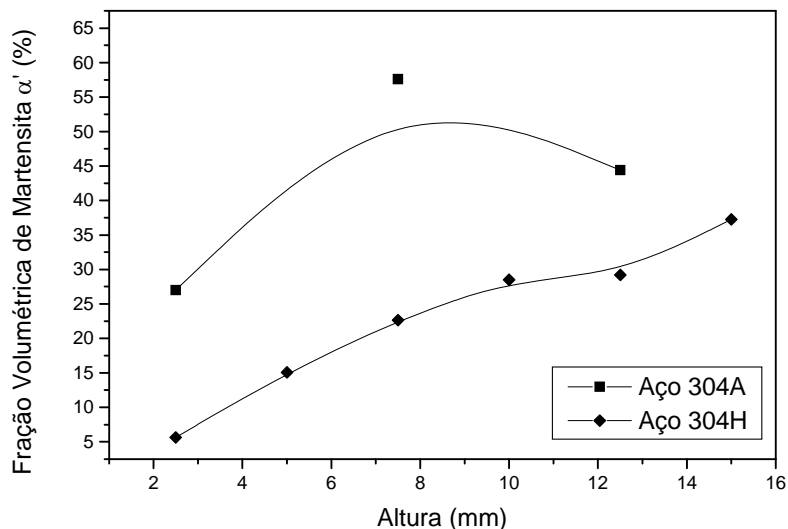


Figura 5.22: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos **embutidos** dos aços 304A (razão de embutimento DR igual a 1,69) e 304H (razão de embutimento DR igual a 1,91).

Este mesmo comportamento foi observado por Sumitomo (1978) em seus estudos com aços inoxidáveis austeníticos de composição derivada do AISI 304 contendo 6,2ppm de hidrogênio e também por Hecker *et al.*, 1982 e Shrinivas *et al.*, 1995 em aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 submetidos a diferentes estados de tensão e graus de deformação. O aumento da fração volumétrica de martensita ao longo das paredes dos copos está consistente com os diferentes níveis de deformação sofridos pelo *blank* durante as operações de embutimento. Regiões próximas à área do punção (base do copo) necessitam de menores deformações para adentrar a garganta da matriz de embutimento. Já as regiões situadas na borda do *blank* apresentam fluxo metálico mais intenso para alcançar a matriz e formar a parede do copo. Como a quantidade de martensita  $\alpha'$  depende do nível de deformação, a região mais deformada apresenta maior fração volumétrica desta fase.

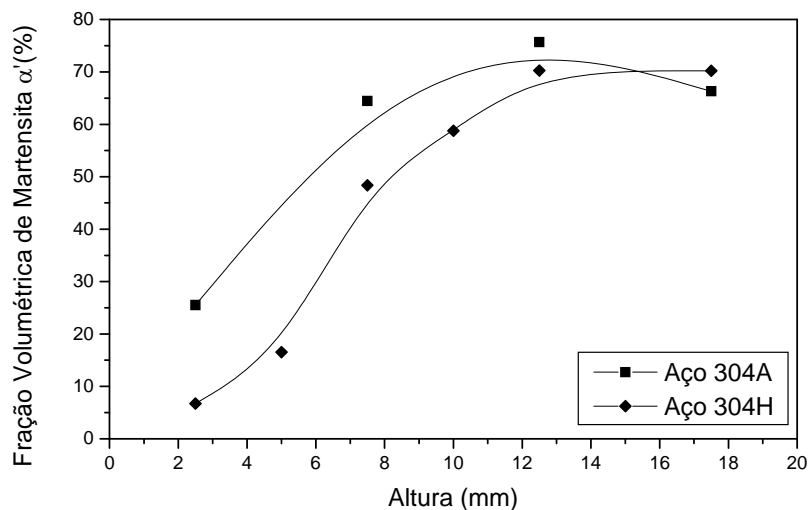


Figura 5.23: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos **reembutidos** dos aços 304A e 304H nas Razões Embutimento 2,15 e 2,42, respectivamente.

As frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  dos aços 304A e 304H, que aumentaram acentuadamente desde a base dos copos até um valor de altura de aproximadamente 12mm, pareceram tender a um crescimento em forma de S indicando uma possível saturação da transformação martensítica para níveis de deformação mais elevados (indicados aqui pela posição de medição nas paredes dos copos). Esta forma em S foi observada por Olsen e Cohen (1976) e Olsen e Azrin (1978) que relataram que a curva da variação da quantidade de martensita  $\alpha'$  com a deformação verdadeira tinha uma forma sigmoideal e alcançava a saturação para frações abaixo de 100%. Para a modelagem desta curva, Olson e Cohen (1976) assumiram que a interseção de bandas de cisalhamento microscópicas foram os sítios predominantes para nucleação da martensita  $\alpha'$ . A expressão desenvolvida por esses autores e que relaciona a fração volumétrica de martensita ( $f^{\alpha'}$ ) com a deformação plástica ( $\epsilon$ ) foi a seguinte:

$$f^{\alpha'} = 1 - \exp\{-\beta[1 - \exp(-\alpha\epsilon)]^n\} \quad \text{Equação 5.1}$$



na qual  $\beta = (\bar{v}^{\alpha'}) / (\bar{v}^{sb})^n k p$ ,  $(\bar{v}^{\alpha'})$  é o volume de uma unidade de martensita  $\alpha'$  e  $(\bar{v}^{sb})$  é o volume de uma banda de cisalhamento.  $n$  e  $k$  são constantes e  $p$  é a probabilidade de que uma banda de cisalhamento venha formar um embrião de martensita  $\alpha'$ . O termo  $\alpha$  depende da energia de falha de empilhamento e da taxa de deformação.

Como relatado na literatura (Hecker *et al.*, 1982), os resultados mostrados nas Figuras 5.22 e 5.23 parecem indicar que para os altos níveis de deformação decorrentes do processo de reembutimento deste trabalho, o grande número de bandas de cisalhamento para nucleação da martensita  $\alpha'$  prevaleceu em detrimento do aquecimento no início do processo de conformação (e para o qual os níveis de deformação foram mais baixos) resultando em aumento da formação da martensita  $\alpha'$ . Como observado por Hecker *et al.* (1982), presume-se que ao final do processo de conformação, que corresponde a deformações mais severas, o aumento da temperatura devido ao aquecimento adiabático causado pela deformação pode ter levado à supressão da transformação martensítica, apesar do grande número de bandas de cisalhamento ainda presente. O aumento de temperatura resulta em menores frações volumétricas de martensita induzida por deformação [Lacombe *et al.*, 1993].

A outra variável a ser analisada é o efeito do teor de carbono e nitrogênio sobre a fração volumétrica de martensita induzida por deformação dos aços inoxidáveis 304A e 304H. Constata-se dos gráficos das Figuras 5.22 e 5.23, que a quantidade de martensita formada pela deformação do aço 304A foi mais elevada que do aço 304H. Está bem estabelecido na literatura [Hendry, 1994, Bracke *et al.*, 2004, Lacombe *et al.*, 1993] que os intersticiais carbono e nitrogênio têm o efeito de aumentar a estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica. Dessa forma, o aço 304H, que contém teor mais elevado destes intersticiais, ao ser deformado, produziu menores frações volumétricas de martensita induzida por deformação devido à sua maior estabilidade.

A quantidade máxima de martensita medida no copo embutido do aço 304H foi de aproximadamente 37%, valor este encontrado na borda do copo. Por outro lado, a quantidade máxima de martensita  $\alpha'$  no aço 304A foi medida na altura média da parede do copo embutido, situando-se em torno de 55%. Na borda do copo a fração volumétrica de martensita medida foi aproximadamente de 45%. O fato de se ter determinado uma fração volumétrica maior na posição correspondente ao meio do copo pode ser atribuído à inexatidão da metodologia de medição, já que se trata de uma análise semi-quantitativa. Além do mais, as superfícies das pastilhas eram ligeiramente curvas adicionando mais um componente de erro. Na base dos copos embutidos dos aços 304A e 304H as frações volumétricas de martensita induzida por deformação foram de 25 e 5%, respectivamente. As variações de frações volumétricas existentes entre a base e o topo dos copos embutidos dos aços 304A e 304H foram de 20 e 32%, respectivamente. A maior variação da quantidade de martensita ao longo da parede do copo do aço 304H ocorreu porque este foi conformado em uma razão de embutimento maior que do aço 304A.

Em ambos os copos reembutidos dos aços 304A e 304H, a maior quantidade de martensita induzida por deformação foi observada no topo dos copos e pareceu estabilizar-se próximo a 70%. Na base dos copos, as frações medidas foram de 25% para o aço 304A e 5% para o aço 304H. Os diferentes níveis de fração volumétrica de martensita induzida por deformação existentes entre a base e o topo dos copos geraram gradientes de 50 e 65% para os aços 304A e 304H, respectivamente. Como já mencionado, o maior gradiente de fração volumétrica de martensita encontrado para o aço 304H é devido ao fato de ter sido conformado em uma maior razão de embutimento [ASM Handbook, vol.14].

### **5.2.3.3 Análise semi-quantitativa da fração volumétrica de martensita induzida por deformação nos aços com teor de carbono de 0,026% nas razões de embutimento de 2,54 e 2,50**

As variações das frações volumétricas de martensita ao longo dos copos conformados dos aços 304B e 304N desse trabalho são apresentadas na Figuras 5.24 e 5.325. Observa-se das

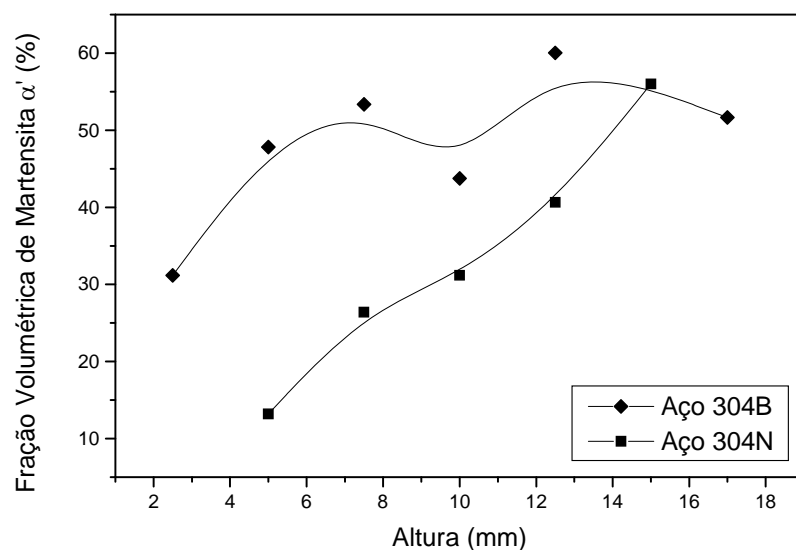


Figura 5.24: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos embutidos dos aços 304B (DR igual 2,00) e 304N (DR igual a 1,96).

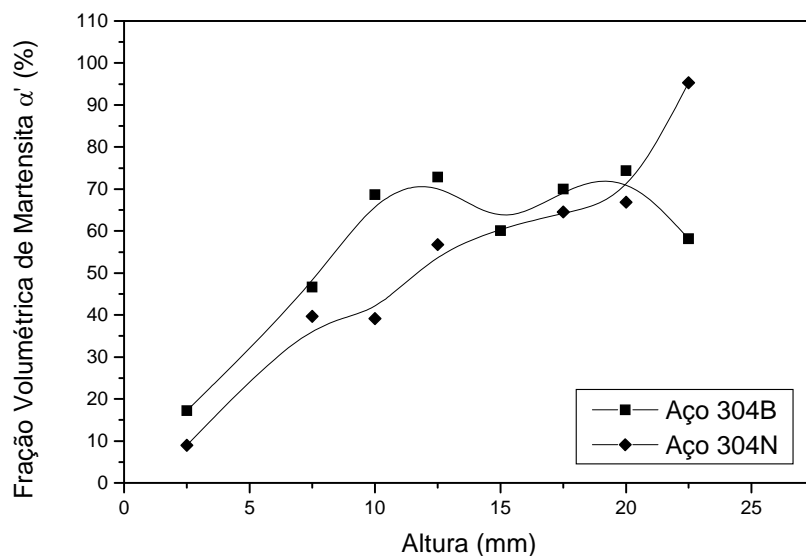


Figura 5.25: Variação das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos reembutidos dos aços 304B e 304N em suas respectivas Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC).

figuras que as frações volumétricas ao longo das paredes dos copos conformados aumentaram com a deformação, desde a base até o topo, em ambos os aços.

A composição química influenciou a formação do gradiente de martensita ao longo das paredes dos copos. Pode-se observar da Figura 5.24, que a fração volumétrica de martensita dos copos embutidos variou entre 10% (aço 304N) e 30% (aço 304B) na base e no topo, foram observados valores próximos a 60%. A diferença de frações volumétricas de martensita entre a base e o topo dos copos resultou em variações de martensita  $\alpha'$  de 50 e 30% para os aços 304N e 304B, respectivamente. Essa variação de fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  entre a base e o topo dos copos está relacionada aos diferentes níveis de deformação aos quais os *blanks* foram submetidos durante a conformação do copo. Apesar de serem mais estáveis à transformação martensítica, os valores elevados de fração volumétrica apresentados por esses aços são (em relação aos aços 304A e 304H) devido aos maiores níveis de deformação aos quais foram submetidos, tendo em vista que o fenômeno de *Delayed Cracking* nesses aços ocorreu com *blanks* de maiores diâmetros.

Como mostra a Figura 5.25, as frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  ao longo das paredes dos copos reembutidos aumentaram acentuadamente com a deformação e apresentaram elevadas quantidades dessa fase próximas às bordas dos copos, alcançando frações volumétricas próximas a 95% de martensita  $\alpha'$  como ocorrido no caso do aço 304N. As variações de quantidade de martensita  $\alpha'$  existente entre a base e o topo dos copos reembutidos dos aços 304B e 304N foram de 57 e 86%, respectivamente. Novamente, os valores estão de acordo com as observações de Frehn e Bleck (2003) para um aço austenítico 301 para a formação de um gradiente de martensita. É importante ressaltar que a quantidade de martensita formada foi maior nos copos reembutidos devido à transformação subsequente da austenita remanescente do copo embutido em martensita  $\alpha'$ .

A formação da martensita  $\alpha'$  foi bastante sensível à composição química, haja vista que o aço 304N apresentou quantidades de martensita um pouco menores que o aço 304B nas

operações de conformação, ainda assim sendo muito próximas. Este comportamento confirma que este aço é mais estável em relação à transformação martensítica, como indicado pelo valor da temperatura  $Md_{30}$ . Vale a pena ressaltar que o teor de Cu no aço austenítico 304N é bem mais elevado que o seu correspondente, 304B, conforme se constata na Tabela 4.1, mas esse último apresenta o teor de Ni um pouco maior. A pequena diferença observada nos valores de fração volumétrica de martensita induzida por deformação entre os aços 304B e 304N deve ser atribuída ao balanço entre o níquel e o cobre na composição química desses aços. Está bem estabelecido na literatura que tanto o Cu quanto o Ni, tem o efeito de aumentar a estabilidade da austenita, sendo estimada pelo parâmetro  $Md_{30}$ , cujo valor decresce com o aumento do teor desses elementos na liga [Lacombe *et al.* 1993; Castro, 2003]. Além disso, a substituição parcial do Ni por Cu contribuiu para aumentar a energia de falha de empilhamento [Gonzalez *et al.*, 2003] do aço 304N, o que resultou em uma menor fração de martensita induzida por deformação.

As curvas de variação de fração volumétrica dos copos embutidos e reembutidos dos aços 304B e 304N em função da altura não esboçaram uma tendência sigmoideal, como postulado por Olson e Cohen (1976) e Olson e Azrin (1978).

#### **5.2.4 Medição de Microdureza**

Por serem ensaios de simples realização, a avaliação das propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos deformados deste estudo foi feita por ensaios de microdureza. A variação da microdureza dos materiais deformados ao longo das paredes dos copos conformados é função da quantidade de martensita  $\alpha'$  que aumenta da base em direção ao topo dos copos devido aos diferentes níveis de deformação que ocorrem durante conformação.

### 5.2.4.1 Análise dos Aços 304A e 304H

Para efeito de comparação, foram traçados gráficos da variação de microdureza medida ao longo das paredes dos copos dos aços 304A e 304H embutidos na Razão de Embutimento (DR) de 1,69 e reembutados na Razão de Embutimento de 2,15 (Figuras 5.26 e 5.27). Essa foi a menor Razão de Embutimento que fenômeno de *Delayed Cracking* (a ser discutido na seção 5.3) ocorreu para o aço 304A. Também foram traçados gráficos comparativos da variação de microdureza nos copos embutidos e reembutados dos aços 304A e 304H nas menores Razões de Embutimento para as quais o fenômeno de *Delayed Cracking* manifestou nesses aços. O valor dessa razão para o aço 304H foi de 2,40 e do aço 304A, como já dito, foi de 2,15. Esses gráficos são apresentados nas Figuras 5.28 e 5.29, respectivamente.

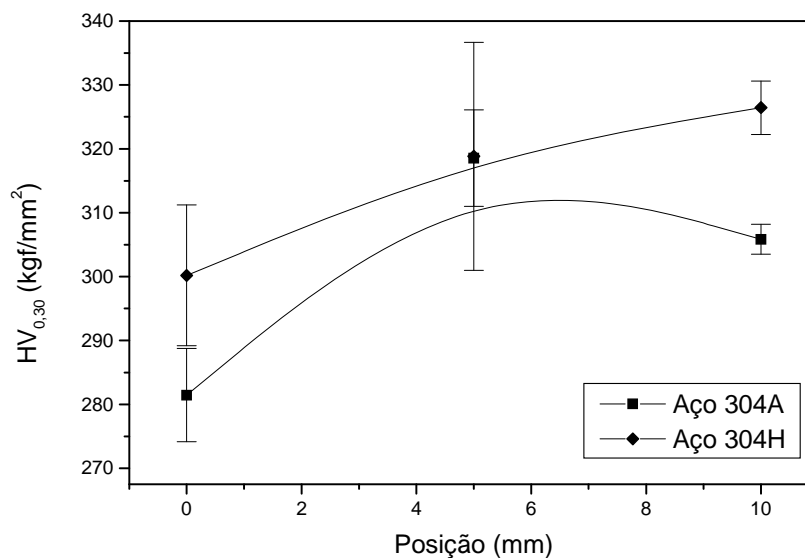


Figura 5.26: Variação da microdureza ao longo das paredes de copos **embutidos** dos aços inoxidáveis 304A e 304H, conformados na razão de embutimento, DR, igual a 1,69 na direção de laminação.

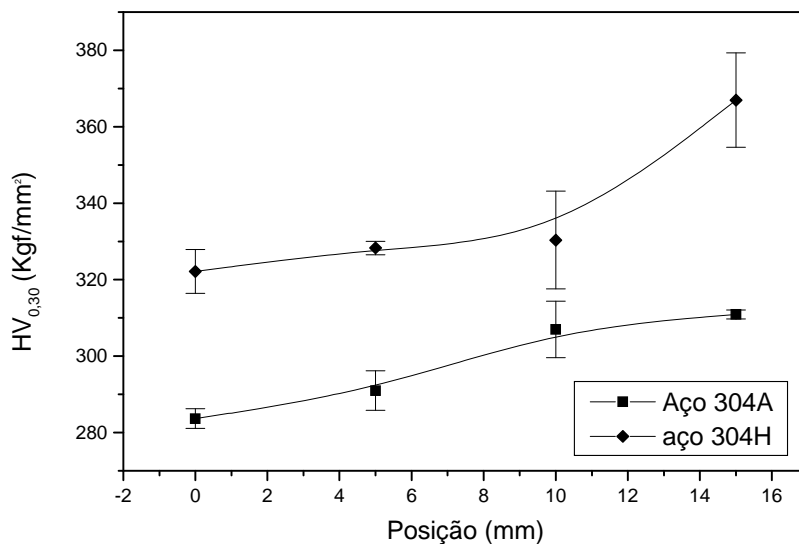


Figura 5.27: Variação da microdureza ao longo das paredes de copos **reembutidos** dos aços inoxidáveis 304A e 304H conformados com *blanks* de 56mm na direção de laminação.

De acordo com os gráficos das Figuras 5.26 e 5.27, e em ambas as operações de conformação, foi observado que a dureza do aço 304H foi mais elevada que a do aço 304A em qualquer posição de medição. Entretanto, a fração volumétrica de martensita induzida por deformação sempre foi maior para aço 304A devido a sua maior instabilidade em relação à transformação martensítica. Sendo a martensita uma fase de maior dureza e presente em maior quantidade no aço 304A, esperava-se que os níveis de dureza nesse aço fossem mais elevados que do aço 304H. No entanto foi observado o oposto. Esse conjunto de resultados leva à constatação de que parece existir outro fator, além da martensita, contribuindo para o endurecimento do aço 304H. O aço 304H como recebido já apresentava tanto o Limite de Escoamento quanto a dureza mais elevados que o aço 304A. Este fato foi explicado como sendo devido ao teor mais elevado de intersticiais (carbono e nitrogênio) presente no aço 304H. Assim como o carbono, o nitrogênio em solução sólida intersticial na martensita tem um efeito acentuado na dureza na mesma [Krauss, 1990]. Considera-se

que este fato tenha contribuído para o aumento da resistência do aço 304H e, portanto, da sua dureza após a deformação.

Os perfis de dureza de copos embutidos e reembutidos dos aços 304A e 304H conformados nas menores razões de embutimento para as quais o fenômeno ocorreu (Figuras 5.28 e 5.29) indicaram que o aço 304H apresentou dureza mais elevada que o aço 304A em todas as posições avaliadas. Além do já discutido efeito endurecedor resultante do maior nível de intersticiais no aço 304H, com conseqüente aumento da dureza e do Limite de Escoamento desse aço, o outro fator que contribuiu para esse resultado foi o fato de que os perfis de microdureza dos aços estão sendo comparados com níveis diferentes de deformação visto que foram conformados em razões de embutimento diferentes, sendo o grau de deformação do aço 304H mais elevado.

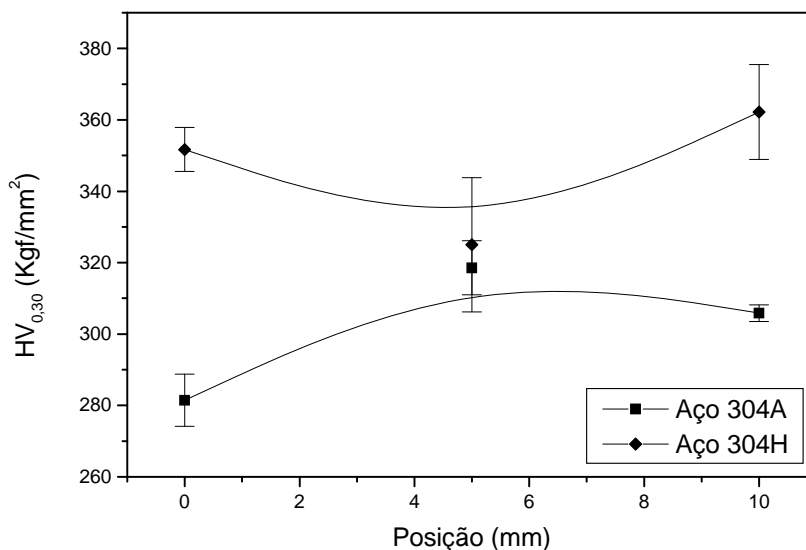


Figura 5.28: Variação de dureza ao longo das paredes de copos **embutidos** na Direção de Laminação do aço inoxidável 304A, na Razão de Embutimento (DR) de 1,69 e do aço inoxidável 304H na Razão de Embutimento (DR) de 1,91.



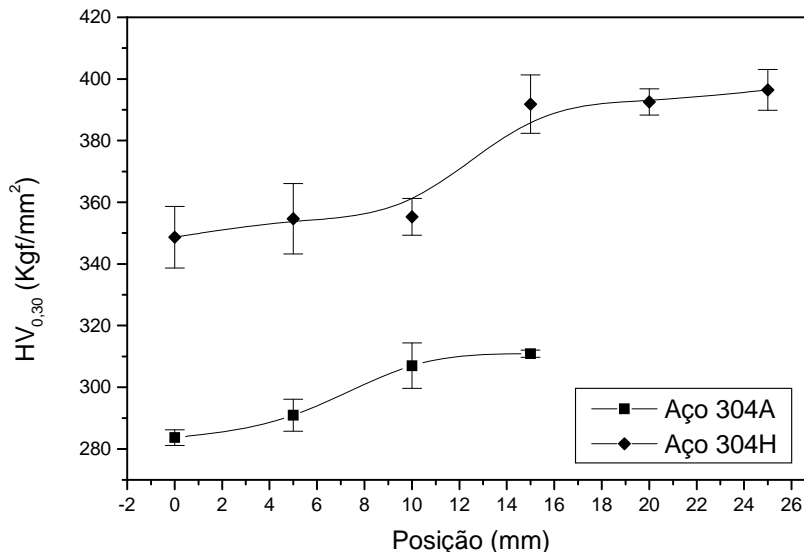


Figura 5.29: Variação de dureza ao longo das paredes de copos reembutidos na Direção de Laminação do aço inoxidável 304A e 304H em suas respectivas Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC).

#### 5.2.4.2 Análise dos Aços 304B e 304N

Os perfis de dureza dos copos embutidos dos aços 304B e 304N, conformados nas razões de embutimento de 1,96 e 2,00 e dos copos reembutidos, conformados nas menores razões de embutimento na quais o fenômeno de *Delayed Cracking* surgiu (2,54 para o aço 304B e 2,50 para o aço 304N) são apresentados nos gráficos das Figuras 5.30 e 5.31. Depreende-se desses gráficos, que a dureza aumentou, gradativamente, desde a base até o topo dos copos e de maneira geral, os valores medidos foram mais elevados para o aço 304B em ambas as operações de conformação. As frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  medidas ao longo da parede do copo conformado na Razão de Embutimento que o fenômeno manifestou no aço 304B também foram mais elevadas que no copo do aço 304N. Estes resultados confirmam o fato de que a presença de mais martensita formada no aço 304B contribuiu para aumentar a sua dureza [Ikegami *et al.*, 1999]. Ademais, como demonstrado na Tabela 5.4, o aço 304B

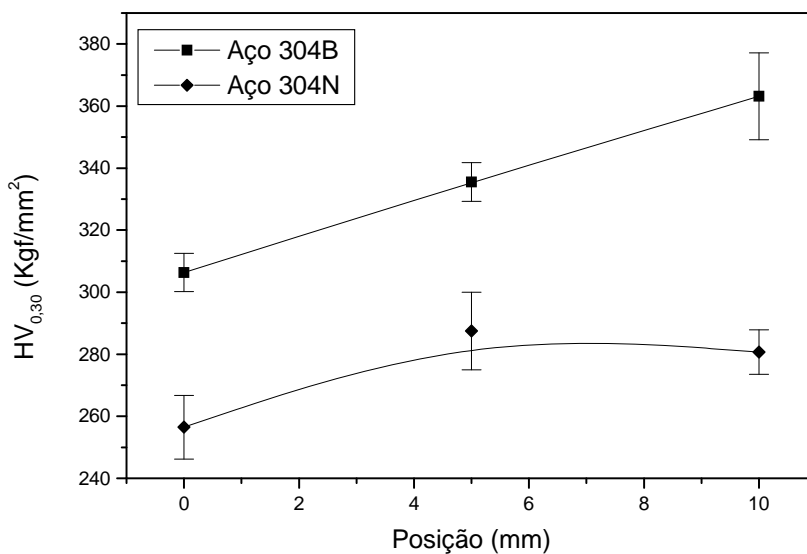


Figura 5.30: Variação de dureza ao longo das paredes de copos embutidos na Direção de Laminação do aço inoxidável 304B, na Razão de Embutimento (DR) de 2,00 e do aço inoxidável 304N na Razão de Embutimento (DR) de 1,96.

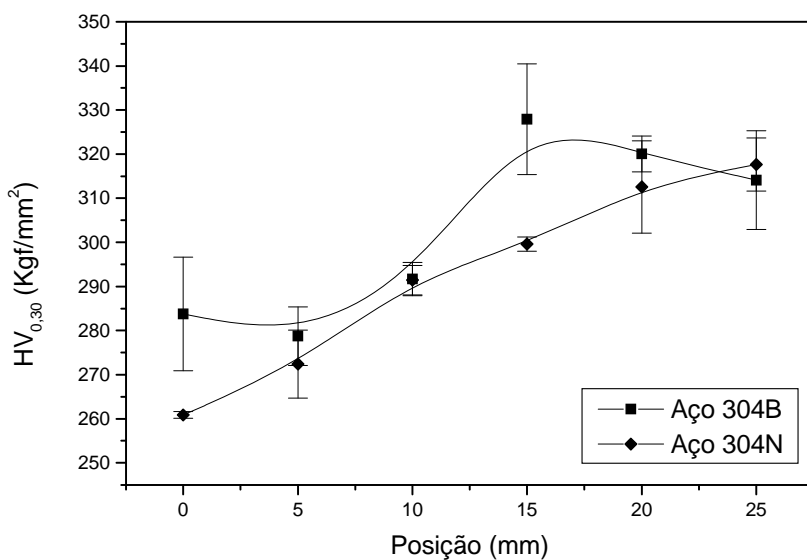


Figura 5.31: Variação de dureza ao longo das paredes de copos reembutidos na Direção de Laminação dos aços inoxidáveis 304B e 304N em suas respectivas Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC).

como recebido já possuía dureza mais elevada que o 304N. Esse conjunto de resultados concorreu para que a dureza do aço 304B deformado fosse mais elevada que do aço 304N.

Considerando-se os valores de microdureza dos aços como recebidos apresentados nas Tabelas 5.2 e 5.4, destacam-se os aços 304A e 304H, que apresentaram dureza mais elevada que os pares 304B e 304N, o que pode ser atribuído aos maiores teores de carbono e nitrogênio presentes nas composições químicas desses aços. Os aços 304B e 304N apresentaram menores teores de intersticiais, que são mais efetivos para elevar a dureza dos materiais, e por isso, os valores de dureza apresentados por eles foram menores.

Esse mesmo comportamento parece ter-se repetido após a deformação. Os aços 304B e 304N, que foram conformados em razões de embutimento mais elevadas e, portanto, com maiores deformações, apresentaram níveis de dureza semelhantes aos medidos para os aços 304A e 304H conformados em menores razões de embutimento (Figuras 5.29 e 5.31). As temperaturas  $Md_{30}$  dos aços 304B e 304N são mais baixas que dos aços 304A e 304H sendo mais estáveis em relação à transformação martensítica. A dureza dos copos, que está relacionada à quantidade de martensita formada, reflete o efeito dessa estabilidade. Quanto menor a fração volumétrica de martensita menor é o valor da dureza medida, já o valor medido representa uma combinação da dureza da austenita e da martensita no local de medição. Esse fato justifica os menores valores de dureza medidos para os aços 304B e 304N após a conformação.

### **5.3 AVALIAÇÃO DO FENÔMENO DE *DELAYED CRACKING***

#### **5.3.1 Determinação das Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC)**

A exemplo da literatura [Sumitomo, 1978; Sumitomo *et al.*, 1981], a Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) dos aços inoxidáveis deste trabalho foi o parâmetro escolhido para caracterizar o fenômeno neste estudo. A Tabela 5.10 apresenta os

valores das Razões de Embutimento (DR), tanto para a operação de embutimento quanto a de reembutimento, tendo sido nessa última que os copos reembutidos dos aços 304A, 304H, 304B exibiram o fenômeno de *Delayed Cracking* em até 24h e o aço 304N após esse tempo de monitoramento. O copo reestampado do aço 304N apresentou trincas após reembutimento com *blank* de 65mm, porém em tempos superiores a 24h. Em virtude deste fato, a razão de embutimento do aço 304N, calculada com esse diâmetro de *blank* não corresponde à sua real Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC). Devido à impossibilidade de se efetuar a conformação com *blanks* de diâmetros superiores aos utilizados neste trabalho, não foi possível determinar com exatidão o valor de LDR-DC do aço 304N. Essa limitação foi decorrente do fato de que copos conformados com *blanks* maiores apresentavam ruptura em sua base.

Tabela 5.10: Razões de Embutimento (DR), calculadas conforme Equação 3.15, e diâmetros de *blank* nos quais foram embutidos e reembutidos os aços inoxidáveis austeníticos estudados.

Aço	Blank (mm)	Razões de Embutimento (DR)	
		Embutimento	Reembutimento
<b>304A</b>	56,0	1,69	2,15
<b>304H</b>	63,0	1,91	2,42
<b>304B</b>	66,0	2,00	2,54
<b>304N</b>	65,0	1,96	2,50

A título de ênfase, a Tabela 5.11 apresenta os valores das Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) dos aços 304A, 304H, 304B e 304N nos quais foi observado o fenômeno de *Delayed Cracking*.

Tabela 5.11: Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) dos aços 304A, 304H e 304B e 304N.

Aço	304A	304H	304B	304N
<b>LDR-DC</b>	2,15	2,40	2,54	>2,50

A partir dos dados apresentados na Tabela 5.11 pode-se avaliar o efeito da adição de nitrogênio e do cobre sobre a manifestação do fenômeno de *Delayed Cracking*. O aço 304A, de composição química convencional, apresentou a maior susceptibilidade de ocorrência do fenômeno. A presença de um teor de nitrogênio (ou do nível de intersticiais) mais elevado no aço 304H conferiu a ele uma resistência maior ao surgimento do fenômeno, tendo em vista o valor mais elevado de LDR-DC alcançado por ele em relação ao 304A. O aumento do teor de cobre na composição química do aço 304N também reduziu a propensão ao aparecimento do fenômeno, mesmo quando comparado ao aço 304B, que também já possuía uma menor propensão à manifestação do fenômeno exibindo valor mais elevado do parâmetro LDR-DC, devido ao maior teor de níquel. Assim sendo, a adição de níquel, nitrogênio e cobre aos aços inoxidáveis austeníticos exerceu um papel essencial na redução da susceptibilidade de ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*, promovendo a elevação da Razão de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) dos aços.

### **5.3.2 Observação do Fenômeno de *Delayed Cracking***

Como visto na seção anterior, cada aço avaliado no trabalho apresentou trincas em copos reembutados com valores distintos de diâmetro de *blanks* resultando em diferentes razões de embutimento (DR). Os copos embutados e reembutados dos aços 304A, 304H, 304B e 304N, que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking* são mostrados nas Figuras 5.32 a 5.35 e nos quais podem ser vistas as trincas abertas em suas bordas. Não foram observadas trincas nos copos que sofreram apenas a operação de embutimento. A Tabela 5.12 apresenta as dimensões dos copos embutados e reembutados que manifestaram o fenômeno de *Delayed Cracking* nas respectivas Razões de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) dos aços inoxidáveis 304A, 304H, 304B e 304N.



(a)



(b)

Figura 5.32: Copos conformados do aço 304A. Em (a) é visto o copo embutido e em (b) o copo reembutido que apresentou o fenômeno de *Delayed Cracking*. LDR-DC: 2,15.



(a)



(b)

Figura 5.33: Copos conformados do aço 304H. Em (a) é visto o copo embutido e em (b) o copo reembutido que apresentou o fenômeno de *Delayed Cracking*. LDR-DC: 2,40.

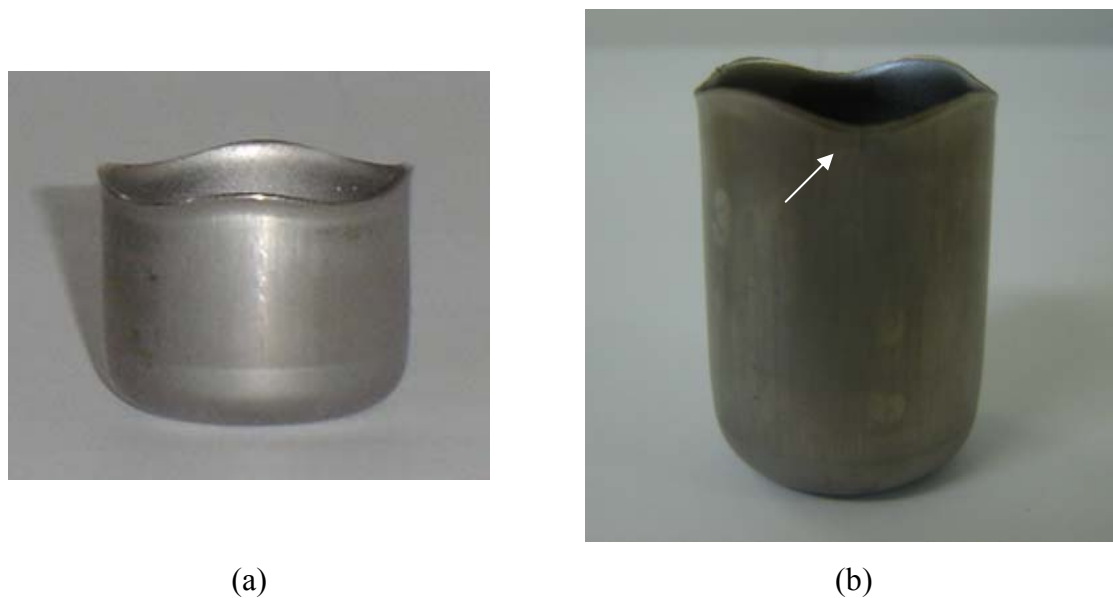


Figura 5.34: Copos conformados do aço 304B. Em (a) é visto o copo embutido e em (b) o copo reembutido que apresentou o fenômeno de *Delayed Cracking*. LDR-DC: 2,54.



Figura 5.35: Copos conformados do aço 304N. Em (a) é visto o copo embutido e em (b) o copo reembutido que apresentou o fenômeno de *Delayed Cracking* após o período de observação de 24h. LDR-DC: >2,50.

Tabela 5.12: Valores de diâmetros (externo)  $\phi$  e alturas  $h$ (de pico) dos copos conformados com *blanks* de 56, 63, 66 e 65mm de diâmetro para os aços 304A, 304H, 304B e 304N, respectivamente.

Aço/Operação	304A		304H		304B		304N	
	$h$ (mm)	$\phi$ (mm)	$h$ (mm)	$\phi$ (mm)	$h$ (mm)	$\phi$ (mm)	$h$ (mm)	$\phi$ (mm)
Embutimento	17,7	34,8	24,7	35,3	28,6	34,6	27,3	34,8
Reembutimento	25,7	27,7	34,3	28,3	38,9	27,9	36,2	28,0

### 5.3.3 Fatores que Afetam a Susceptibilidade ao Fenômeno

#### 5.3.3.1 Superfícies dos Copos Conformados

As superfícies dos copos reembutados que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking* foram observadas em lupa estereográfica para se avaliar a condição superficial dos copos após as operações de conformação. Exemplos de imagens das superfícies dos copos são apresentados nas Figuras 5.36 e 5.37.

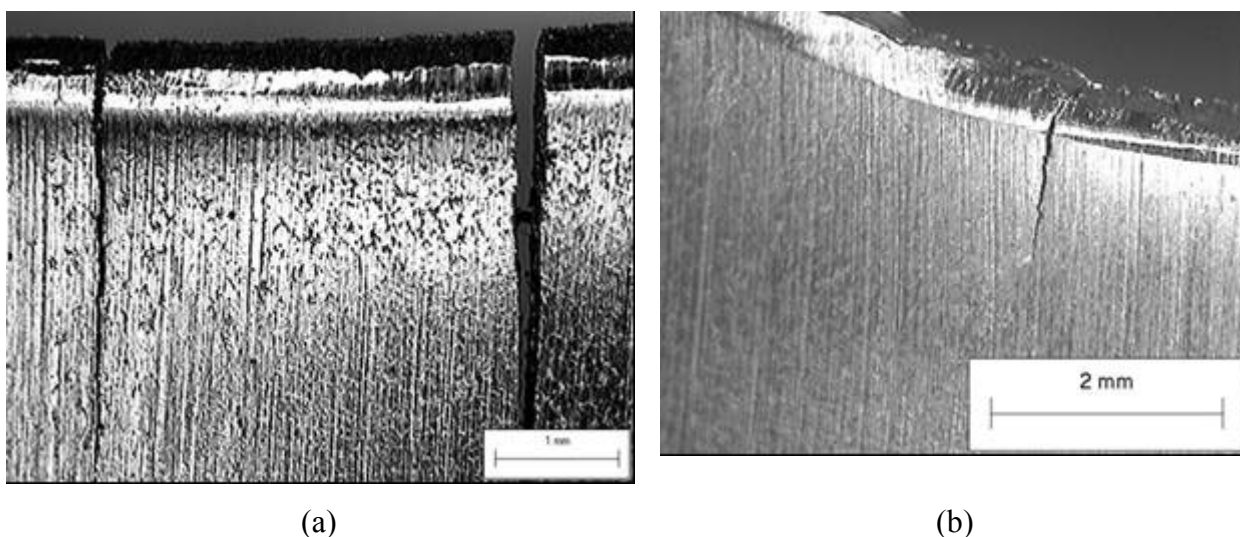


Figura 5.36: Imagens das superfícies das bordas dos copos reembutados dos aços 304A (a) e 304H (b) que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*. Sem ataque.



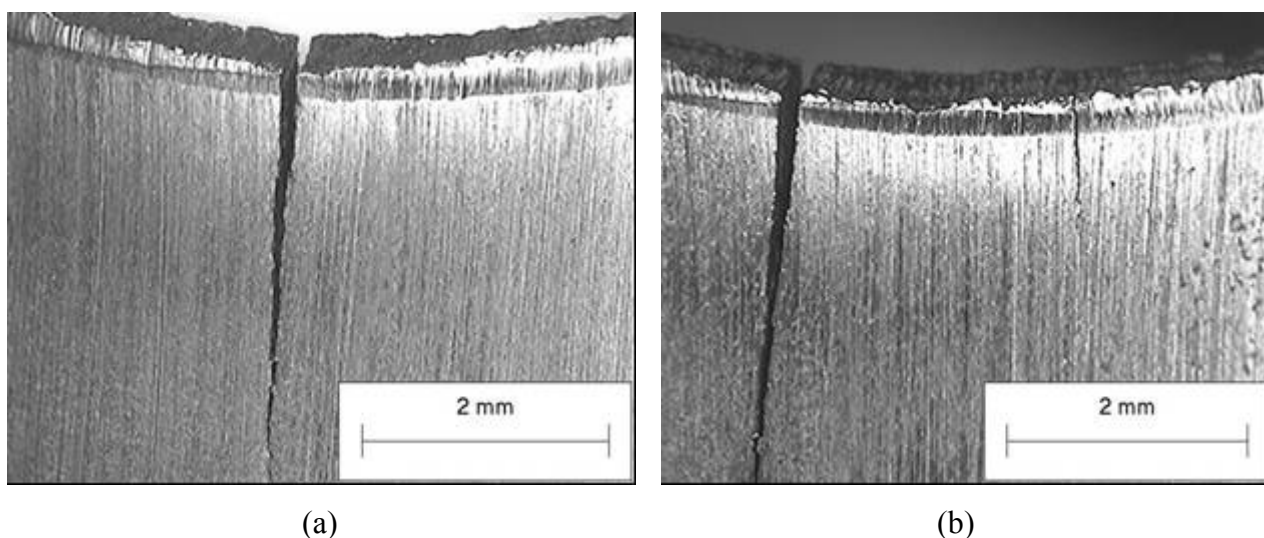
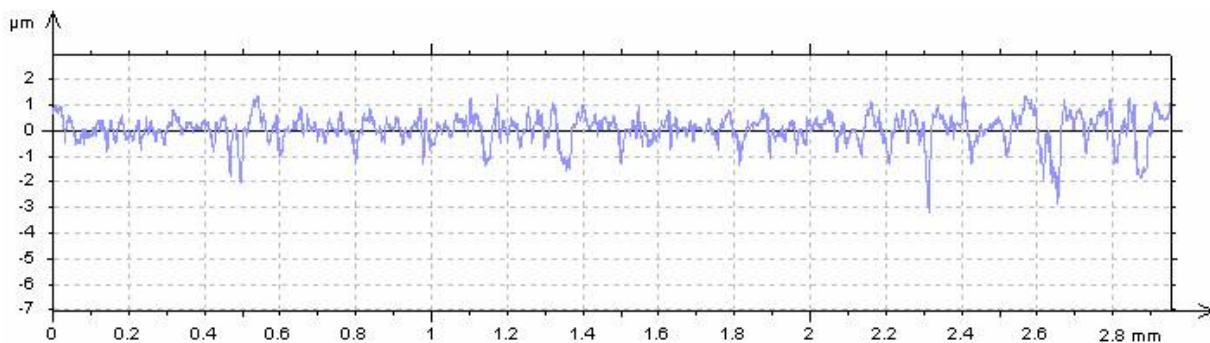


Figura 5.37: Imagens das superfícies das bordas dos copos reembutidos dos aços 304B (a) e 304N (b) que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*. Sem ataque.

Como pode ser verificado nessas figuras, todos os copos apresentaram o mesmo padrão de rugosidade, mesmo próximo às regiões nas quais as trincas características do fenômeno se abriram. Os padrões de rugosidade da superfície dos copos reembutidos dos aços que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking* são mostrados na Figura 5.38. As rugosidades médias das superfícies dos copos reembutidos, medidas próximo às trincas e no sentido circunferencial, estão apresentadas na Tabela 5.13.



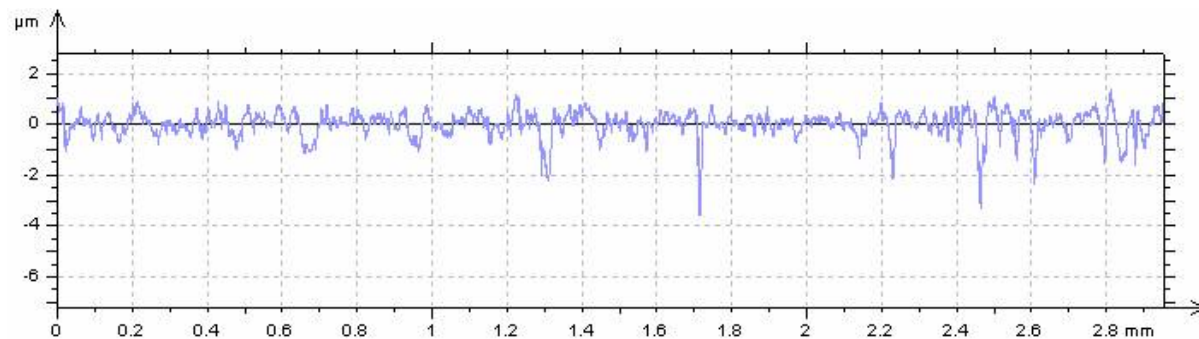
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.38: Perfis de Rugosidades 2D das superfícies dos copos que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*. Em (a) padrão apresentado pelo copo reembutido do aço 304A, (b) padrão do copo reembutido do aço 304H, (c) padrão do copo reembutido do aço 304B e (d) padrão do copo reembutido do aço 304N.

Tabela 5.13: Rugosidade média da superfície externa dos copos reembutidos dos aços inoxidáveis autênticos 304A, 304H, 304B e 304N.

Aço	Rugosidade Média ( $\mu\text{m}$ )
304A	$0,83\pm 0,05$
304H	$0,99\pm 0,05$
304B	$1,04\pm 0,05$
304N	$0,92\pm 0,05$

A análise dos dados constantes na Tabela 5.13 indica que as rugosidades superficiais dos aços inoxidáveis não foram muito diferentes e, aparentemente, interferiram de maneira semelhante na manifestação do fenômeno de *Delayed Cracking*. O fato dos valores de rugosidade estarem muito próximos reflete a condição dos aços antes da conformação, que é o estado recozido. A literatura relata que a rugosidade superficial do metal varia durante a deformação e depende do modo de deformação e do tipo de contato superficial estabelecido entre a chapa e o ferramental [Pearce, 1991]. Materiais laminados a frio apresentam rugosidades que variam entre 0,6 e 3,0 [Pearce, 1991]. No caso dos aços inoxidáveis austeníticos deste trabalho, rugosidades mais elevadas poderiam atuar como concentradores de tensão e favorecer a manifestação prematura do fenômeno de *Delayed Cracking* em Razões de Embutimento mais baixas, mascarando o resultado.

Ademais, não foram observadas trincas formadas a partir de defeitos provenientes das superfícies de corte (trincas ou rebarbas) ou enrugamento da parede dos copos durante a conformação. De acordo com literatura [Lacombe *et al.*, 1993], estas regiões são mais propensas ao surgimento do fenômeno de *Delayed Cracking* e foram minimizadas, neste trabalho, pela adoção de ferramentas retificadas, que geraram *blanks* bem cortados, e pela aplicação adequada da força no prensa-chapas da máquina de embutimento evitando, assim, o enrugamento da borda dos copos.

Foi observado que as trincas características do fenômeno apareciam na parede externa dos copos e evoluíam, através da espessura, em direção às suas faces internas. Este fato também foi relatado por Berrahmoune *et al.* (2006).

### 5.3.3.2 Estabilidade da Austenita e a Ocorrência do Fenômeno de *Delayed Cracking*

A adição de nitrogênio e ou cobre à composição química dos aços inoxidáveis austeníticos aumentou a estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica como demonstrado pelos valores de  $Md_{30}$  e confirmado pelo estudo da variação da fração volumétrica de martensita ao longo das paredes de copos conformados. Esta estabilidade parece ter retardado a ocorrência do fenômeno *Delayed Cracking* como se pode observar na Figura 5.39 (o asterisco no ponto que representa o aço 304N notifica que o valor de LDR-DC traçado para ele não é o valor real e como já descrito, corresponde a um tempo de aparecimento superior a 24h após o final do reembutimento). Esta figura mostra como a Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) foi influenciada pela temperatura  $Md_{30}$ , parâmetro utilizado neste trabalho para avaliar a estabilidade das fases austeníticas dos aços inoxidáveis estudados. Verifica-se que a propensão do aço em relação ao fenômeno de *Delayed Cracking* diminui com a elevação da estabilidade da austenita, ou seja, com a redução da temperatura  $Md_{30}$ .

Ainda se observa da Figura 5.39 que o aço 304A, que tem o maior valor de temperatura  $Md_{30}$  foi o mais susceptível à ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*. No outro extremo está o aço 304N, mais estável em relação à transformação martensítica e também à manifestação do fenômeno.

De acordo com os trabalhos de Berrahmoune *et al.*, 2006, Kim *et al.*, 1999, Sumitomo 1978 e Schaller *et al.*, 1972, a explicação para esse resultado pode estar relacionada ao efeito do hidrogênio que pode estar presente nas amostras analisadas. O hidrogênio pode ter tido origem nos processos de decapagem normalmente utilizados para a remoção dos óxidos após o tratamento térmico final [Lacombe *et al.*, 2003]. A taxa de adsorção do hidrogênio

nos aços depende do tipo e concentração dos ácidos utilizados na decapagem, a temperatura do processo e o tempo de tratamento. Porém, como o teor de hidrogênio nestes aços não foi medido, a sua influência direta sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* não será abordada nesse estudo.

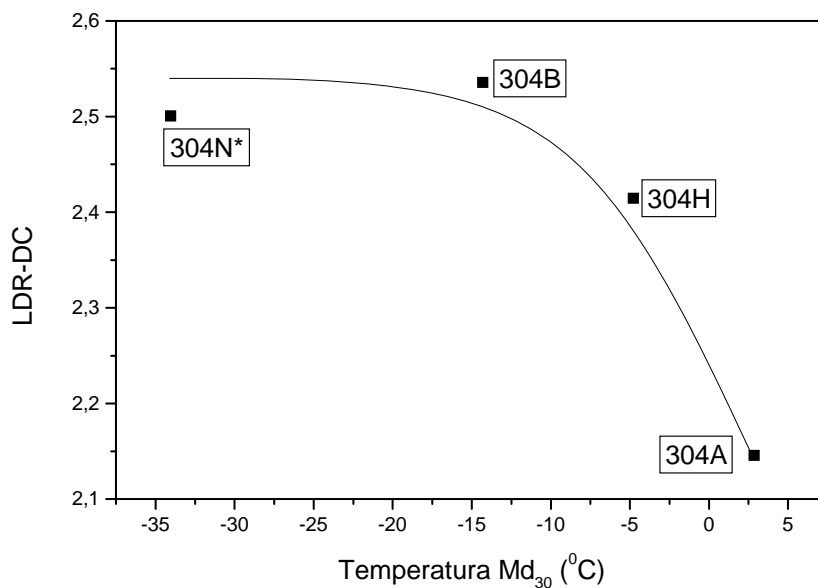


Figura 5.39: Variação da Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) com a temperatura  $Md_{30}$ .

### 5.3.3.3 Tamanho de Grão e a Ocorrência do Fenômeno de *Delayed Cracking*

Constata-se da Tabela 5.1, que os aços 304A, 304H e 304B possuem tamanhos de grãos muito semelhantes e apresentaram valores diferentes de LDR-DC. Por outro lado, o aço 304N, que apresentou granulometria mais fina que os outros aços, foi o menos propenso à ocorrência do fenômeno. Apesar dessas evidências, não há dados conclusivos e diferenças significativas nos tamanhos dos grãos dos aços do trabalho que justifique uma maior ou menor influência sobre a manifestação do fenômeno de *Delayed Cracking*, sendo objeto de estudos futuros.

#### **5.3.3.4 Martensita Induzida por Deformação e a Ocorrência do Fenômeno de *Delayed Cracking***

Os resultados relativos ao fenômeno de *Delayed Cracking* obtidos neste estudo são consistentes com aqueles encontrados por Frehn e Bleck (2003) para um aço austenítico 301, no qual foi medida uma quantidade de martensita da ordem de 5% na base e acima de 40% na borda dos copos embutidos do referido aço. De acordo com esses autores, frações volumétricas de martensita induzida por deformação acima de 60% seriam as responsáveis pelo surgimento do fenômeno de *Delayed Cracking*. Os copos reembutidos desse trabalho satisfizeram essa condição, mas os copos embutidos apresentaram frações volumétricas abaixo desse valor.

Diante da possibilidade de uma contaminação com o hidrogênio, a presença da martensita induzida por deformação durante os processos de embutimento e reembutimento pode ter favorecido a difusão do hidrogênio pelo interior do material, tendo atuado como caminho de alta difusividade para esse elemento, visto que a difusão do hidrogênio é maior nessa fase que na austenita. Baseando-se no cálculo da área afetada pelo hidrogênio na estrutura ferrítica (de estrutura CCC como a martensita), acredita-se que quanto maior a quantidade de martensita presente no aço, mais fácil é o transporte do hidrogênio pelo volume do material [Miranda, 1987, Han *et al.*, 1998, Tsay, *et al.*, 2007] e maior a susceptibilidade à fragilização causada pelo hidrogênio e por conseqüência, à ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*.

#### **5.3.3.5 Tensões residuais e a ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking***

As tensões residuais medidas na fase austenítica em locais próximos às bordas dos copos reembutidos dos aços 304A e 304H e 304B e 304N que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking* são apresentadas nos gráficos das Figuras 5.40 e 5.41. Na Figura 5.40, são mostrados os valores das tensões residuais medidos nos copos reembutidos dos aços 304A (LDR-DC igual a 2,15) e 304H (LDR-DC igual a 2,42) para valores das razões

embutimento iguais a 2,15 e 2,42. A tensão residual do copo reembutido do aço 304H, na razão de embutimento (DR) de 2,15, foi medida para compará-la ao resultado apresentado pelo aço 304A na mesma condição de conformação. Na Figura 5.41, são mostradas as tensões residuais medidas nos copos reembutidos dos aços 304B e 304N nas razões de embutimento de 2,54, que é a Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* do aço 304B, e 2,50, que foi a razão de embutimento (DR) na qual houve trincamento do copo reembutido do aço 304N neste trabalho.

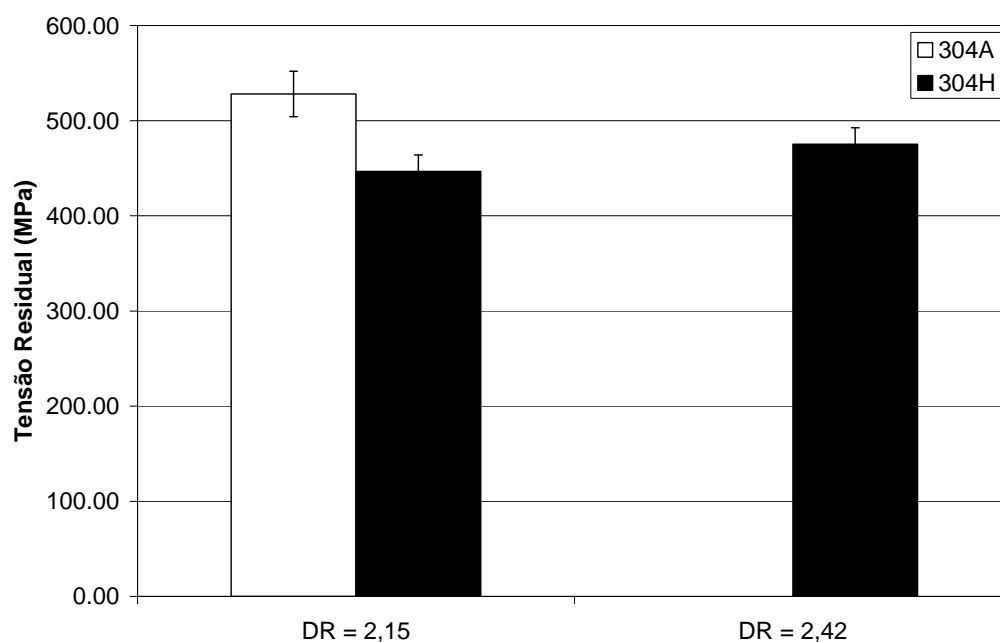


Figura 5.40: Tensões residuais medidas nos copos reembutidos dos aços 304A e 304H nas Razões de Embutimento (DR) de 2,15 e 2,42, respectivamente.

As tensões medidas próximo às bordas dos copos foram de tração. Esse resultado, aliado à superfície livre representada pelas bordas, justifica o surgimento das trincas nessa região. A ordem de grandeza dos valores das tensões residuais encontrados neste trabalho está de acordo com dados apresentados na literatura [Berrahmoune *et al.*, 2006]. Assim como observado por Berrahmoune *et al.* (2006), o nível de tensão residual presente nos copos reembutidos dos aços desse trabalho foi associado à quantidade de martensita induzida por deformação nas bordas dos copos.

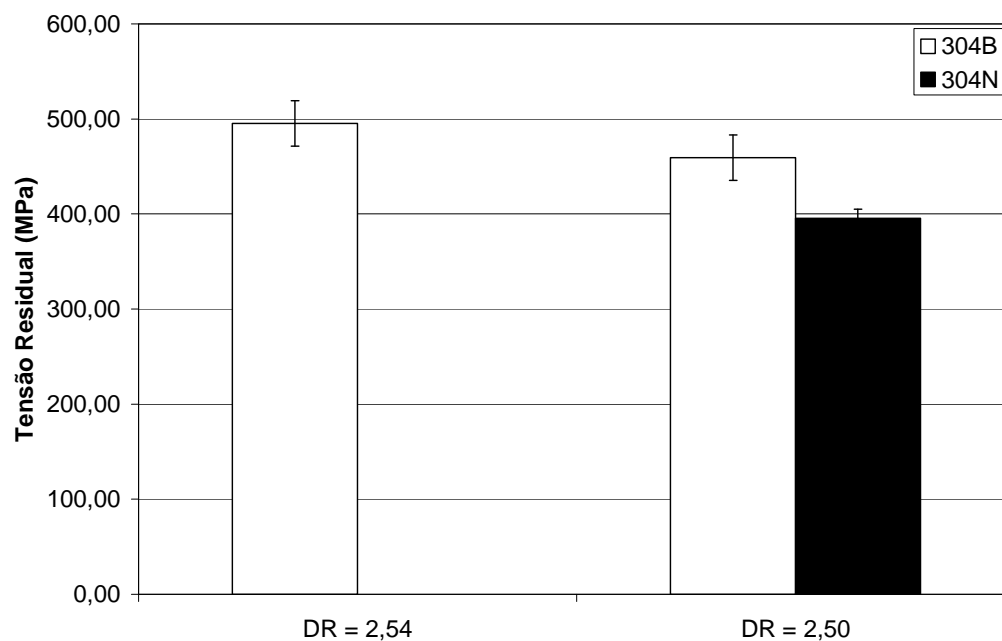


Figura 5.41: Tensões residuais medidas nos copos reembutidos dos aços 304B e 304N nas razões de embutimento (DR) de 2,54 e 2,50, respectivamente.

Observa-se da Figura 5.40 que as tensões residuais medidas no copo do aço 304A foram maiores que aquelas medidas nos copos do aço 304H nas duas razões de embutimento avaliadas. Em relação aos resultados obtidos com a avaliação feita na razão de embutimento de 2,15, o maior valor de tensão residual medido na borda do copo do aço 304A é devido à maior fração volumétrica de martensita induzida por deformação encontrada em suas bordas. Como já relatado, o aço 304A é menos estável à transformação martensítica que o aço 304H devido, principalmente, ao maior teor de intersticiais na composição química dessa última liga.

Como era de se esperar, o nível de tensão residual medido no copo do aço 304H em sua Razão de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) foi maior que aquele medido na razão de embutimento de 2,15 devido à maior quantidade de martensita formada, uma vez que os níveis de deformação também foram maiores. Entretanto, ao se comparar os valores de tensão residual dos aços 304A e 304H em suas respectivas Razões de Embutimento do



*Delayed Cracking* (LDR-DC), observou-se que o nível de tensão residual do copo conformado com o aço 304A ainda foi maior que aquele reembutido com o aço 304H. Como demonstrado na Figura 5.23, a fração volumétrica de martensita induzida por deformação próximo à borda dos copos foi maior no copo conformado com o aço 304A quando comparada ao aço 304H, nas duas razões de embutimento avaliadas. A literatura [Kim *et al.* 1999; Sumitomo, 1978; Sumitomo, 1978] relata que as tensões residuais causadas pela martensita podem ser mais severas, principalmente, se ela comporta quantidades consideráveis de carbono e nitrogênio o que faz com que a martensita apresente alta densidade de deslocamentos e alta dureza. Acredita-se que a maior fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  do aço 304A tenha compensado o aumento da dureza da martensita do aço 304H, causada pelo intersticiais carbono e nitrogênio, resultando em menor tensão residual na borda do copo reembutido desse aço.

Comparando-se os níveis de tensão residual medidos nos copos reembutidos dos aços 304B e 304N na razão de embutimento de 2,50 observa-se que o aço 304B também apresentou tensões residuais mais elevadas que o aço 304N nas bordas dos copos, como se vê no gráfico da Figura 5.41. Certamente, esse resultado também está relacionado à maior estabilidade da austenita do aço 304N, conferida pelo teor de cobre mais elevado desse aço. Como consequência deste fato, as frações volumétricas de martensita induzida por deformação do aço 304N, quando comparado ao aço 304B, foram menores causando menos tensões residuais.

Os resultados são semelhantes aos apresentados pelos aços 304A e 304H quando se comparam os níveis de tensão residual entre os copos reembutidos dos aços 304B e 304N na Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) do aço 304B e na razão de embutimento para a qual ocorreu o trincamento no aço 304N. Como está mostrado na Figura 5.25, a quantidade de martensita  $\alpha'$  formada no aço 304B foi um pouco mais elevada que no aço 304N. Assim, o nível de tensão residual foi maior na borda do copo conformado com o aço 304B.

A Figura 5.42, que representa como exemplo, a evolução das tensões residuais ao longo da parede do copo reembutido do aço 304B, mostra que essas aumentam, continuamente, da base até a borda do copo, onde apresentaram o valor máximo. Este resultado está em contraposição àqueles alcançados por Berrahmoune *et al.* (2006) que encontraram tensões residuais máximas na altura média das paredes dos copos conformados, fato não justificado pelos autores. Esses autores relataram que, em seus estudos, a quantidade de martensita formada ao longo das paredes dos copos embutidos aumentou continuamente desde a base até o topo dos copos. Como o nível de tensão residual está diretamente relacionado à quantidade de martensita presente nas paredes dos copos reembutidos, é razoável supor que ele seja mais elevado nos locais onde haja uma maior quantidade de martensita.

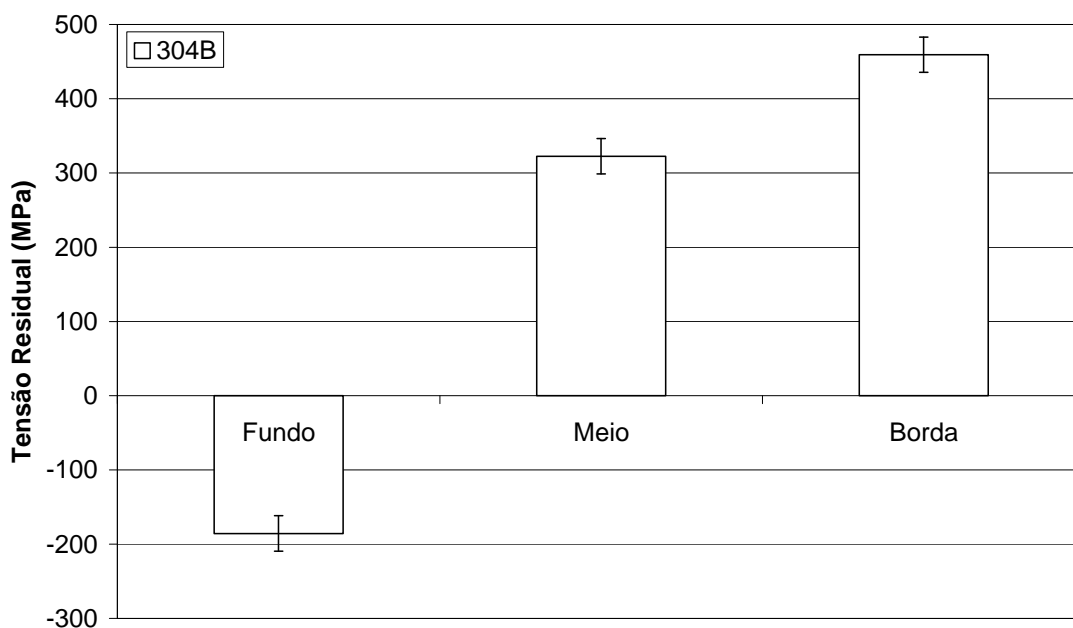


Figura 5.42: Tensões residuais medidas no fundo, meio e borda da parede do copo reembutido do aço 304B na razão de embutimento (DR) de 2,50.

A tensão residual negativa encontrada na base do copo do aço (Figura 5.42) resulta do dobramento sofrido pelo *blank* ao ser tocado pelo punção logo no início do processo de conformação. O metal situado no centro do disco, sob a cabeça do punção, é acomodado

em torno de seu perfil e sofre estiramento, causando redução de sua espessura [Pearce, 1991].

A Figura 5.43 apresenta o efeito da estabilidade da austenita sobre a geração de tensão residual nas bordas dos copos dos aços inoxidáveis austeníticos deste trabalho. Nota-se que existe uma tendência crescente no valor da tensão residual medida na austenita à medida que sua estabilidade decresce (ou quando o valor da temperatura  $Md_{30}$  aumenta).

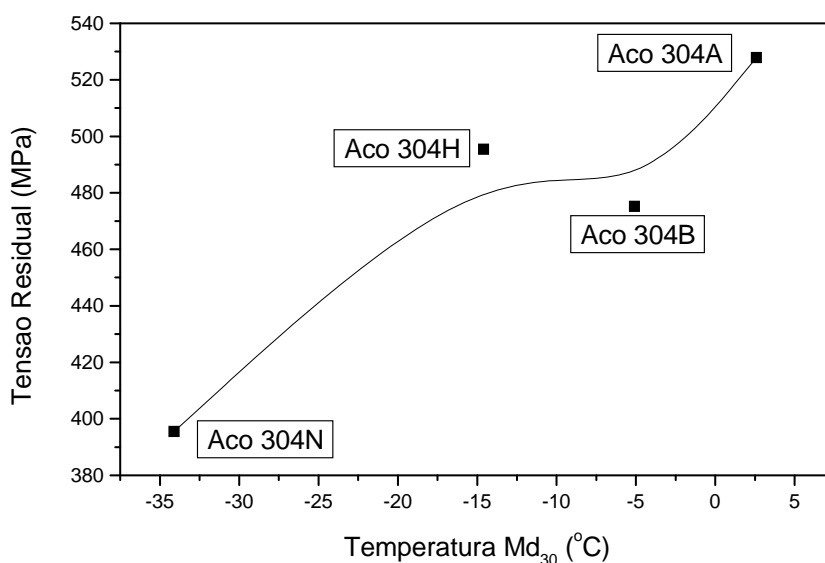


Figura 5.43: Efeito da estabilidade da austenita na tensão residual deixada nas bordas dos copos reembutidos dos aços 304A, 304H, 304B e 304 N que apresentaram o fenômeno de *Delayed Cracking*.

Os resultados apresentados pelo aço 304N confirmam o fato de que aços mais estáveis em relação à transformação martensítica apresentam menores níveis de tensão residual na borda dos copos conformados. Assim, conclui-se que o nível de tensão residual depende da quantidade de martensita presente na estrutura dos aços.

Admite-se que as tensões residuais desempenham um papel importante na ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos. A correlação entre os valores de tensão residual e os valores de LDR-DC apresentada na Figura 5.44, parece indicar que os copos que apresentaram os menores níveis de tensão residual em suas bordas também foram aqueles menos propensos à manifestação do fenômeno, exceção feita ao aço 304B.

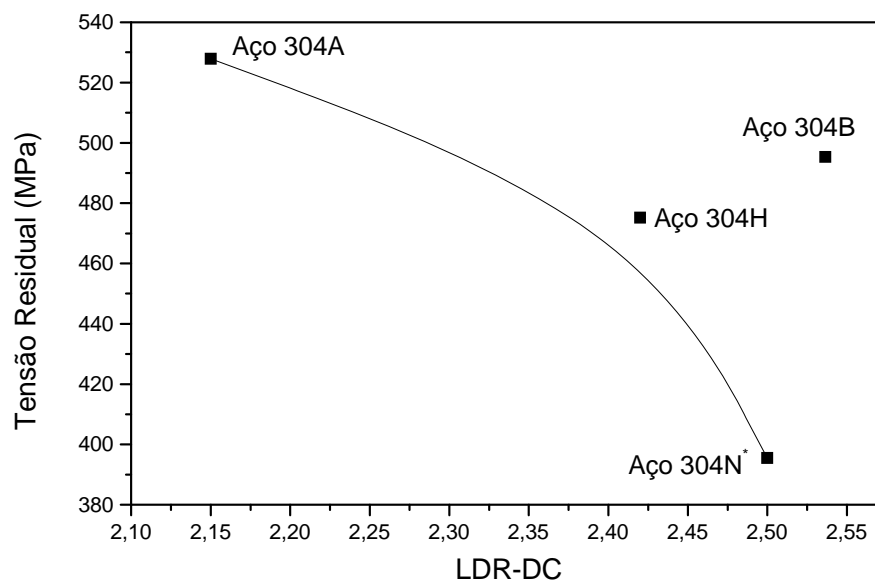


Figura 5.44: Efeito das tensões residuais nas bordas dos copos reembutidos dos aços 304A, 304H, 304B e 304 N sobre o fenômeno de *Delayed Cracking*.

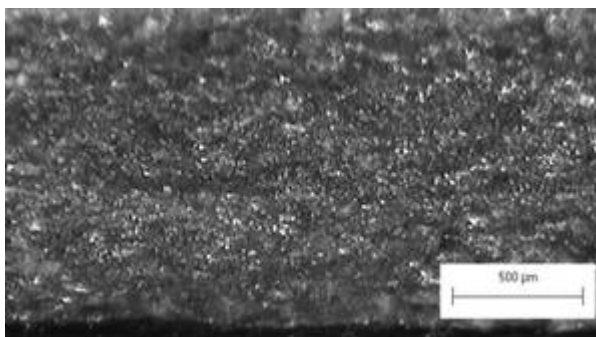
As tensões residuais existentes nos copos reembutidos após o final da operação de conformação foram os fatores mecânicos responsáveis pelo trincamento característico do fenômeno de *Delayed Cracking*. Os principais fatores metalúrgicos identificados no trabalho associado ao fenômeno de *Delayed Cracking* dos aços inoxidáveis austeníticos são a presença da martensita induzida por deformação e o grau de deformação devido ao processo de estampagem [Eliaz *et al.*, 2002]. Os altos níveis de deformação inerentes ao processo de reembutimento são responsáveis pela formação de altas quantidades de martensita nas bordas dos copos que exibiram o fenômeno de *Delayed Cracking* [Miranda,

1987; Berrahmoune *et al.* 2006]. Sendo a martensita uma fase cuja estrutura cristalina facilita a difusão do hidrogênio pela rede e considerando-se ainda uma suposta contaminação com hidrogênio durante a decapagem, conjectura-se que a sua presença possa ter promovido também o acúmulo deste elemento nos contornos entre ela e a austenita não transformada causando uma elevação da tensão local e levando à ocorrência do fenômeno.

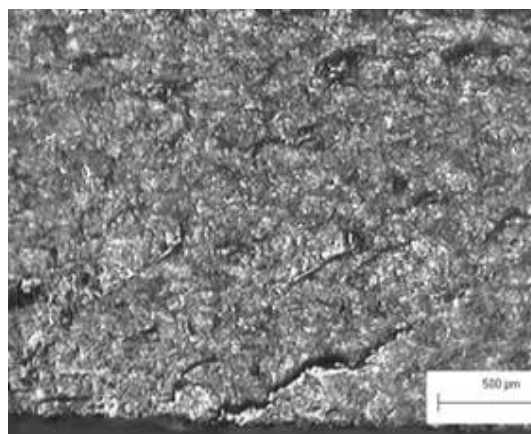
## 5.4 CARACTERIZAÇÃO DAS FRATURAS DO FENÔMENO DE *DELAYED CRACKING*

### 5.4.1 Aspectos Macroscópicos

Do ponto de vista macroscópico, as superfícies das trincas dos copos reembutidos dos aços inoxidáveis do trabalho (Figura 5.45) apresentaram padrão de fratura frágil devido ao aspecto facetado uniforme, brilhante e sem aparente redução de área sobre toda a seção [Ewald & Wanhill, 1983], indicando a possibilidade da ocorrência de fratura intergranular e ou transgranular. Trincas induzidas catodicamente por hidrogênio também mostram características semelhantes às fraturas intergranulares e algumas vezes à clivagem [Stahleisen, 1983], mas também podem apresentar aspecto dúctil como relatado por Rozenak e Eliezer e 1983; Herms *et al.*, 1999, dependendo da magnitude da camada fragilizada em relação à espessura do material.



(a)



(b)

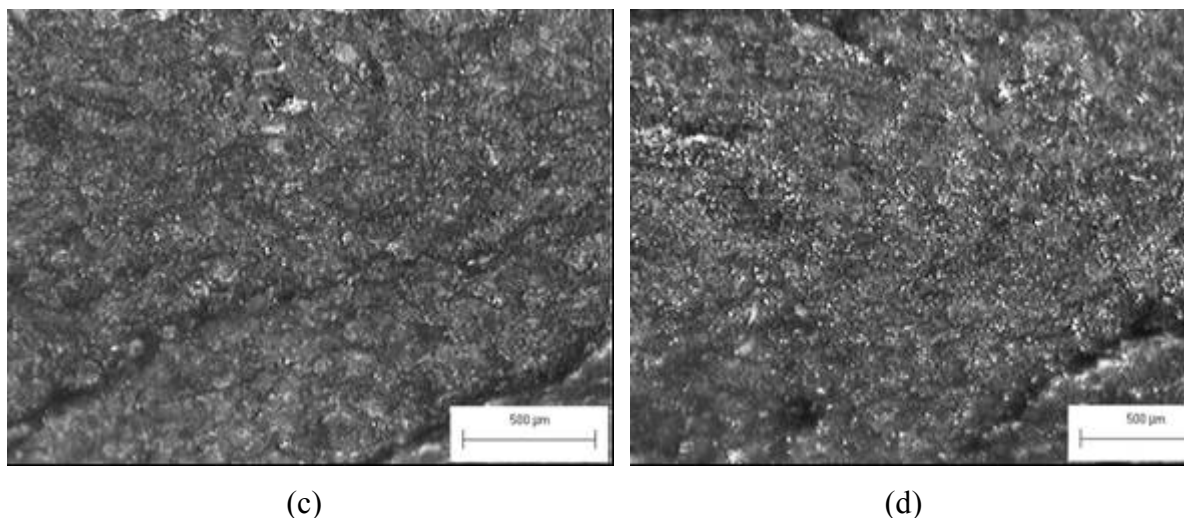


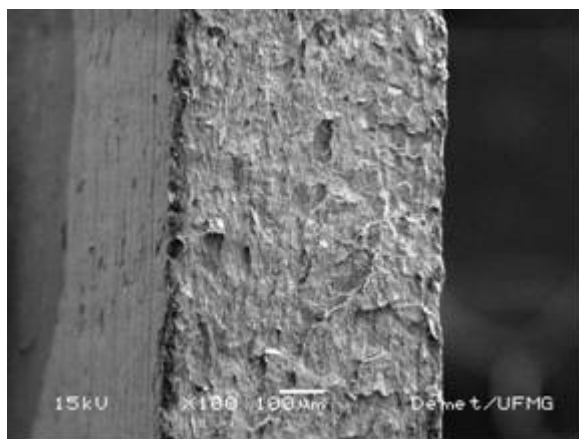
Figura 5.45: Superfícies das trincas características do fenômeno de *Delayed Cracking* dos aços 304A (a) 304H (b), 304B (c) e 304N (d).

#### 5.4.2 Aspectos Microscópicos

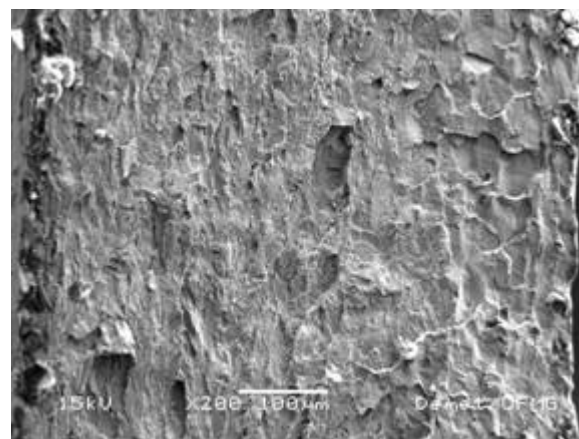
As superfícies das trincas dos copos reembutidos dos aços 304A, 304H, 304B e 304N, observadas no MEV, podem ser vistas nas fractografias das Figuras 5.46, 5.47, 5.48 e 5.49, respectivamente.

A superfície de fratura do aço 304A apresentou aspecto plano assemelhando-se, basicamente, à fratura frágil transgranular, sendo uniforme em toda a extensão da superfície analisada (Figura 5.46 (a) e (b)). No entanto, podem ser observados detalhes que indicam que a fratura também ocorreu de modo intergranular. Esta característica pode ser vista na Figura 5.46 (c), na posição indicada pela seta, que ressalta uma superfície de contorno de grão. O aspecto “nervurado” (*feather*) visto nas Figura 5.46 (d) e (e) também dão indicação da ocorrência de fratura transgranular. Este aspecto nervurado é devido à combinação de numerosas trincas que ocorrem ao longo de planos cristalográficos e que são orientadas perpendicularmente à tensão de máxima de tração [Stalhleisen, 1983]. A micrografia da Figura 5.46 (e), na posição indicada pela seta, mostra o que parece ser uma faceta de

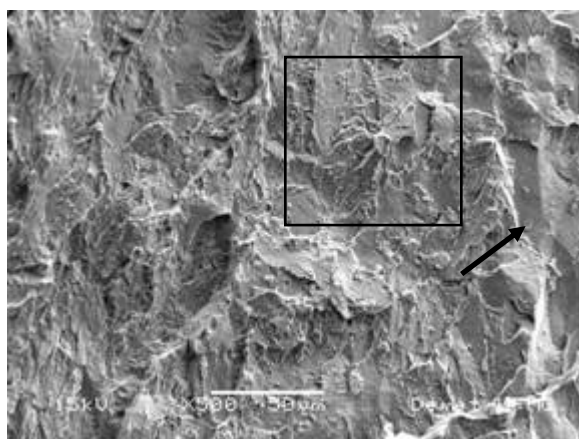
clivagem. A constatação de que a fratura é transgranular pode ser verificada pela análise da seção longitudinal, após polimento e ataque, do caminho da trinca como será visto na seção 5.4.4.



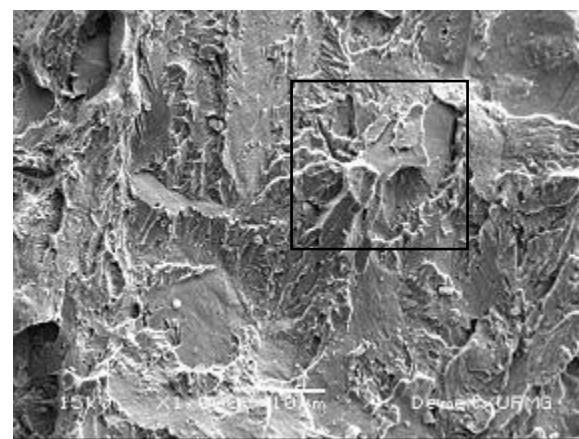
(a)



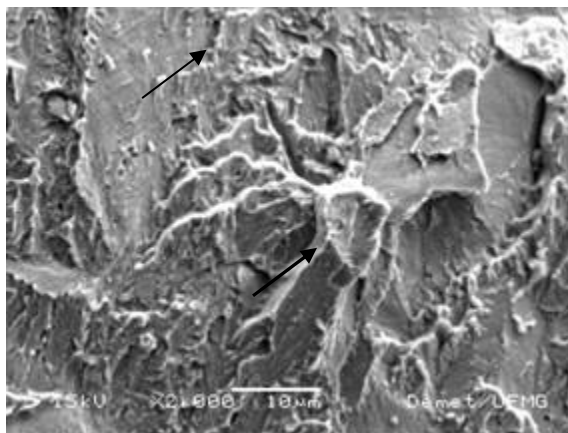
(b)



(c)



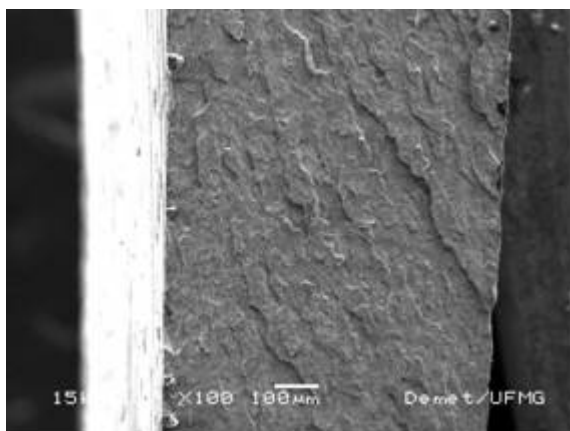
(d)



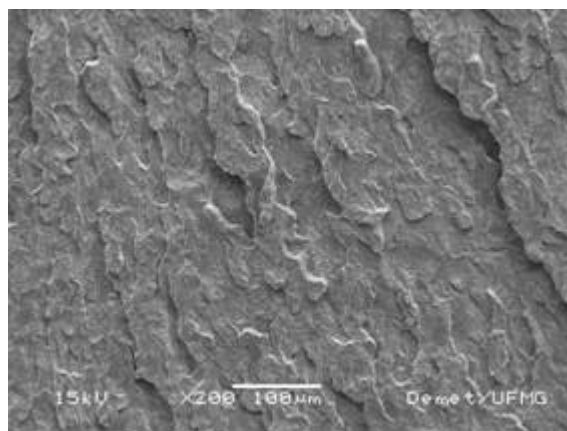
(e)

Figura 5.46: Micrografias eletrônicas de varredura de superfície de falha do copo reembutido do aço inoxidável 304A.

Os aspectos microscópicos da fratura ocorrida com o aço 304H são semelhantes ao apresentado pelo aço 304A, como se observa da Figura 5.47 (a) e (b), sendo também transgranular e intergranular. O aspecto transgranular pode ser identificado pela aparência nervurada da superfície de fratura como visto na Figura 5.47 (d) e (e). A fratura intergranular se encontra intercalada com os constituintes transgranulares e isto pode ser verificado também nas fractografias da Figura 5.47 (d) e (e). Na Figura 5.47 (d) uma superfície de contorno de grão é mostrada, e aparece de forma ampliada, na Figura 5.47 (e). A seta na Figura 5.47 (d) também aponta uma superfície de contorno de grão.



(a)



(b)



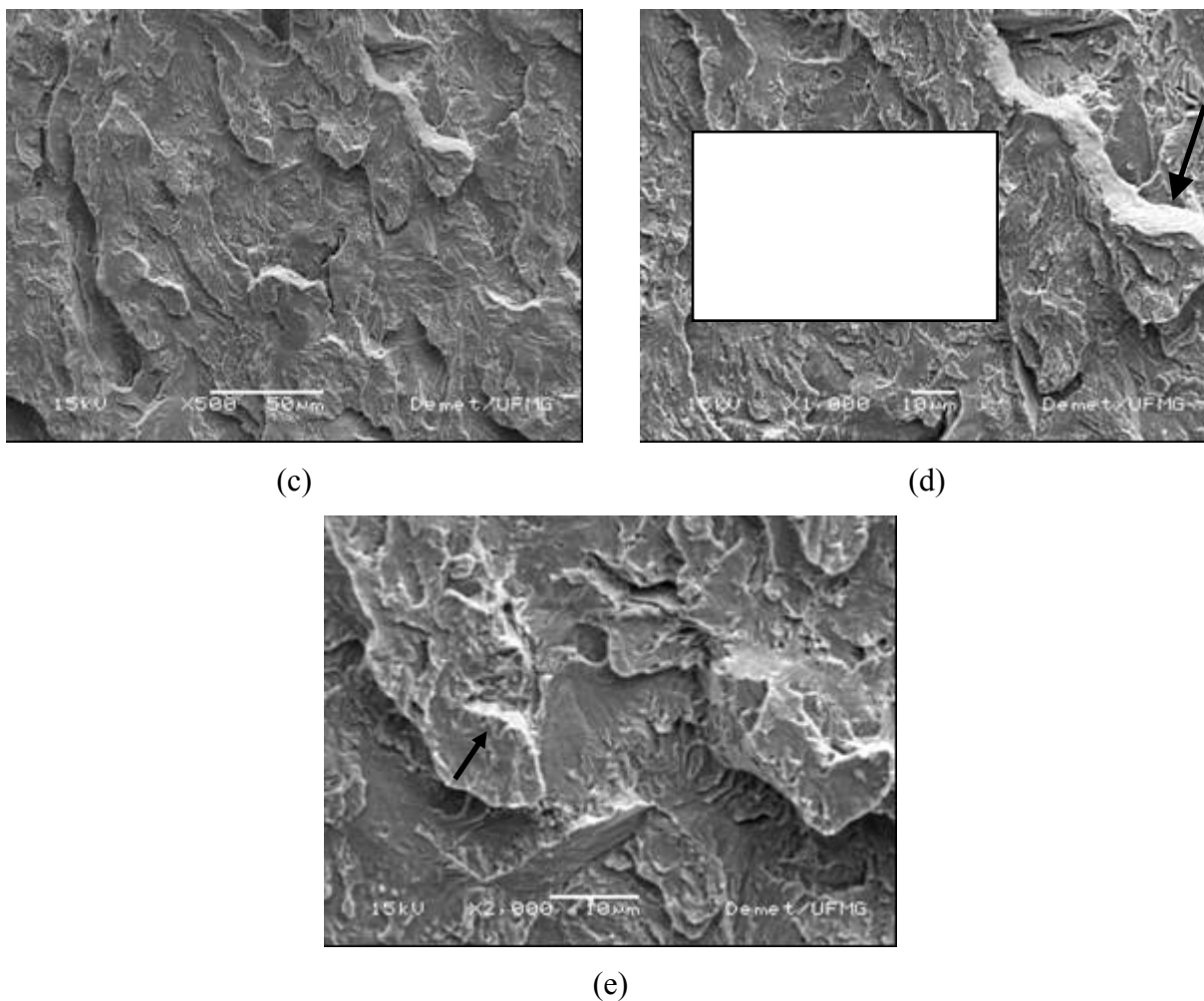


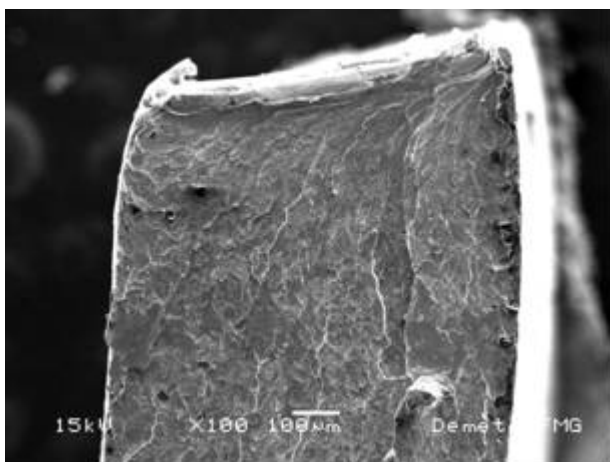
Figura 5.47: Micrografias eletrônicas de varredura de superfície de falha do copo reembutido do aço inoxidável 304H.

Na fratura apresentada pelo aço 304B (Figura 5.48), destacam-se duas regiões que, aparentemente, apresentaram características diferentes: uma próxima à superfície livre da amostra que corresponde à borda do copo e onde a trinca parece ter originado e a outra, ao longo da superfície de fratura.

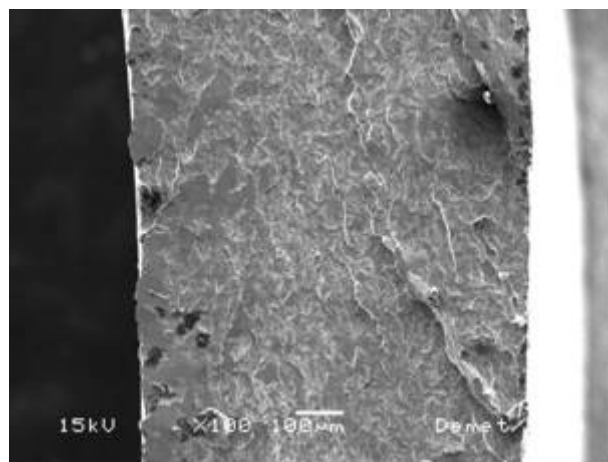
A superfície de fratura demonstrada nas fractografias das Figura 5.48 (a) e (c) assemelha-se ao padrão de clivagem por fragilização devido ao hidrogênio. Este tipo de fratura ocorre por decoesão intergranular ao longo de contornos de grãos resultante de tensões que

excedem localmente as forças coesivas da rede do metal [Stalhlaisen, 1983]. As imagens mostradas na Figura 5.48 (e), (g) e (i) parecem apresentar os degraus típicos formados neste tipo de fratura.

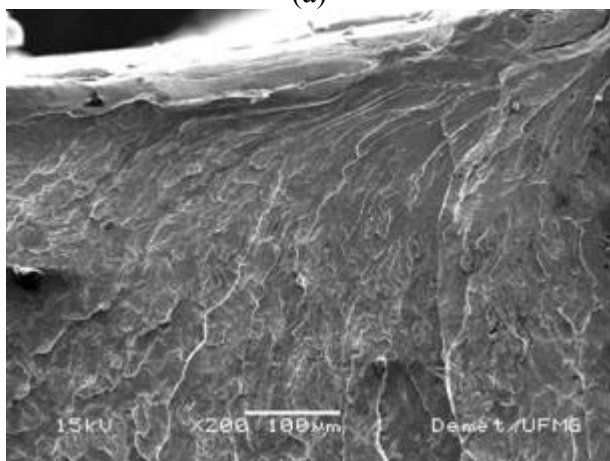
A fratura apresentada ao longo da superfície restante da amostra (Figura 5.48 (b), (d), (f), (h) e (j)) assemelha-se ao padrão de fratura transgranular. No entanto, observa-se um aparente maior achatamento das facetas e aspecto nervurado diferente. Em aumentos maiores (Figura 5.48 (h) e (j)), as micrografias indicam aspectos característicos de clivagem com facetas apresentando o padrão *river pattern* formado pelas linhas de clivagem [Stalhlaisen, 1983].



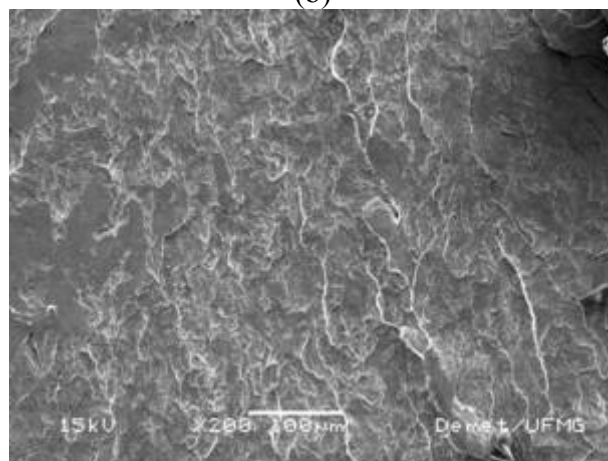
(a)



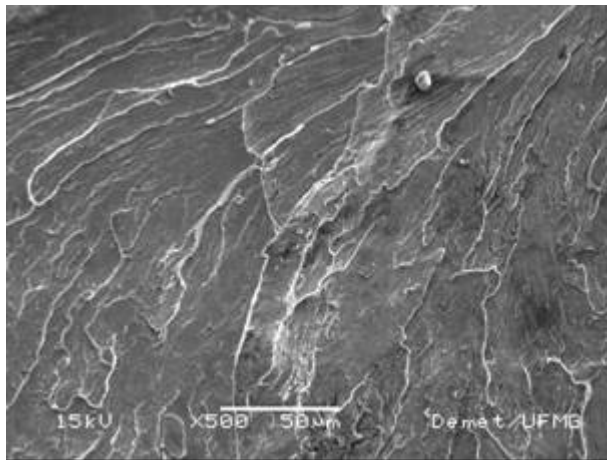
(b)



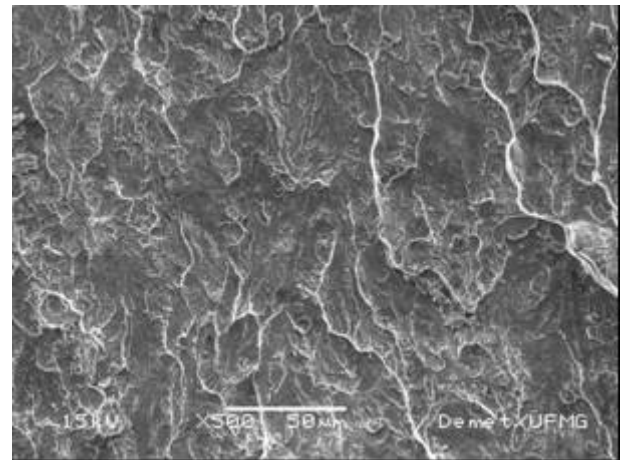
(c)



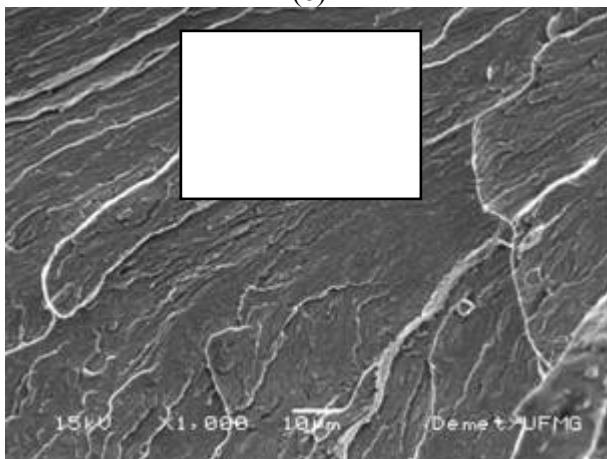
(d)



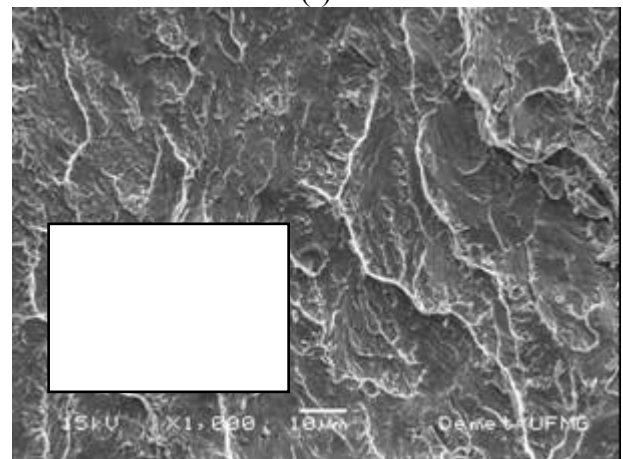
(e)



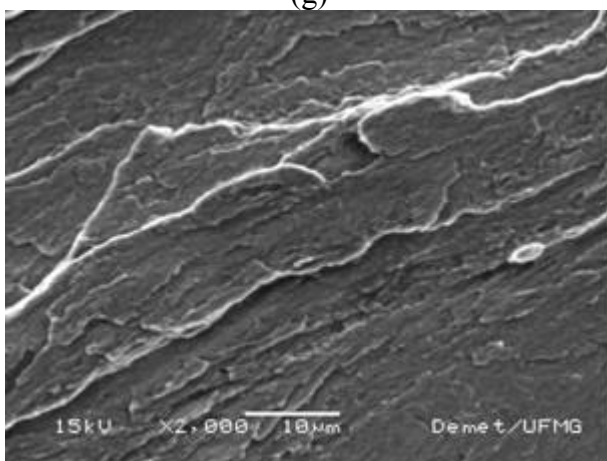
(f)



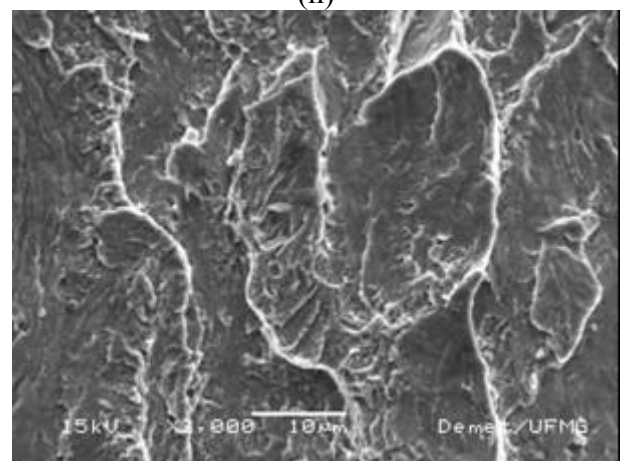
(g)



(h)



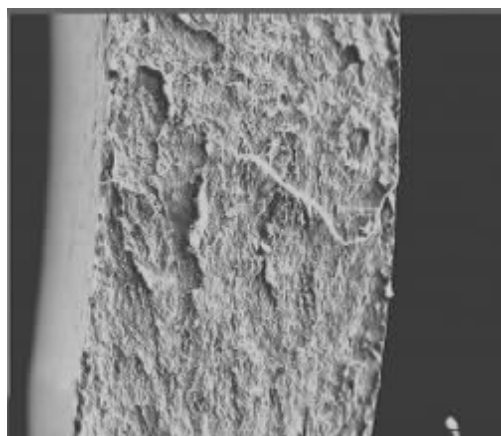
(i)



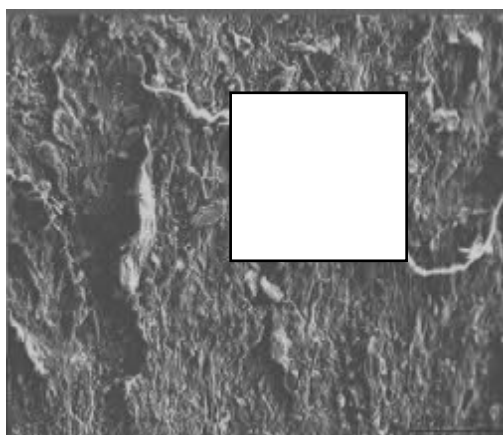
(j)

Figura 5.48: Micrografias eletrônicas de varredura de superfície de falha do copo reembutido do aço inoxidável 304B.

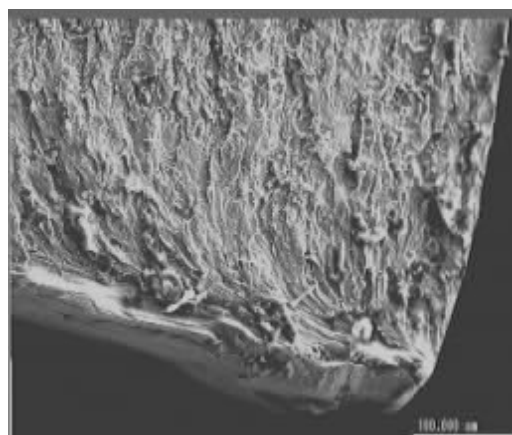
O aspecto da superfície de fratura do aço 304N parece ser bem semelhante aos apresentados pelos aços 304A e 304H. Entretanto, observando-se a fractografia da Figura 5.49 (a) e (b), nota-se um aspecto mais fibroso (*feather*) que pode representar as nervuras típicas da fratura transgranular. Esta característica pode ser vista mais acentuadamente na Figura 5.49 (c). Não foram visualizadas superfícies de contornos de grãos que pudessem efetivamente identificar fratura intergranular, mesmo em aumento maiores (Figuras 5.49 (d) e (f) e (h)) como ocorrido para os outros aços. Pode ser notado, na micrografia da Figura 5.49 (d), um arranjo facetado (indicado pela seta) típico de superfícies de clivagem.



(a)



(b)



(c)

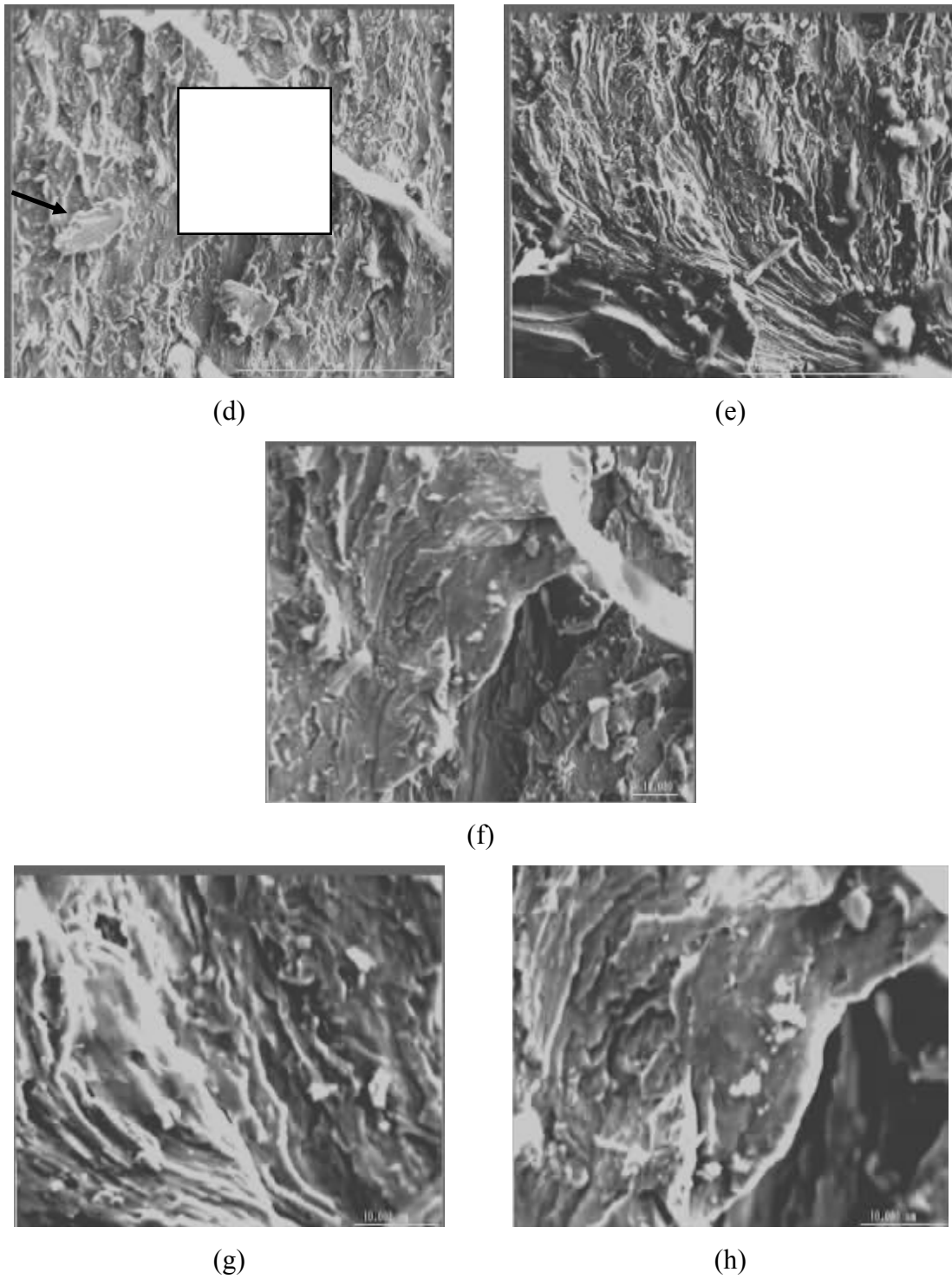


Figura 5.49: Micrografias eletrônicas de varredura de superfície de fratura do copo reembutido do aço inoxidável 304N.

Os aços inoxidáveis do trabalho apresentaram padrões de falhas muito semelhantes, sendo a fratura transgranular o principal modo de falha. Não foi possível determinar o efeito do tamanho de grão sobre o modo de fratura dos aços apesar da literatura [Rozenak e Eliezer, 1983] relatar que as superfícies de fratura de aços inoxidáveis com maiores tamanhos de grão, catodicamente carregados com hidrogênio, são predominantemente transgranulares. Os aços 304A e 304N, que apresentam grãos com tamanhos mais distintos apresentaram o mesmo modo de falha.

Verifica-se, ademais, que as fractografias mostraram-se bastante semelhantes à apresentada por Berrahmoune *et al.* (2006) para um aço inoxidável austenítico 304 carregado catodicamente e no qual foi identificada a fragilização pelo hidrogênio. Há evidências para crer que a influência da martensita sobre o modo de fratura pareceu pouco relevante nos estudos desenvolvidos nesse trabalho, pois não houve variação no modo de falha ao longo da espessura da parede dos copos estudados. Assim sendo, supõe-se que a fração volumétrica de martensita induzida por de formação foi praticamente constante ao longo da espessura dos copos reembutidos. Porém, parece razoável supor que no caso de uma provável contaminação com o hidrogênio, a martensita induzida por deformação tenha facilitado o transporte do hidrogênio para o interior do material pelo fato de que, como visto nas fractografias, as superfícies fraturadas apresentaram padrão frágil em toda a sua extensão.

Há evidências para supor que o trincamento apresentado pelos copos dos aços inoxidáveis austeníticos reembutidos e que caracterizam o fenômeno de *Delayed Cracking* possa ser devido a uma possível contaminação pelo hidrogênio. Os estudos das fractografias mostraram aspectos nas superfícies de fratura estudadas que se assemelham à fragilização causada por esse elemento: materiais que sofrem fragilização por hidrogênio apresentam modos mistos de fratura, sendo trans e intergranular (aspectos característicos de cada modo estão presentes lado a lado na superfície de fratura) e também são observadas falhas por clivagem [Stalhleisen, 1983]. Porém, não se pode afirmar que o fenômeno seja devido à presença do hidrogênio. Como não houve uma determinação específica do teor de

hidrogênio nos aços inoxidáveis austeníticos desse trabalho e também não foi avaliada a quantidade mínima para que ocorresse o fenômeno de *Delayed Cracking* nas operações de conformação estudadas, pode-se apenas supor que o hidrogênio possa ter sido um dos fatores críticos que desencadeou a ocorrência dos fenômenos observados.

### 5.4.3 Seções Longitudinais Polidas

As seções longitudinais polidas do caminho da trinca dos aços inoxidáveis 304A, 304H, 304B e 304N, mostradas nas Figuras 5.50, 5.51, 5.52 e 5.53 revelaram alguns aspectos importantes. Como pode ser visto em todas elas, as trincas se desenvolveram na forma de degraus, sem apresentar ramificação significativa [Metals Handbook, vol 12, Al-Nabulsi, 2003]. Como observado por Al-Nabulsi (2003), parece ter havido a formação de colônias de trincas (denominação dada pelo autor) que foram gradativamente se unindo à medida que se desenvolviam, apresentando o aspecto de degrau. Isto está demonstrado nas imagens da Figura 5.52 (b) e (c) para o aço 304B e Figura 5.53 (a) (b) e (c) para o aço 304N. Nas imagens da Figura 5.53, são mostradas ampliações progressivas de uma mesma região da trinca nas quais são apresentados dois trechos de seu caminho que ainda não haviam sido unidos, pelo menos na seção na qual foram feitas as imagens.

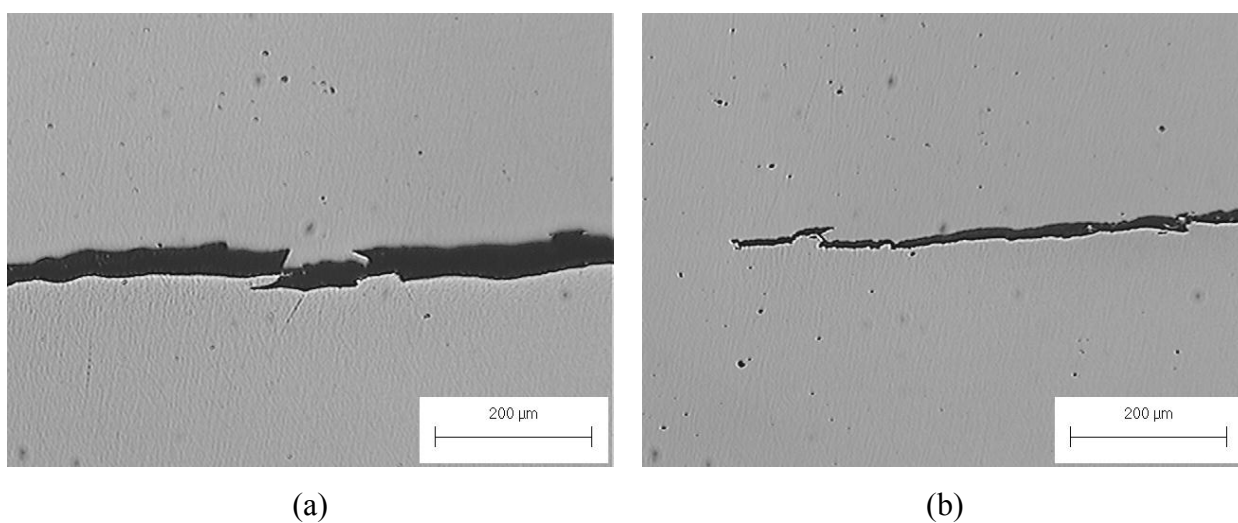


Figura 5.50: Seções transversais polidas do caminho da trinca do aço 304A.

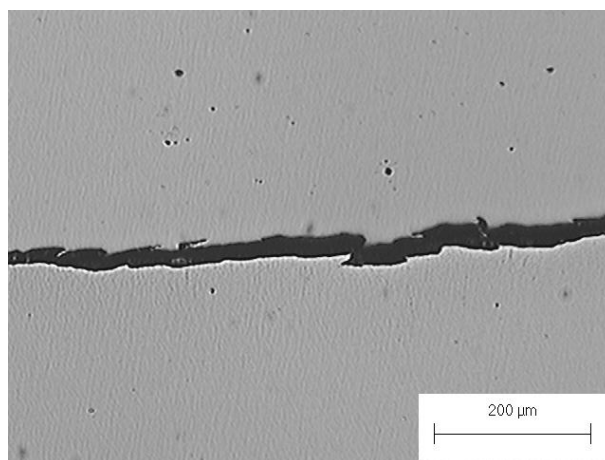
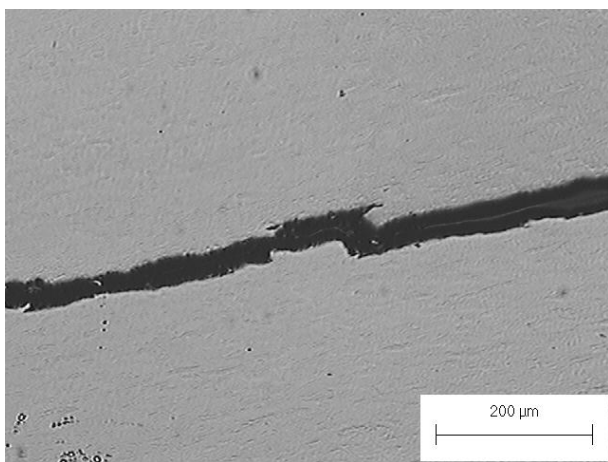
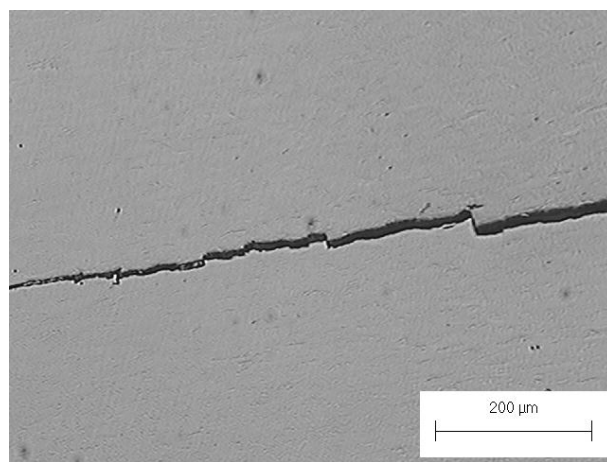


Figura 5.51: Seções transversais polidas do caminho da trinca do aço 304H.

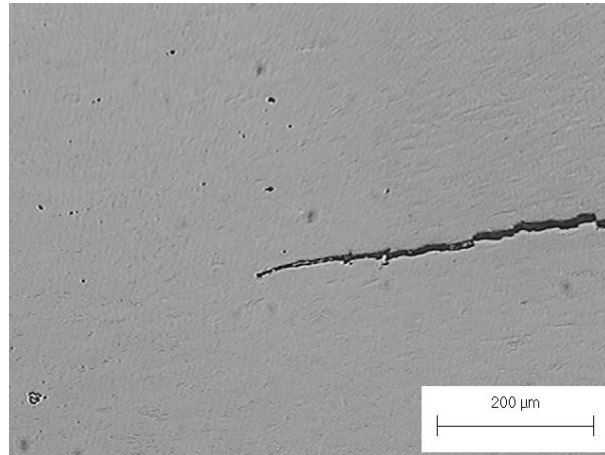


(a)



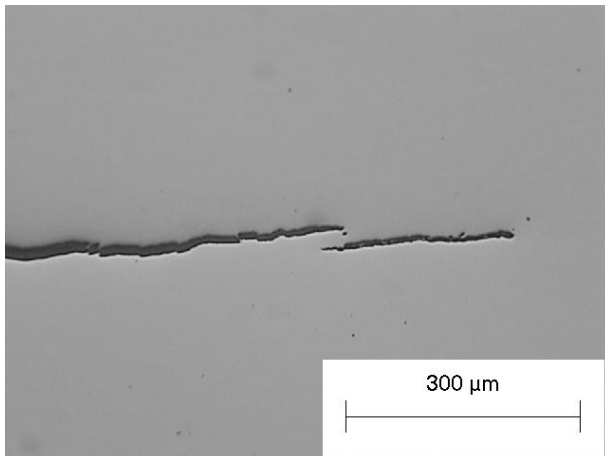
(b)



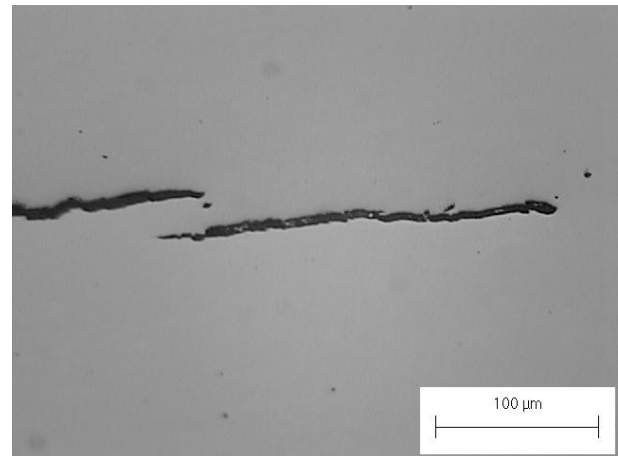


(c)

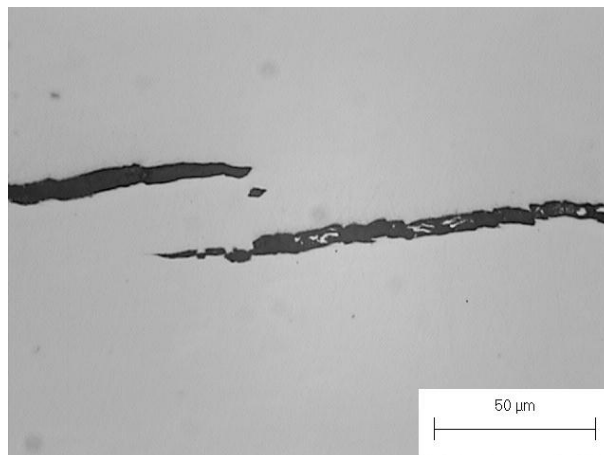
Figura 5.52: Seções transversais polidas do caminho da trinca do aço 304B.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.53: Seções transversais polidas do caminho da trinca do aço 304N.

Este aspecto em degraus também foi observado por Schaller *et al.* (1972) quando estudaram aços inoxidáveis austeníticos que trincavam espontaneamente e também após carregamento catódico com hidrogênio. Como atestado pelos autores, as fraturas apareceram como mistura de trincas trans e intergranulares e ocorreram devido à presença do hidrogênio.

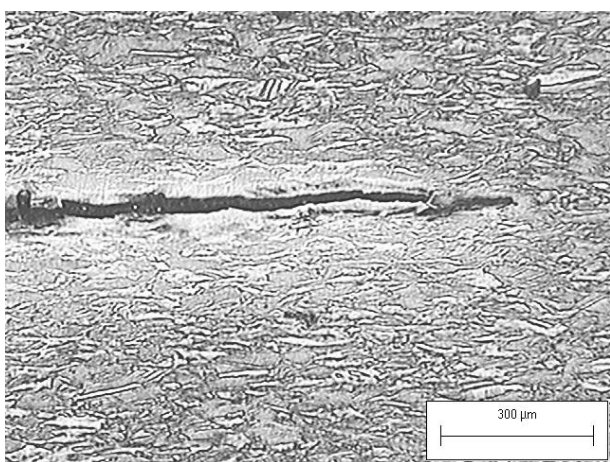
#### 5.4.4 Seções Longitudinais Polidas e com Ataque

As Figuras 5.54, 5.55, 5.56 e 5.57 apresentam as seções polidas e atacadas do caminho das trincas abertas nos copos reembutidos dos aços 304A, 304H, 304B e 304N, respectivamente.

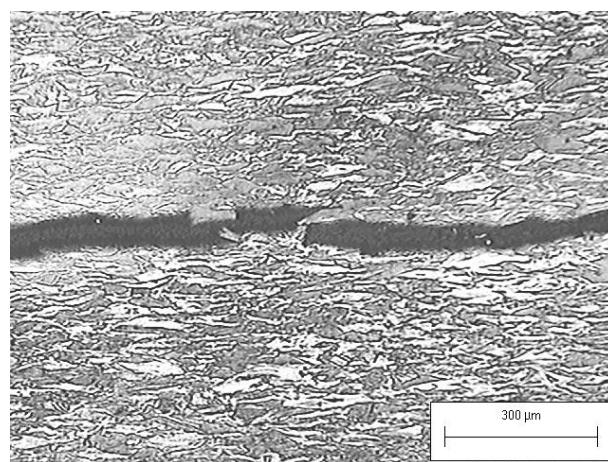
Foi observado em todos os aços que as trincas se prolongaram de modo transgranular, já que adentravam os pacotes de martensita e passavam ao largo dos grãos de austenita não transformados. Um exemplo deste aspecto pode ser apreciado nas imagens da Figura 5.55 (c) e (d) que representam seções longitudinais metalográficas da superfície do copo no local de ocorrência da fratura do aço 340H.

Como já relatado anteriormente, as fraturas se desenvolveram pela formação de colônias [Al-Nabusi, 2003] de trincas que se uniram apresentando um aspecto de degrau. Foi observado que as trincas se uniam pela sua propagação através dos pacotes de martensita (Figuras 5.54 (g), 5.55 (c) e (d), Figura 5.56 (b), (c) e (e)). As Figuras 5.57 (c), (d) e (e) exemplificam trincas que ainda não haviam se unido, pelo menos no plano nos quais foram observadas. A preferência da trinca caminhar por dentro dos pacotes de martensita decorre do fato de que apesar de apresentar maior dureza, esta fase é mais frágil que a austenita.

O aspecto transgranular das fraturas decorrentes do fenômeno de *Delayed Cracking* dos aços inoxidáveis austeníticos deste trabalho fica bem evidente ao se observar a ponta das trincas desenvolvidas nos aços 304B e 304N e mostradas nas Figuras 5.56 (f) e 5.57 (g). As trincas cruzaram o limite do contorno do pacote de martensita e aí interromperam sua trajetória. Estes aspectos também foram observados por Schaller *et al.* (1972) e Berrahmoune *et al.* (2006) em seus estudos com aços inoxidáveis carregados catodicamente com hidrogênio que associaram o trincamento à fragilização causada por esse elemento.



(a)



(b)

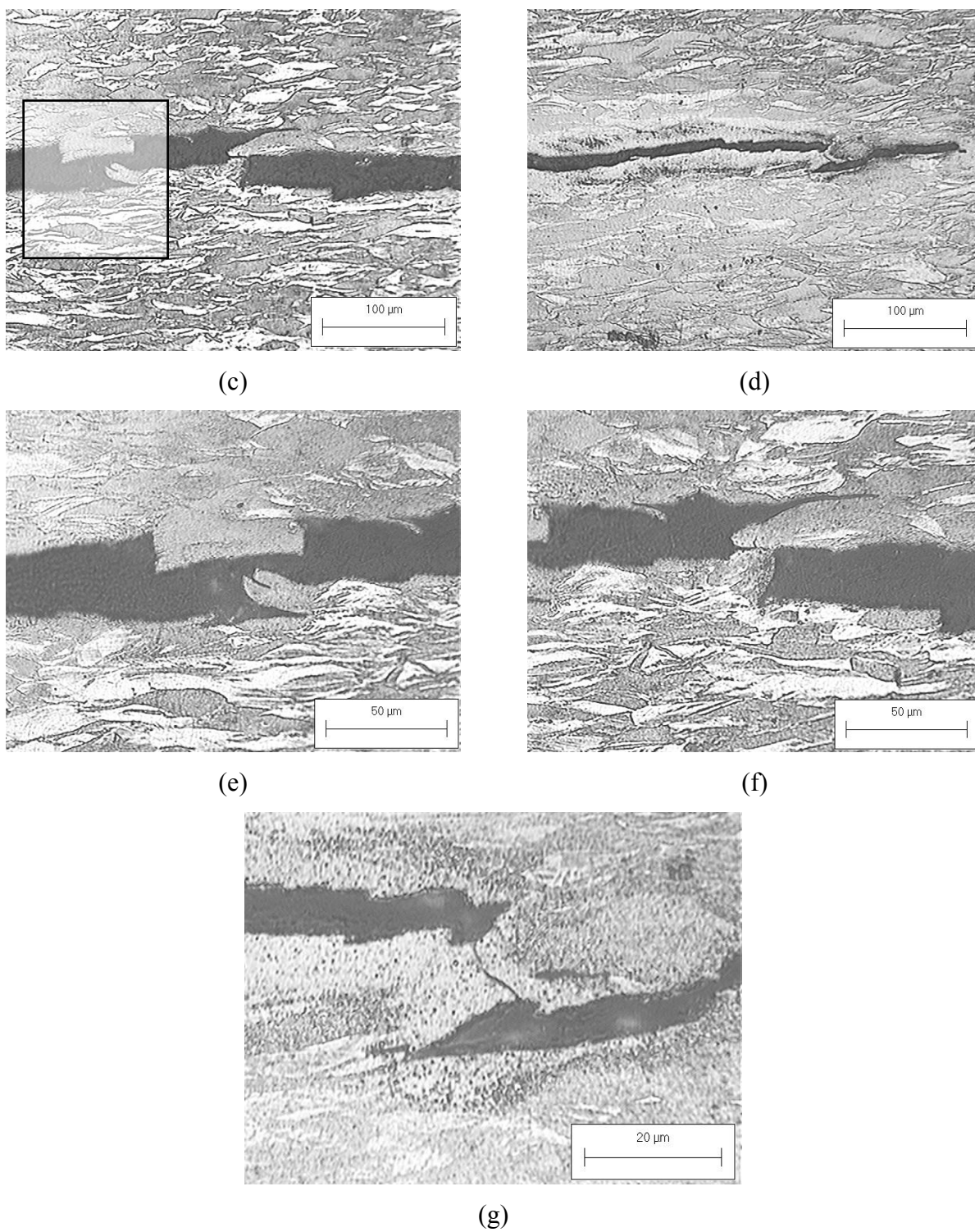
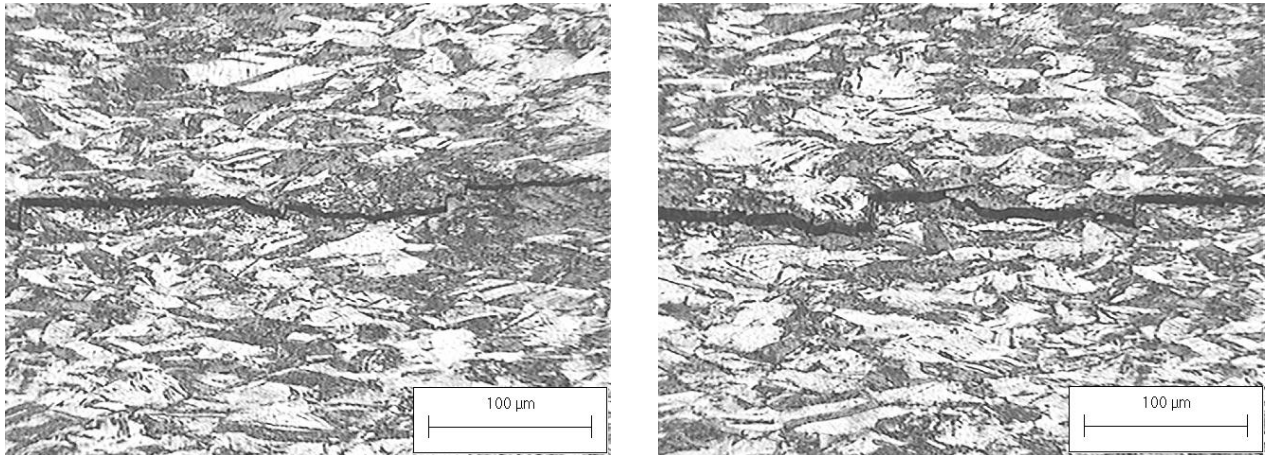
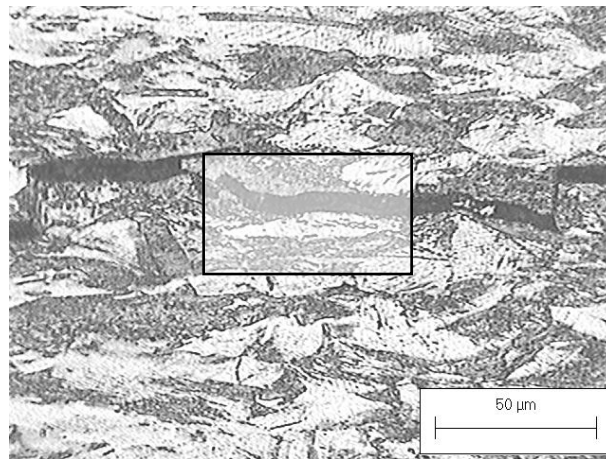


Figura 5.54: Seções transversais polidas e atacadas mostrando trincas intergranulares no aço 304A. Ataque: Beràha.

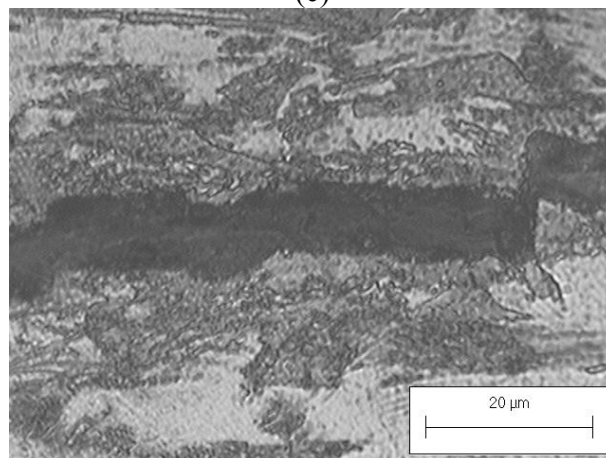


(a)

(b)

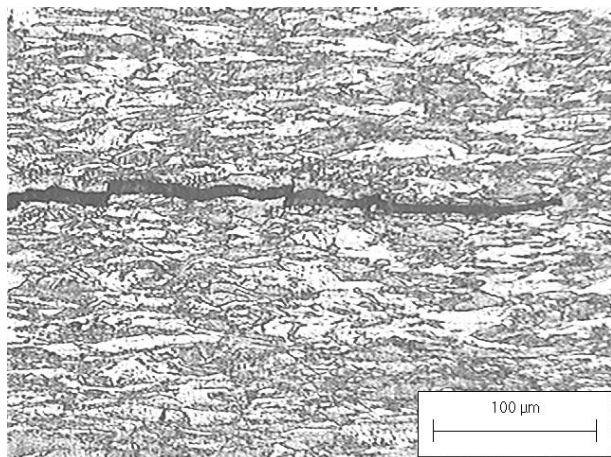


(c)

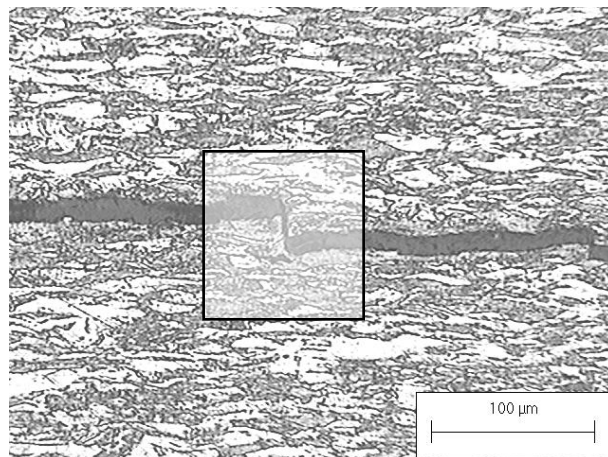


(d)

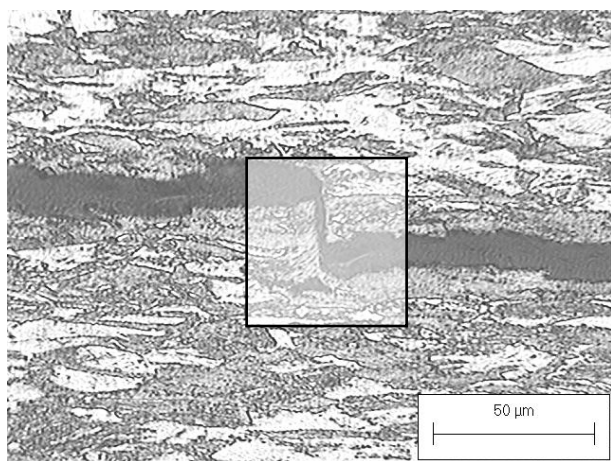
Figura 5.55: Seções transversais polidas e atacadas mostrando trincas intergranulares no aço 304H. Ataque: Beraha.



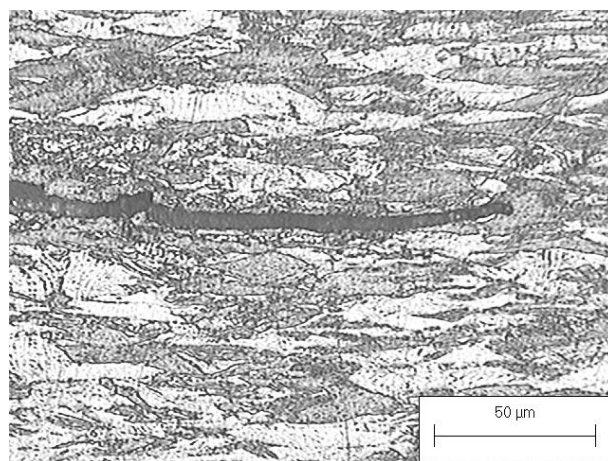
(a)



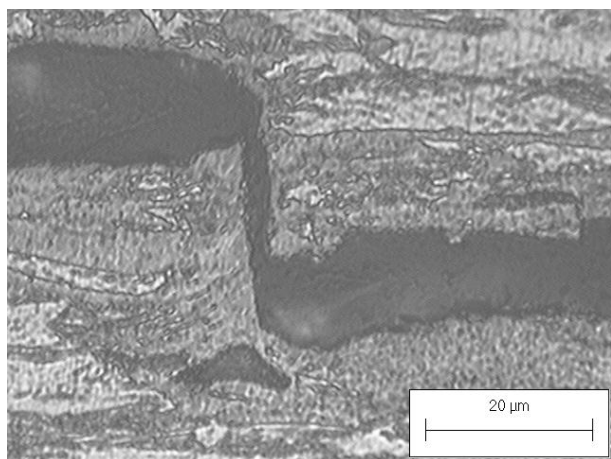
(b)



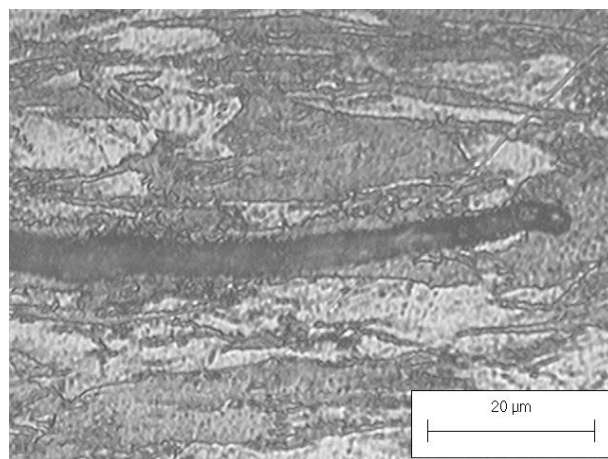
(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 5.56: Seções transversais polidas e atacadas mostrando trincas intergranulares no aço 304B. Ataque: Beraha.



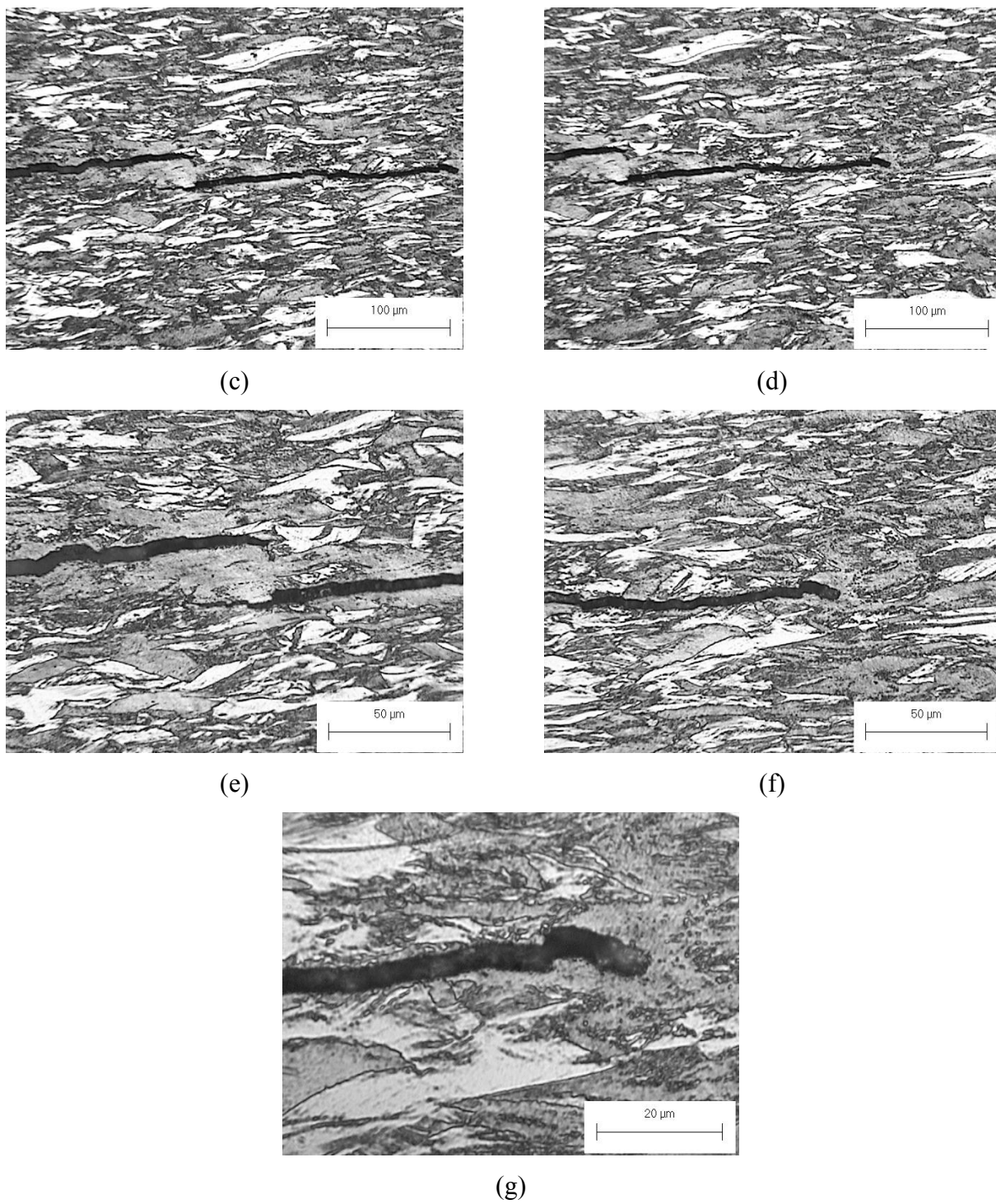


Figura 5.57: Seções transversais polidas e atacadas mostrando trincas intergranulares no aço 304N. Ataque: Beràha.

## 5.5 EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE O EMBUTIMENTO E O REEMBUTIMENTO

A caracterização microestrutural da formação da martensita foi avaliada para todos os aços inoxidáveis do trabalho na Razão de Embutimento (DR) de 2,15, razão esta que corresponde à Razão de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) do aço 304A. Esta razão de embutimento foi escolhida para facilitar a observação e comparação da variação dos aspectos microestruturais dos aços inoxidáveis deste trabalho durante as operações de embutimento e reembutimento, principalmente a morfologia da martensita no início de sua formação.

Na Tabela 5.14 são mostrados os valores de altura e diâmetro dos copos conformados com *blanks* de 56mm de diâmetro que foram utilizados no estudo da variação microestrutural durante os estágios de conformação.

Tabela 5.14: Valores de diâmetros (externo) e alturas dos copos conformados com *blanks* de 56mm de diâmetro.

Aço/Operação	304A		304H		304B		304N	
	h(mm)	φ(mm)	h(mm)	φ(mm)	h(mm)	φ(mm)	h(mm)	φ(mm)
Embutimento	17,7	34,8	17,6	34,5	17,7	35,4	17,5	34,6
Reembutimento	25,7	27,7	25,5	28,2	24,4	27,5	25,6	28,4

### 5.5.1 Etapas das Operações de Embutimento e Reembutimento

Nas Figuras 5.58 e 5.59 são mostradas as etapas nas quais as operações de embutimento (na Razão de Embutimento de 1,69) e reembutimento (na Razão Reembutimento de 2,15) dos aços inoxidáveis deste trabalho foram divididas. Ambas as operações foram divididas em cinco etapas, incluindo o *blank* no início do embutimento, como se nota da Figura 5.58.





Figura 5.58: Estágios da operação de embutimento dos aços inoxidáveis austeníticos.



Figura 5.59: Estágios da operação de reembutimento dos aços inoxidáveis austeníticos.

Pode-se observar durante a operação de embutimento, que a zona mais externa do *blank*, que corresponde à área do flange, (zona de maior deformação) tem o seu raio diminuído, devido às tensões radiais e de compressão induzidas, à medida que é forçado para dentro da matriz durante a evolução da operação, até que o copo esteja completamente conformado.

No reembutimento, a zona de maior deformação está localizada entre a entrada e a saída da matriz e é nela que ocorre a diminuição do diâmetro do copo. As tensões são de tração e de compressão na entrada da matriz e de estado plano de deformação na parede do copo reembutido [Pearce, 1991].

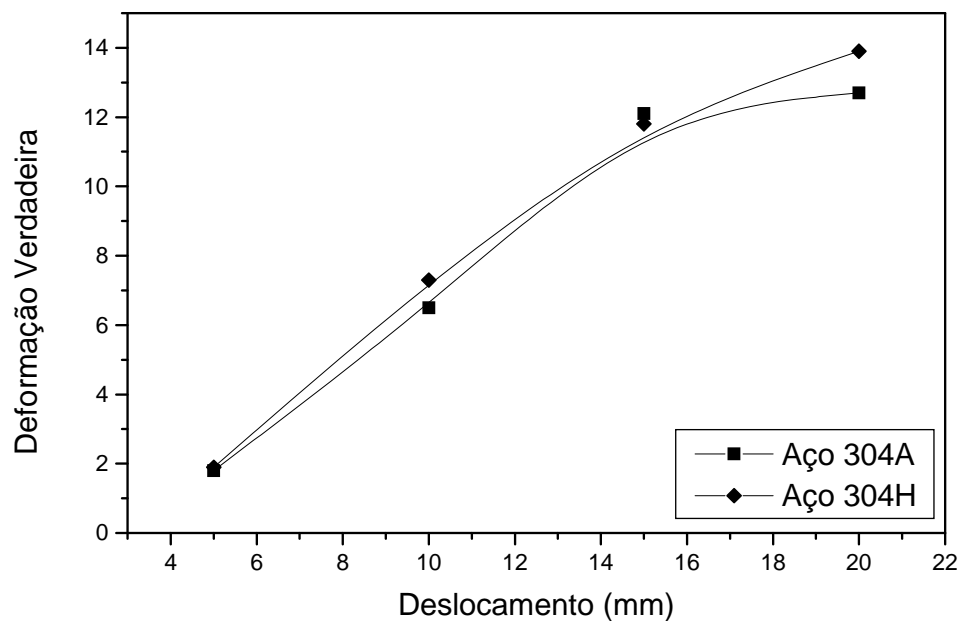
### **5.5.2 Determinação das Deformações Durante as Operações de Embutimento e Reembutimento**

Os deslocamentos do punção e as deformações calculadas em cada estágio das operações de embutimento e reembutimento, associados a esses deslocamentos, para os aços 304A e

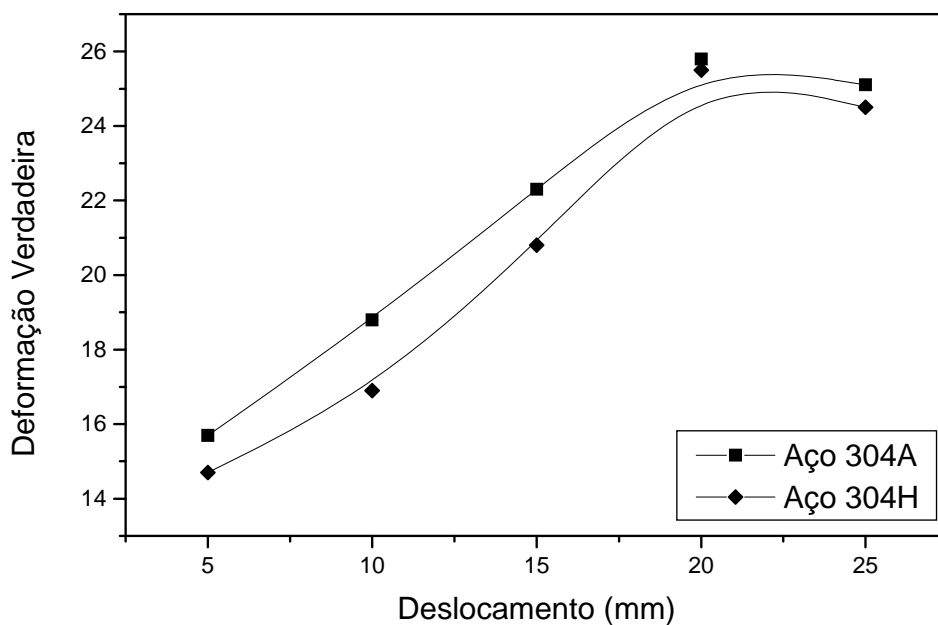
304H são apresentadas nos gráficos da Figura 5.60. As deformações traçadas no gráfico são deformações verdadeiras efetivas associadas ao estabelecimento de cada estágio da operação e que foram calculadas de acordo com a equação 4.4.

Nas operações de embutimento dos aços 304A e 304H (Figura 5.60 (a)), os valores das deformações calculadas não apresentaram grandes diferenças que permitissem evidenciar o efeito da composição química, principalmente do maior teor de carbono e nitrogênio, sobre o comportamento mecânico do aço 304H em relação ao aço 304A. No entanto, durante as operações de reembutimento (Figura 5.60 (b)), nas quais as deformações foram maiores, pôde-se observar que o aço 304A se deformou mais que o 304H em todos os níveis de sollicitação empregados. Esse resultado é devido à maior dureza apresentada pelo aço 304H (Tabela 5.2) oferecendo, portanto, maior resistência à deformação.

Como relatado na literatura [Lacombe *et al.* 1993], demonstrado na Figura 3.6, e confirmado neste trabalho, a maior quantidade de intersticiais presentes no aço 304H aumentou seu Limite de Escoamento a 0,2% sendo o seu efeito bem mais pronunciado que dos outros elementos da composição química. Conforme mostra o diagrama Fe-N [Lacombe *et al.*, 1993], a solubilidade do nitrogênio é da ordem de 1% (% atômica) no Fe- $\alpha$  na temperatura eutetóide (590°C) enquanto que a solubilidade do nitrogênio no Fe- $\gamma$ , nessa mesma temperatura, está em torno de 10% (% atômica). Esse valor é bem mais elevado que a solubilidade do carbono no Fe- $\gamma$  na temperatura eutética (1150 °C), que é de aproximadamente de a 6 a 7% (% atômica) de acordo com o diagrama Fe-C [Metals Handbook, vol.8]. Esta maior solubilidade do nitrogênio é resultado do menor tamanho do átomo deste elemento, quando comparado ao carbono [Lacombe *et al.*, 1993].



(a)



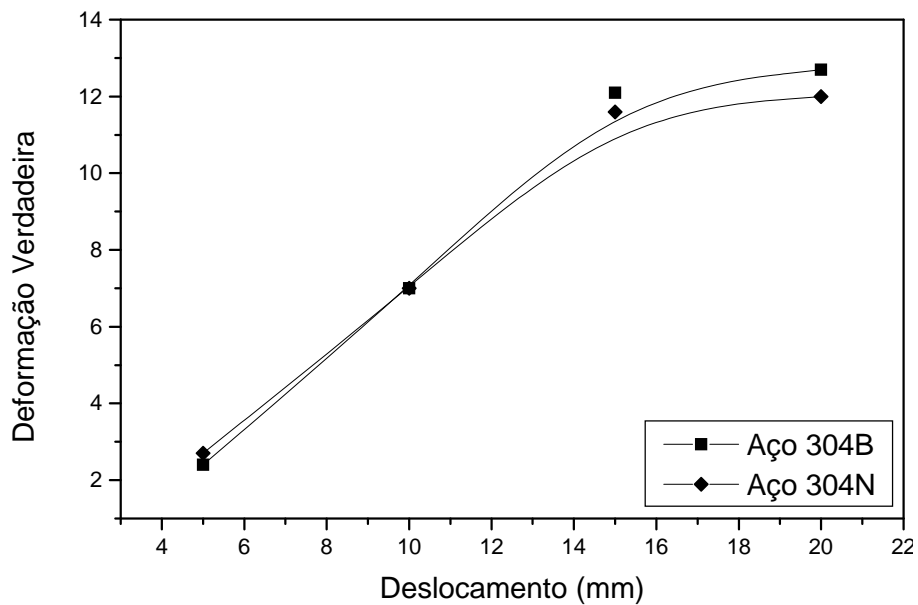
(b)

Figura 5.60: Deformações verdadeiras (deformações efetivas calculadas de acordo com a equação 4.4) associadas a cada deslocamento do punção durante as operações de **embutimento** (a) e **reembutimento** (b) dos aços 304A e 304H.

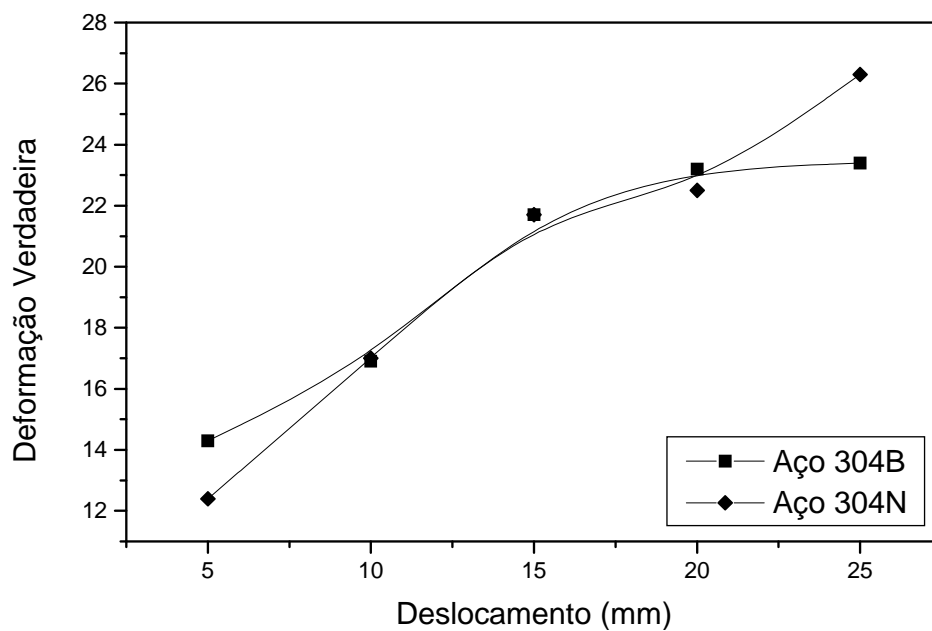
Comparando o efeito do nitrogênio e do carbono sobre a capacidade de encruamento dos aços inoxidáveis, devido à formação de martensita e a influência desta sobre o aumento da resistência destas ligas, pode-se concluir que a contribuição da martensita foi menos efetiva que o efeito endurecedor dos intersticiais.

A Figura 5.61 mostra os resultados das deformações calculadas durante as operações de conformação desse trabalho para os aços 304B e 304N. Os aços 304B e 304N apresentaram níveis de deformações muito parecidos em ambas as operações de conformação (Figura 5.61 (a) e (b)), apesar de o aço 304B como recebido apresentar maior dureza. Quando comparado ao aço 304B, a suposta maior energia de falha de empilhamento do aço 304N contribuiu para a redução da fração volumétrica de martensita induzida por deformação durante as operações de conformação. Possivelmente, a transformação martensítica neste aço também tenha sido sensível ao menor tamanho de grão apresentado por essa liga [Nohara *et al.* 1976; Shrinivas *et al.*, 1995] e causando também a redução da fração volumétrica de martensita  $\alpha'$ . Por outro lado, o Limite de escoamento a 0,2% e a capacidade de encruamento do aço 304N foram menores que aqueles apresentados pelo aço 304B, o que asseguraria, para um mesmo nível de sollicitação, deformações maiores ao aço 304N. Entretanto, os esforços decorrentes da conformação dos aços 304B e 304N durante as operações de embutimento e reembutimento nas respectivas Razões de Embutimento (DR) de 1,69 e 2,15 podem não ter sido grandes o bastante para que fossem detectadas diferenças nos níveis de deformação estudados para os dois aços nessa operação de conformação.

Para o esforço aplicado aos aços inoxidáveis austeníticos na operação de embutimento tratada no trabalho, observou-se que não houve diferenças significativas no comportamento dos materiais que apresentaram valores de deformação muito próximos (Figuras 5.60 e 5.61). Entretanto, já se pôde observar diferenças no nível de deformação dos aços quando foram deformados no reembutimento. De maneira geral, os aços 304B e 304N se deformaram um pouco menos em relação aos outros aços principalmente em relação ao aço 304A. Esse comportamento é decorrente da presença de uma maior



(a)



(b)

Figura 5.61: Deformações verdadeiras (deformações efetivas calculadas de acordo com a equação 4.4) associadas a cada deslocamento do punção durante as operações de **embutimento** (a) e **reembutimento** (b) dos aços 304B e 304N.

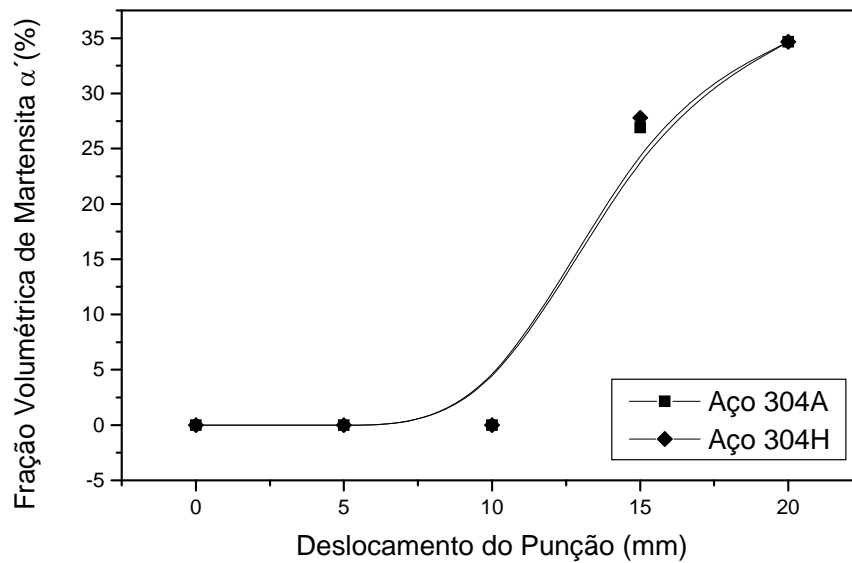
quantidade de níquel e cobre, respectivamente, na composição química dos aços 304B e 304N que reduziu a capacidade de encruamento por formarem menos martensita induzida por deformação.

### **5.5.3 Fração Volumétrica de Martensita Induzida por Deformação com a Deformação Verdadeira e Evolução Microestrutural nas Operações Embutimento e Reembutimento**

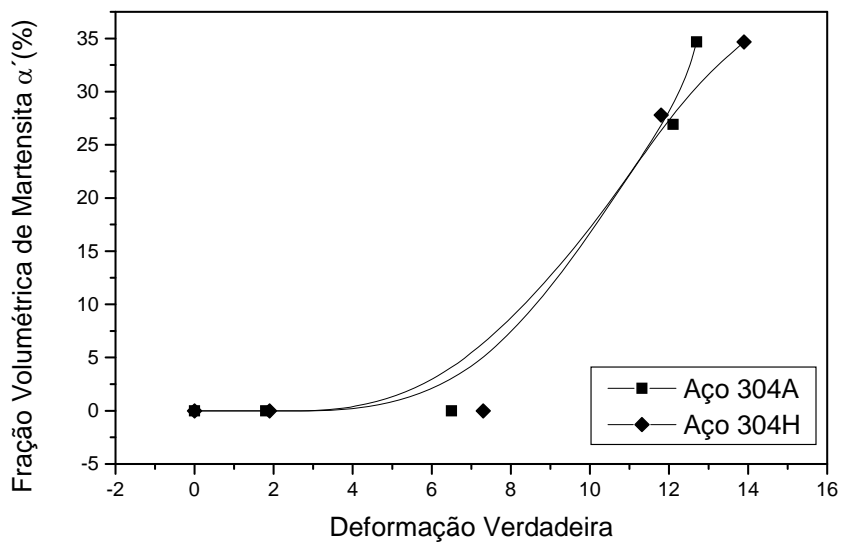
#### **5.5.3.1 Análise dos aços 304A e 304H**

Os resultados de fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  para os aços 304A e 304H, medidas nas zonas de maiores deformações das etapas que compõem as operações de embutimento, podem ser vistas nos gráficos da Figura 5.62. Nesta figura, foram traçados os gráficos de fração volumétrica de martensita induzida por deformação em função dos deslocamentos do punção (Figura 5.62 (a)) e das deformações associadas a estes deslocamentos na conformação de cada etapa (Figura 5.62 (b)).

De maneira geral, as frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  dos aços 304A e 304H aumentaram acentuadamente com a deformação após uma deformação verdadeira igual a 6 (ou para deslocamentos acima de 10mm do punção) e pareceram esboçar um crescimento em forma de S como demonstrado por Olson e Cohen (1976) e Olson e Azrin (1978). Observando-se os gráficos da Figura 5.62 (a) e (b), nota-se que os aços 304A e 304H formaram frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  semelhantes na operação de embutimento. Este resultado pode ser interpretado como sendo devido aos níveis mais baixos de deformações relativos à operação de embutimento destes aços na razão de embutimento estudada (DR=2,15), e nos quais pouca martensita se formava.



(a)



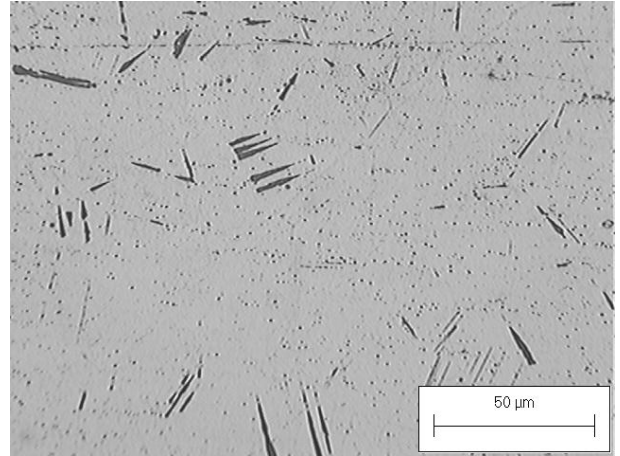
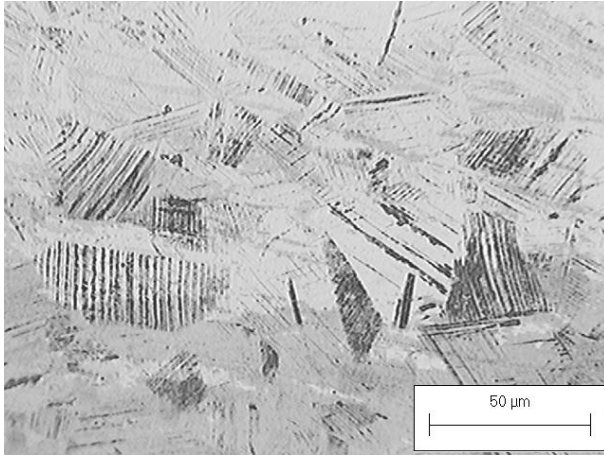
(b)

Figura 5.62: Variação da fração volumétrica de martensita induzida por deformação em função do deslocamento do punção (a) e pela deformação verdadeira (deformações efetivas calculadas de acordo com a equação 4.4) relativa à conformação de cada etapa durante a operação de **embutimento** para os aços 304A e 304H, (b).

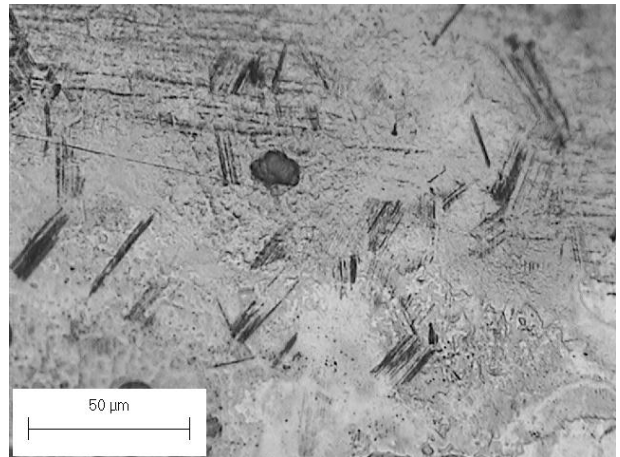
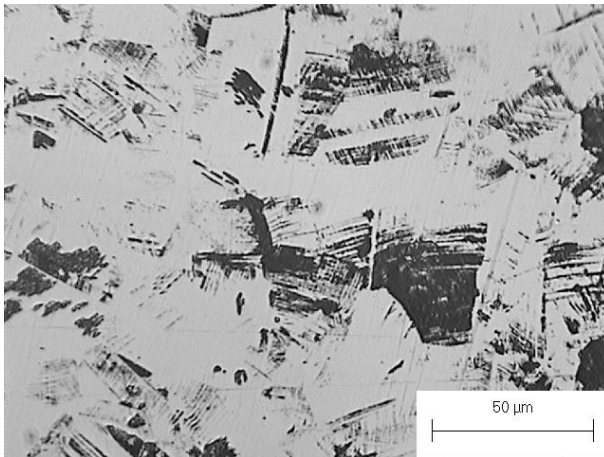
É interessante observar que nas operações de embutimento dos aços 304A e 304H, até o deslocamento de 10mm do punção, ou para deformações verdadeiras de aproximadamente 7, as frações volumétricas de martensita induzida por deformação foram de 0%, muito embora a fase martensítica tenha sido identificada nas micrografias das pastilhas cortadas das zonas de deformação desta operação (flange) de conformação, conforme se observa nas imagens da Figura 5.63 (a) e (b) que apresentam as microestruturas de ambos os aços 304A e 304H. Provavelmente, este fato deve estar associado ao limite de detecção da técnica de difração de raios-X cuja fração mínima detectável situa-se em torno de 3%.

As micrografias da Figura 5.63 mostram as microestruturas das amostras cortadas das zonas de maior deformação das etapas nas quais os processos de embutimento dos aços 304A e 304H foram divididos. As imagens mostraram que a quantidade de martensita aumentou com o deslocamento do punção, ou seja, com o aumento do nível de deformação durante a operação de embutimento. O crescimento da fração volumétrica de martensita pode ser atribuído ao aumento dos sítios de nucleação da martensita, provavelmente as interseções das bandas de cisalhamento [Shirinivas *et al.*, 1995], causado pelo aumento da deformação durante o embutimento. As micrografias da Figura 5.63 confirmam a maior estabilidade do aço 304H em relação ao aço 304A. Nota-se, para o mesmo nível de deformação, Figura 5.63 (a) e (b), que mais martensita  $\alpha'$  foi induzida no aço 304A que no 304H, confirmando a maior estabilidade dessa última liga conferida pelo maior nível de intersticiais presente em sua composição química.

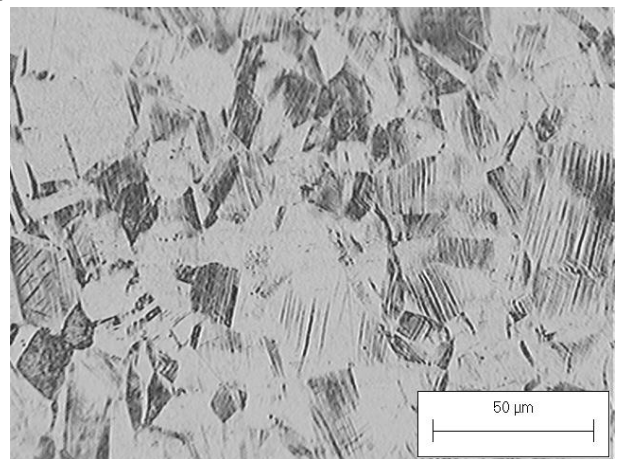
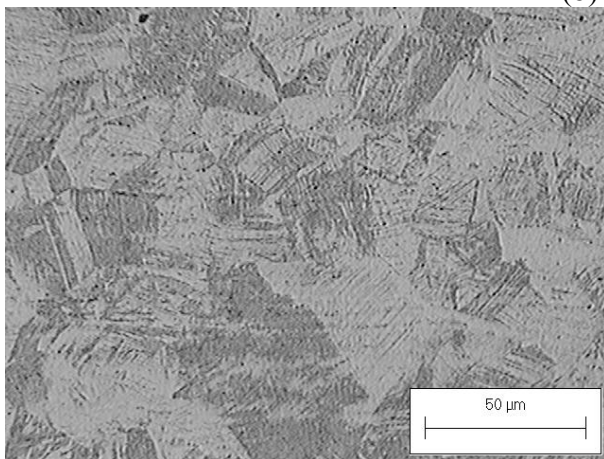




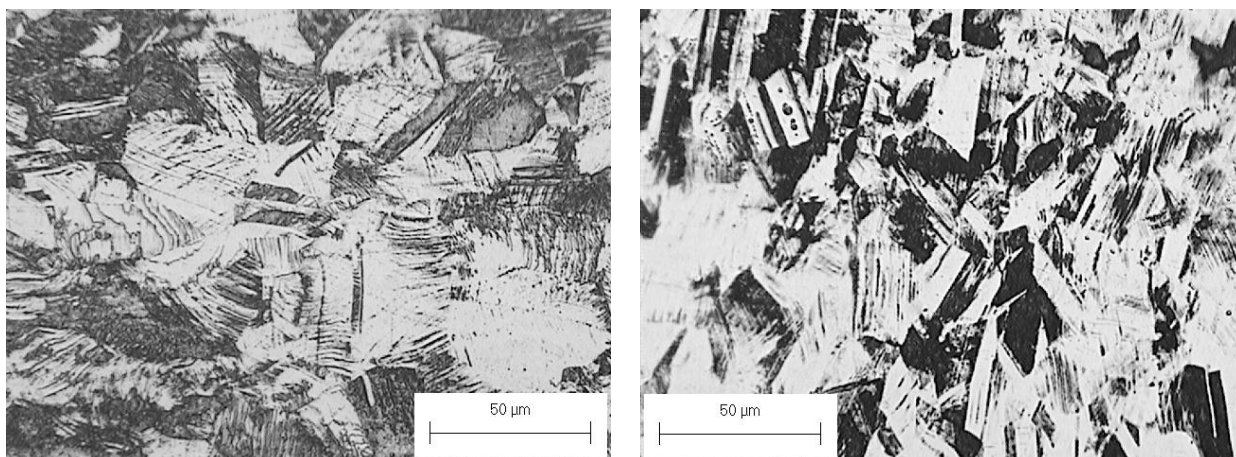
(a) 5mm



(b) 10mm



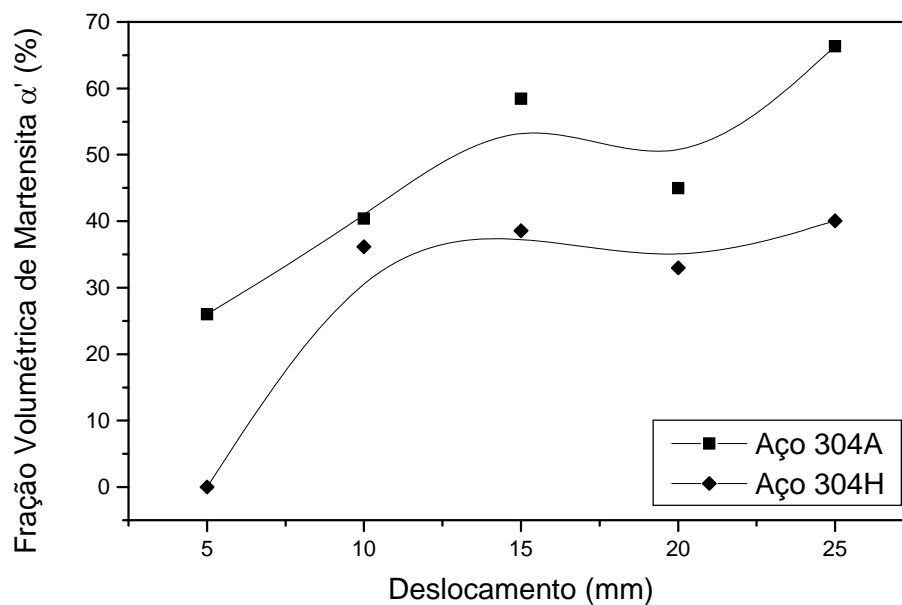
(c) 15mm



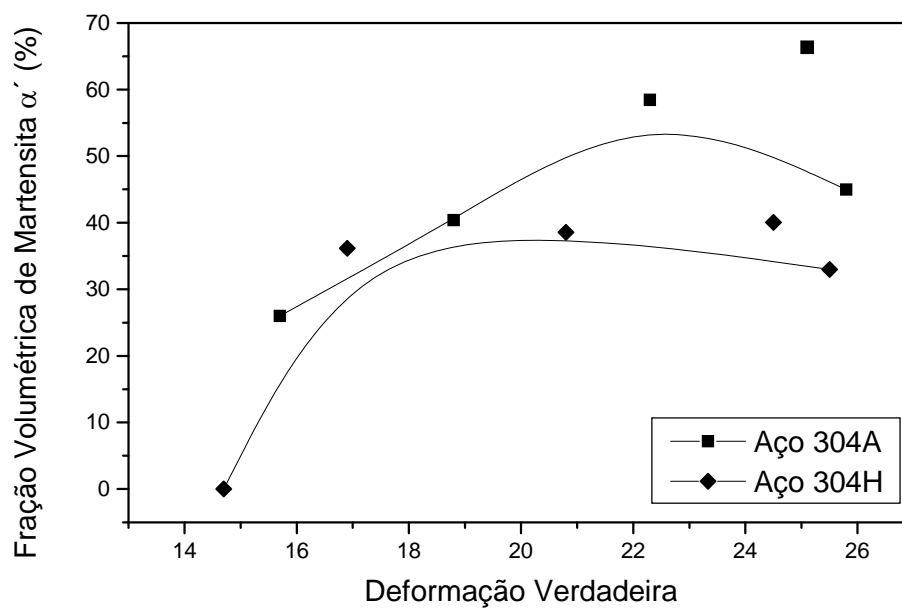
(d) 20mm

Figura 5.63 Micrografias óticas apresentando a martensita  $\alpha'$  nos aços 304A (à esquerda) e 304H (à direita) após deformações de 2 (a), 7 (b), 12 (c) e 14 (d) durante operações de **embutimento** para deslocamentos de 5, 10, 15 e 20mm do punção. Ataque Béraha.

Os gráficos da Figura 5.64 mostram os valores de fração volumétrica de martensita induzida por deformação, medidas nas regiões de maior deformação dos *blanks*, com os deslocamentos do punção e com a deformação associada a estes deslocamentos durante as operações de reembutimento dos aços 304A e 304H. As tendências gerais observadas no estudo do embutimento desses aços não diferem muito das observadas na avaliação do reembutimento. As frações volumétricas de martensita  $\alpha'$  de ambos os aços aumentaram com o nível de deformação durante as operações de reembutimento sendo mais elevadas para o aço 304A, refletindo a sua menor estabilidade em relação à transformação martensítica. A curva de variação da fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  dos aços 304A e 304H em função da deformação, não pareceu tender uma curva sigmoideal. As fases martensíticas foram formadas em todos os níveis de deformação.



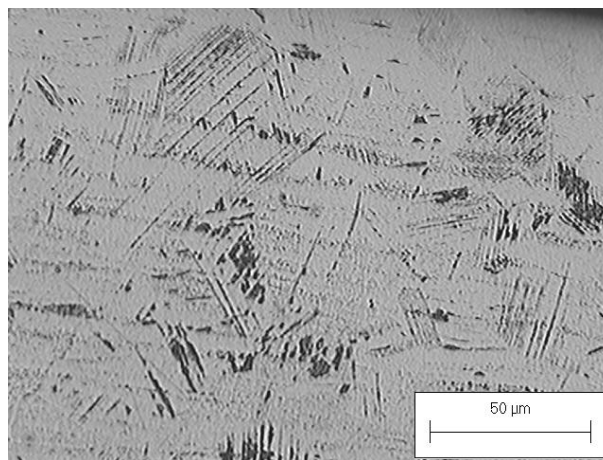
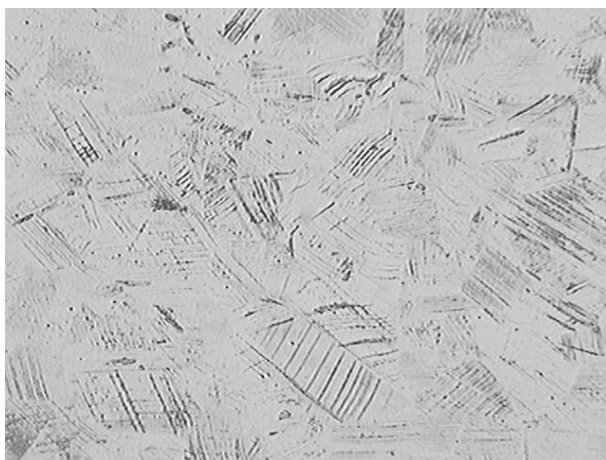
(a)



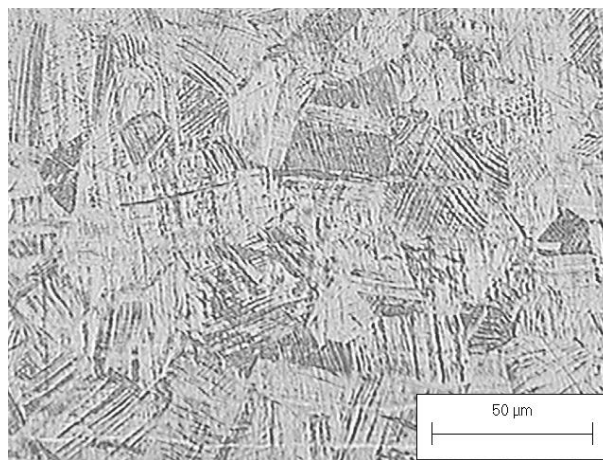
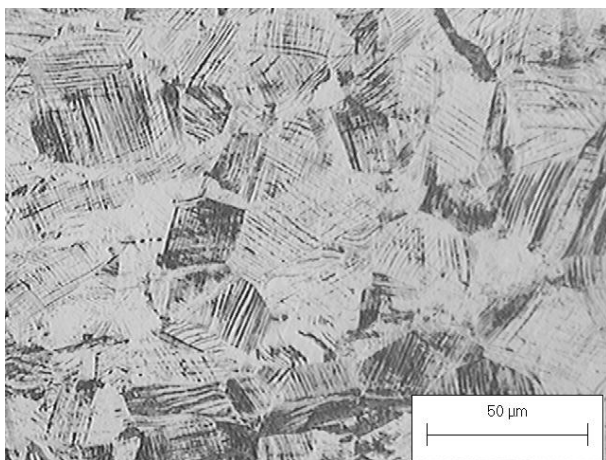
(b)

Figura 5.64: Variação da fração volumétrica de martensita induzida por deformação em função do deslocamento do punção (a) e pela deformação (b) durante a operação de **reembutimento** para os aços 304A e 304H.

As variações microestruturais sofridas pelos aços 304A e 304H com a deformação durante o reembutimento podem ser vistas nas imagens da Figura 5.65 e confirmam as informações contidas nos gráficos da Figura 5.64. Para uma mesma quantidade de deformação, a formação da martensita é um pouco mais intensa no aço 304A e este comportamento está demonstrado, principalmente, nas imagens da Figura 5.65 (a) e (c). Embora a quantidade de martensita formada no aço 304A para deslocamentos de 10 e 20mm tenham sido maiores que para o aço 304H (Figura 5.64 (a)), esse resultado não está nítido nas Figuras 5.65 (b) e (d). Essa diferença observada entre as micrografias e a fração volumétrica medida está relacionada à força do ataque para revelação da microestrutura.



(a) 5mm



(b) 10mm

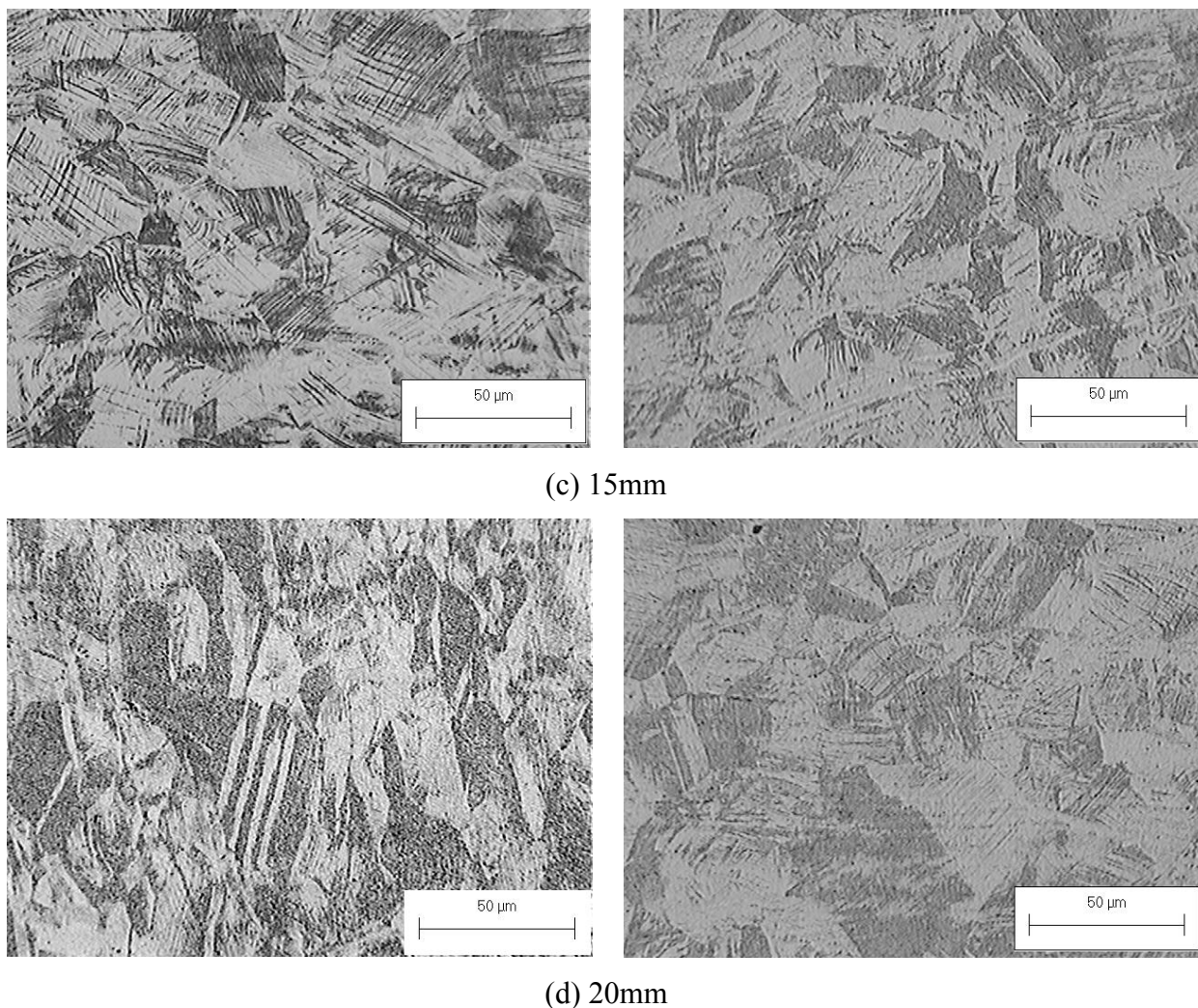


Figura 5.65 Micrografias óticas apresentando a martensita  $\alpha'$  nos aços 304A (à esquerda) e 304H (à direita) após deslocamentos de 5 (a), 10 (b), 15 (c) e 20 (d) do punção durante operações de **reembutimento**. Ataque Béraha.

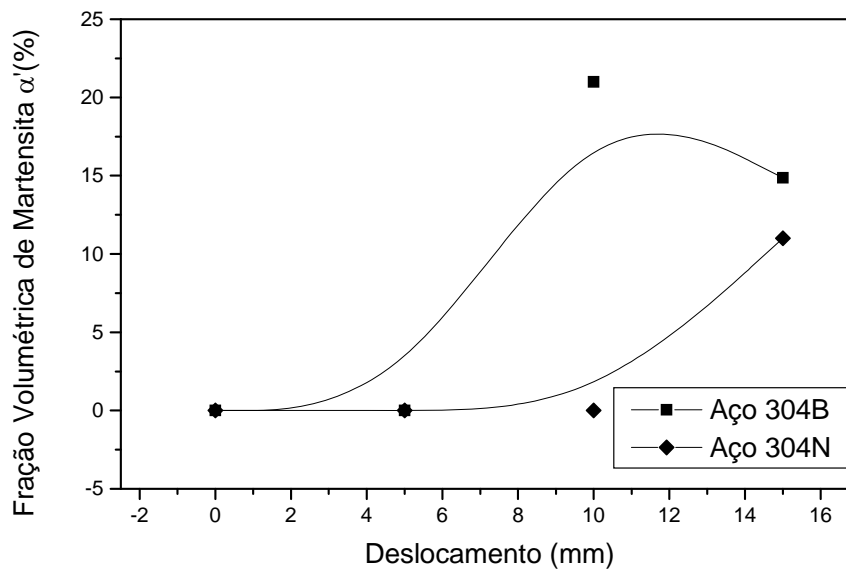
A morfologia da martensita  $\alpha'$  formada em todos os estágios do deslocamento do punção foi bastante semelhante tanto para o aço 304A quanto para o 304H. Como observado na literatura por vários autores [Shrinivas *et al.*, 1995, Maxwell *et al.*, 1974, Mangonon *et al.*, 1970, Lacroisey e Pineau, 1972, Olson e Cohen, 1915], as micrografias das Figuras 5.63 e 5.65 mostram que a martensita cresceu na forma de ripas nas operações de embutimento. No caso do reembutimento, essa morfologia fica evidente nas micrografias obtidas para

baixas deformações, como pode ser observado na Figura 5.65 (a). No entanto, em estágios mais avançados da operação de reembutimento, pode ter ocorrido uma mudança da morfologia das martensitas passando da forma de ripa (*lath*), para talvez, *blocky* com o aumento da deformação, pois devido à alta quantidade dessa fase a definição da martensita fica prejudicada (Figura 5.65 (d)). Este comportamento também foi observado por Murr *et al.* (1982) e Shrinivas *et al.* (1995) e de acordo com este último autor, essa mudança ocorreria devido ao aumento da instabilidade da interface da martensita após esta atingir um tamanho crítico. Já Staudhammer *et al.* (1983) afirmam que a morfologia *blocky* da martensita seria resultante da coalescência irregular de embriões de martensita ocorrendo dentro de uma banda de cisalhamento particular ou entre bandas paralelas ou que se interceptam originando blocos de martensita com volumes irregulares.

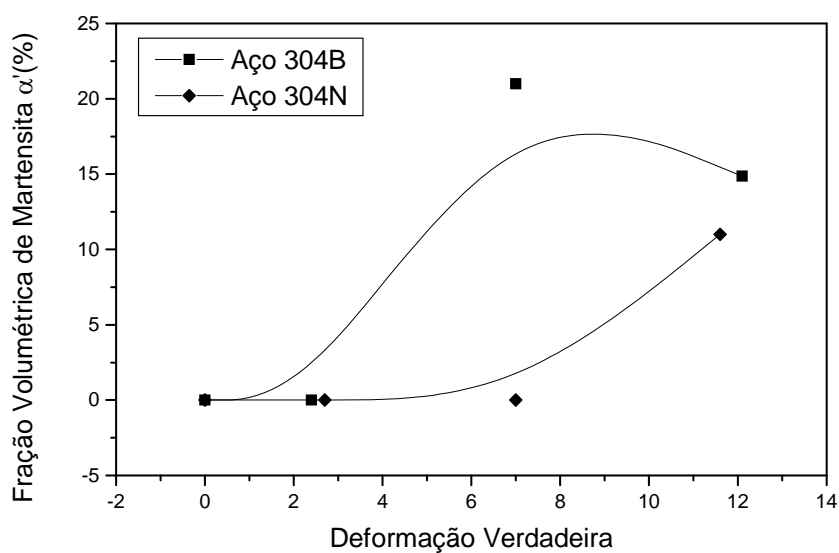
É importante salientar que o fenômeno de *Delayed Cracking* não foi observado nos copos embutidos dos aços 304A e 304H. Acredita-se que a quantidade de martensita formada não tenha sido grande o bastante para gerar regiões com níveis elevados de tensões residuais que pudessem desencadear o fenômeno. Entretanto, o fenômeno foi observado no copo reembutido do aço 304A na razão de embutimento estudada nesta seção. Como se observa da Figura 5.64, a quantidade de martensita  $\alpha'$  determinada no topo do copo reembutido desse aço foi elevada.

### 5.5.3.2 Análise dos aços 304B e 304N

A Figura 5.66 mostra a variação da fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  em função da deformação durante os estágios de embutimento dos aços 304B e 304N. As frações volumétricas crescem com o aumento da deformação, porém a formação da martensita no aço 304N ocorreu para níveis de deformação mais elevados. Deve ser observado que no intervalo de deformações apresentado no gráfico da Figura 5.66 (b), maiores quantidades de martensita induzida por deformação foram formadas no aço 304B que no aço 304N, para a mesma quantidade de deformação. Este fato é resultante da maior estabilidade à transformação martensítica do aço 304N devido ao efeito da adição do cobre à sua



(a)



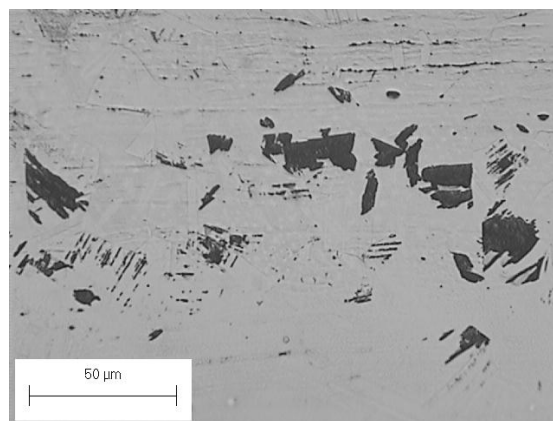
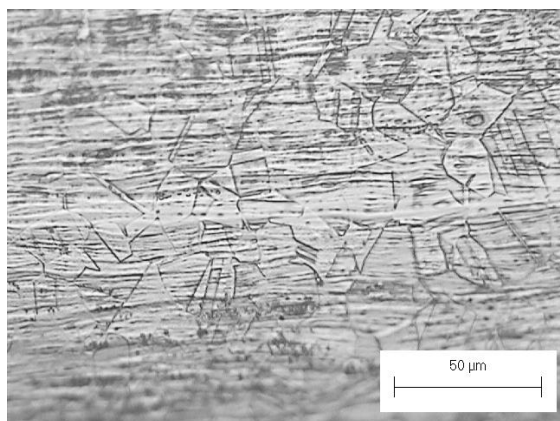
(b)

Figura 5.66: Variação da fração volumétrica de martensita induzida por deformação em função do deslocamento do punção (a) e pela deformação (deformações efetivas calculadas de acordo com a equação 4.4) (b) durante a operação de embutimento para os aços 304B e 304N.

composição química. Não foi observada a formação de martensita  $\alpha'$  até um valor de deformação situado em torno de 2 para ambos os aços. Entretanto, acima desse valor já se pôde detectar a presença dessa fase no aço 304B. No caso do aço 304N, a presença de martensita induzida por deformação só foi percebida para deformações verdadeiras acima de 7.

A curva de variação de fração volumétrica em função da deformação no embutimento apresentado pelo aço 304N pareceu tender a um crescimento do tipo sigmoidal o que pressupõe que as interseções de bandas de cisalhamento foram os principais sítios para a nucleação da martensita como postulado por Olson e Cohen (1976) e Olson e Azrin (1978).

As micrografias da Figura 5.67 mostram as evoluções microestruturais ocorridas durante os embutimentos dos aços 304B e 304N. Nestas figuras são confirmados os dados dos gráficos da Figura 5.66 nos quais são observados os aumentos da fase martensítica com a deformação na conformação. A exemplo dos aços 304A e 304H, foram observadas ripas de martensita  $\alpha'$  para deformações igual a 2 no aço 304N, que corresponde ao deslocamento de 5mm do punção, (Figura 5.67 (a)) cuja reflexão não foi detectada pela difração de raios-X.



(a) 5mm



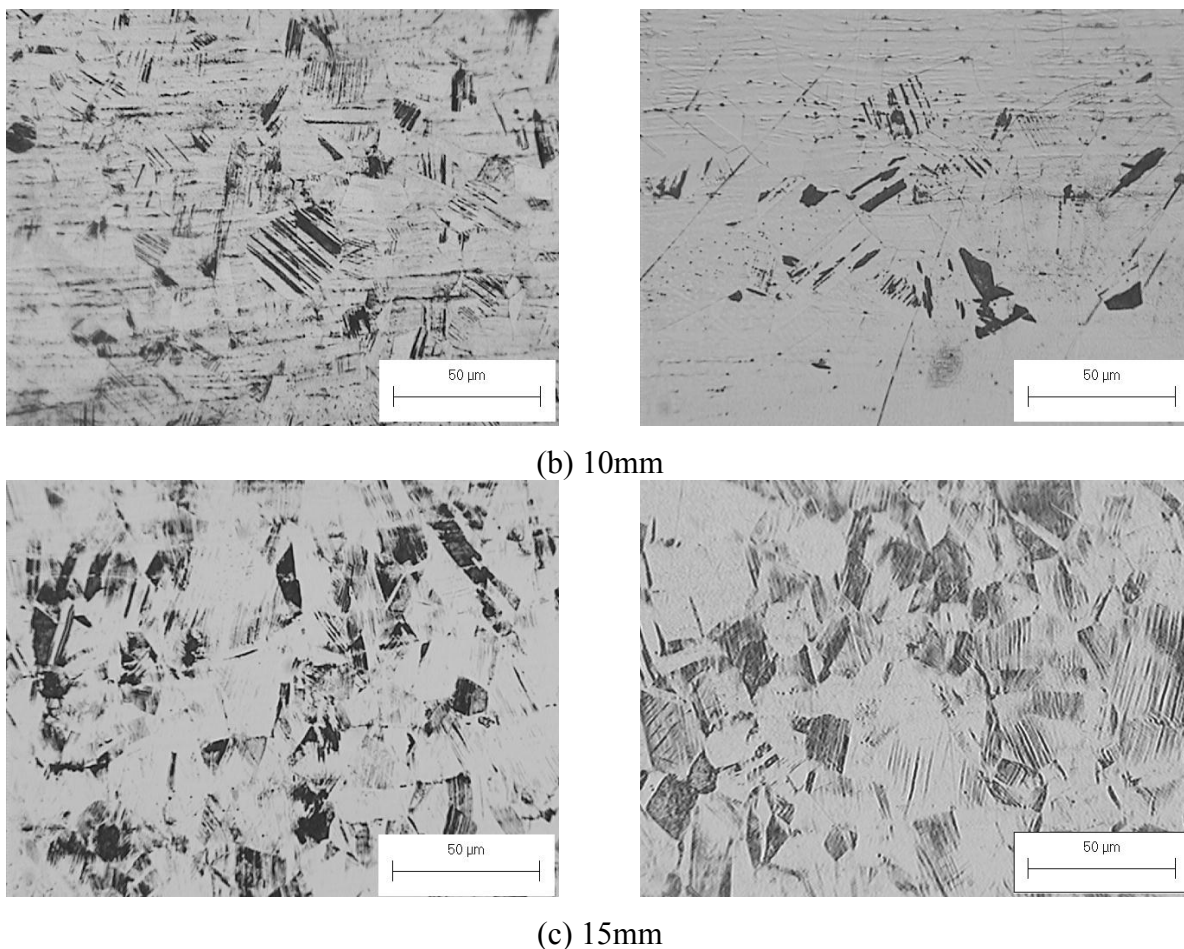
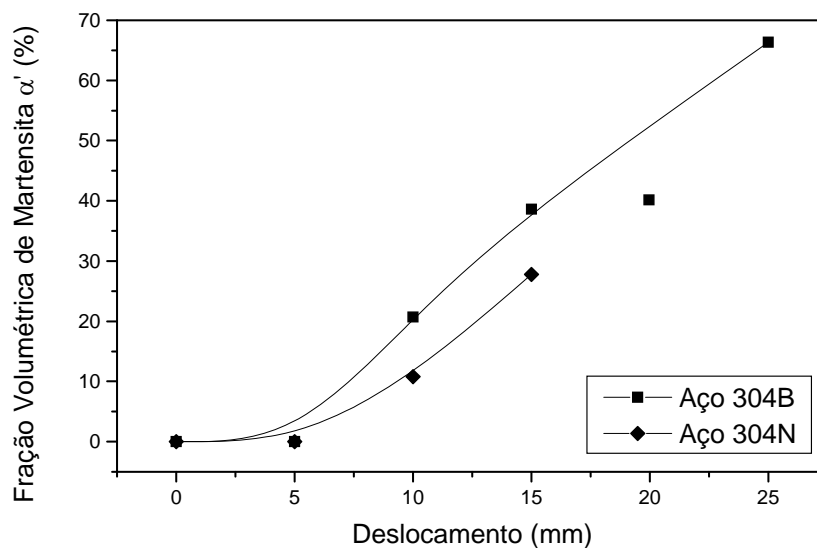


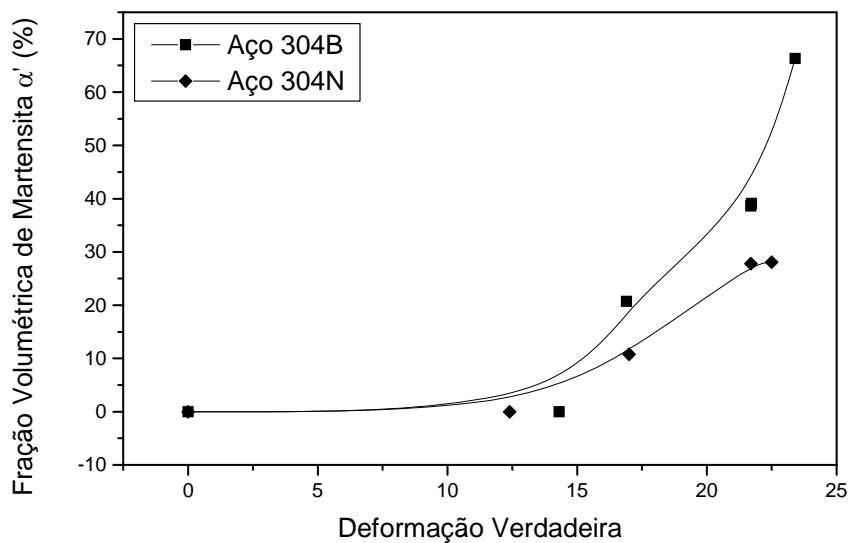
Figura 5.67: Micrografias óticas apresentando a martensita  $\alpha$  nos aços 304B (à esquerda) e 304N (à direita) obtidas de amostras deformadas de 2 (a), 7 (b), 12 (c) durante operações de embutimento para deslocamentos de 5, 10 e 15 mm do punção. Ataque Béraha.

As variações das frações volumétricas de martensita  $\alpha'$ , medidas nas regiões de maior deformação dos copos embutidos submetidos ao reembutimento, em função da deformação dos aços 304B e 304N estão mostradas nos gráficos da Figura 5.68. O aço 304N formou menos martensita que o aço 304B, para a mesma quantidade de deformação, pelas razões já discutidas ao longo do trabalho. Obviamente, as frações volumétricas foram maiores que aquelas determinadas nas operações de embutimento. As curvas pareceram seguir também

a tendência sigmoïdal [Olson e Cohen,1976 e Olson e Azrin, 1978]. Possivelmente, esta tendência apresentaria melhor definição se a variação da quantidade de martensita com a



(a)

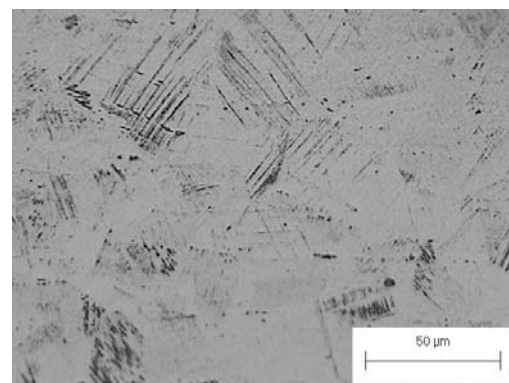
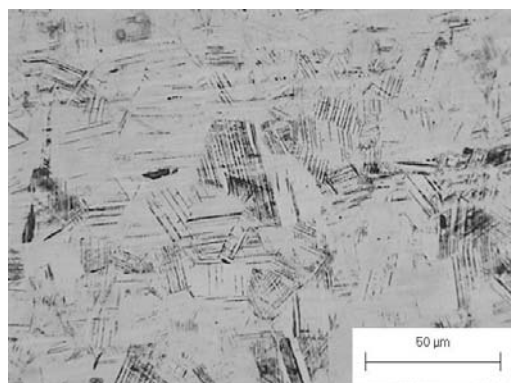


(b)

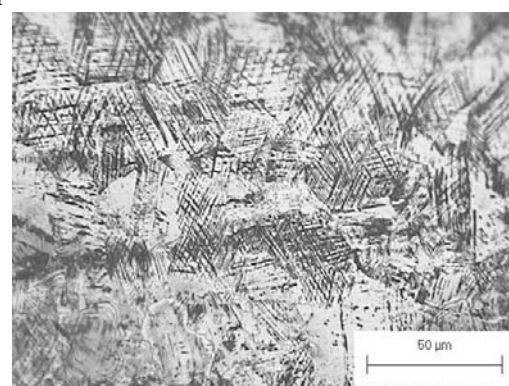
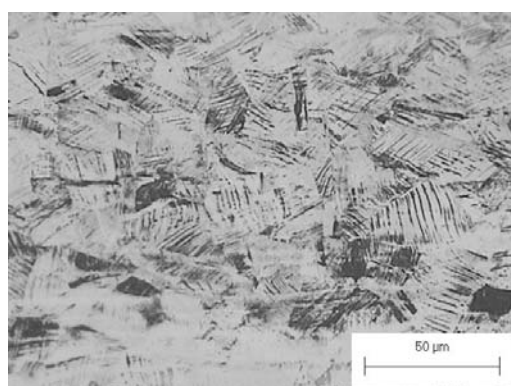
Figura 5.68: Variação da fração volumétrica de martensita induzida por deformação em função do deslocamento do punção (a) e pela deformação (b) durante a operação de reembutimento para os aços 304B e 304N.

deformação no reembutimento fosse determinada na Razão Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) de cada aço, nas quais os níveis de deformação são maiores. De acordo com a Figura 5.68(b), as martensitas induzidas por deformação só foram detectadas para deformações acima de 15 na operação de reembutimento. Esses resultados contrariam as micrografias da Figura 5.69, que apresentam imagens da evolução microestrutural dos aços 304B e 304N durante o reembutimento. Nelas, a martensita foi observada nos níveis mais baixos de deformação. Novamente, essa divergência é devida à metodologia empregada na obtenção dos valores de fração volumétrica de martensita  $\alpha'$ .

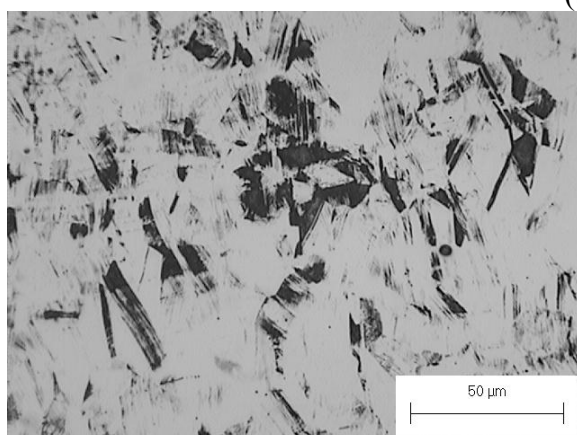
No embutimento, foi observado que morfologia típica das martensitas formadas nos aços 304B e 304N foi a de ripa, como observado na literatura por vários autores [Shrinivas et al., 1995, Maxwell et al., 1974, Mangonon et al., 1970, Lacroisey e Pineau, 1972, Olson e Cohen, 1915]. Entretanto, os desenvolvimentos microestruturais dos aços 304B e 304N durante o reembutimento apresentam as mesmas tendências observadas nos aços 304A e 304H. As micrografias apresentadas na Figura 5.69 mostraram a presença de martensita nos já primeiros estágios das operações de reembutimento, cuja fração volumétrica aumenta com a deformação no decorrer do processo de conformação. Em baixas deformações, são indetectadas as ripas de martensita  $\alpha'$  em ambos os aços, mas a imposição de mais deformação acarreta a formação de mais fase martensítica resultando em perda de resolução e dificuldade de visualização de sua morfologia. De maneira semelhante ao observado nos aços 304A e 304H, parece ter ocorrido o início de uma mudança morfológica das martensitas, passando de ripas (*lath*) para *blocky*, como discutido anteriormente. Acredita-se que a martensita possa estar completamente na forma *blocky* nas regiões próximas às bordas dos copos desses aços quando reembutidos em suas respectivas Razões Limite de Embutimento do *Delayed Cracking* (LDR-DC) nas quais as deformações são mais elevadas.



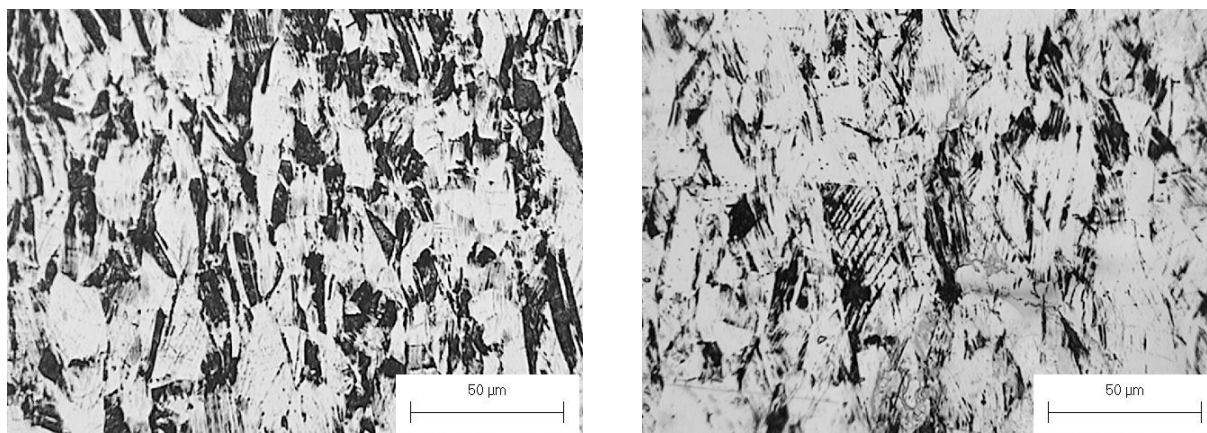
(a) 5mm



(b) 10mm



(c) 15mm



(d) 20mm

Figura 5.69 Micrografias óticas apresentando a martensita  $\alpha'$  nos aços 304B (à esquerda) e 304N (à direita) após deslocamentos do punção de 5 (a), 10 (b), 15 (c) e 20 (d) durante operações de reembutimento. Ataque Béraha.

O aço 304N, devido à sua maior estabilidade, formou menos martensita que o aço 304B em níveis mais elevados de deformação na operação de embutimento e em todos os estágios do reembutimento. Esse resultado pode ser observado nas imagens apresentadas nas Figuras 5.67 (b) e (c) para o embutimento e também nas imagens da Figura 5.69 para o reembutimento, estando consistente com os dados da difração de raios-X apresentados nos gráficos das Figuras 5.66 e 5.68.

A ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking* nestes aços (304B e 304N) foi observada em Razões de Embutimento (DR) mais elevadas que a estudada nessa seção. Como já discutido, a maior quantidade de martensita formada com o conseqüente nível de tensão residual mais elevado causada pela sua presença foram os efeitos mecânicos e metalúrgicos que resultaram na ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*.

## 6 CONCLUSÕES

Nas investigações sobre o fenômeno de *Delayed Cracking*, a partir dos resultados obtidos e das discussões desenvolvidas ao longo do trabalho, pode-se concluir que:

As características relativas ao aparecimento do fenômeno estão diretamente relacionadas à composição química do material, principalmente aos teores de nitrogênio e de cobre presentes na composição química dos aços inoxidáveis austeníticos. A elevação dos teores de cobre, níquel e nitrogênio nessa classe de aços promove a estabilização da austenita em relação à transformação martensítica e resulta na redução da propensão à ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking* com o conseqüente aumento do valor do parâmetro LDR-DC. São apresentados os seguintes fatores relacionados à ocorrência do fenômeno nos aços inoxidáveis austeníticos:

1. A estabilização da austenita pelo nitrogênio concorre para a elevação do limite de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos, redução de sua capacidade de encruamento e aumento de sua dureza;
2. O aumento do teor de cobre nos aços inoxidáveis provoca diminuição do limite de escoamento, redução da fração volumétrica de martensita induzida por deformação e de sua capacidade de encruamento e aumento da energia de falha de empilhamento;
3. A diminuição da fração volumétrica de martensita induzida por deformação implica na diminuição das tensões residuais nas bordas dos copos reembutidos, cujos níveis são proporcionais à quantidade de martensita  $\alpha'$ , e redução da propensão de ocorrência do fenômeno;
4. O fenômeno de *Delayed Cracking* nos aços inoxidáveis austeníticos ocorre somente quando são deformados mecanicamente;
5. O fenômeno de *Delayed Cracking* se manifesta sob a ação de tensões residuais tratativas devido a presença da martensita induzida por deformação;

6. A morfologia de trincamento das superfícies de falha dos aços inoxidáveis mostra padrão de fratura frágil, com modos de fratura transgranular intercalada com fratura intergranular e em alguns casos do tipo clivagem;
7. Não houve mudança no modo de fratura através da superfície de falha dos aços o que indica a possibilidade da fração volumétrica de martensita induzida por deformação na espessura tenha sido constante;
8. A análise das seções transversais do caminho das trincas abertas nos aços inoxidáveis do trabalho revela que essas se desenvolvem quase como uma trinca única sem muita ramificação e em degraus. Outro aspecto observado na análise dos caminhos das trincas é que elas se propagam através dos pacotes de martensita, confirmando o modo transgranular de fratura. Esse comportamento é associado ao fato de que a martensita, sendo uma fase de alta dureza, é também mais frágil;
9. Os fatores metalúrgicos identificados no trabalho e associados ao fenômeno de *Delayed Cracking* foram as elevadas frações volumétricas de martensita induzida por deformação e o alto grau de deformação decorrente da operação de reembutimento.

## 7 CONTRIBUIÇÕES AO CONHECIMENTO

Neste trabalho, são apontadas as seguintes contribuições à compreensão do fenômeno de *Delayed Cracking*:

- Estabelecimento de uma metodologia para se avaliar a susceptibilidade do fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos;
- Verificação e confirmação, a partir do padrão de trincamento, que a martensita induzida por deformação em processos mecânicos favorece a ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*;
- A evidência de que a fase na qual as trincas características do fenômeno de *Delayed Cracking* nos aços austeníticos se propagam é a martensita induzida por deformação.



## 8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos neste trabalho, sugerem-se temas de pesquisa que possam esclarecer de maneira profícua o fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos. São esses:

- Medir o teor de hidrogênio nos aços inoxidáveis do trabalho para confirmação de uma possível associação do fenômeno de *Delayed Cracking* à presença do hidrogênio;
- Carregar, com diferentes teores de hidrogênio, amostras de aços inoxidáveis austeníticos para avaliar, segundo a metodologia desenvolvida no trabalho, a ocorrência do fenômeno de *Delayed Cracking*, comparar os resultados com o trincamento espontâneo e determinar qual o teor crítico de hidrogênio para o qual o fenômeno se manifesta;
- Avaliar o efeito do acabamento superficial sobre o fenômeno de *Delayed Cracking*;
- Estudar de forma sistemática o efeito de algumas variáveis microestruturais tais como o tamanho de grão, textura cristalográfica, energia de falha de empilhamento sobre o fenômeno de *Delayed Cracking* em aços inoxidáveis austeníticos;
- Avaliar, por Microscopia Eletrônica de Transmissão, a formação da martensita nos processos de embutimento e verificar sua influência sobre o fenômeno de *Delayed Cracking*.

## 9 PUBLICAÇÕES RELACIONADAS AO TRABALHO

- Santos, M. R., Alves, H.J.B., Lopes, R.G, Gonzalez, B.M, **Deformation-Induced Martensitic Characterisits in 304 Stainless Steel During Deep Drawing**, 18th International Congress of Mechanical Engineering. November, 5-9, Brasília, DF, 2007.
- Santos, M. R., Alves, H.J.B., Lopes, R.G, Gonzalez, B.M., **Características da Martensita Induzida por Deformação em Aços Inoxidáveis Austeníticos em Operações de Embutimento**, 44° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos. Campos do Jordão, SP, 16 a 19 de outubro de 2007.
- Santos, M. R., Alves, H.J.B., Lopes, R.G, Gonzalez, B.M., **O Fenômeno de Delayed Cracking em Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 304 com Adição de Nitrogênio**, Artigo submetido ao 62° Congresso Anual da ABM. Vitória, 23 a 27 de julho de 2007.
- Santos, M. R., Alves, H.J.B., Lopes, R.G, Gonzalez, B.M., **Efeito do Gradiente de Martensita Induzida por Deformação sobre o Fenômeno de *Delayed Cracking* em Aços Inoxidáveis Austeníticos**, REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 60(1): 169-173, jan. mar. 2007.
- Santos, M. R., Alves, H.J.B., Lopes, R.G, Gonzalez, B.M., **Efeito da Martensita Induzida por Deformação e Tensões Residuais sobre o Fenômeno de Delayed Cracking em Aços Inoxidáveis Austeníticos**, 17° CBECIMAT – Congresso Brasileiro de engenharia Mecânica e Ciência dos Materiais. Foz do Iguaçu, Paraná, 15 a 19 de novembro de 2006.
- Santos, M. R., Alves, H.J.B., Lopes, R.G, Gonzalez, B.M., **Efeito do Gradiente de Martensita Induzida por Deformação sobre o Fenômeno de Delayed Cracking em Aços Inoxidáveis Austeníticos**, Seminário Inox – 2006 – São Paulo , 24 a 27 de outubro de 2005.
- Santos, M. R., Cetlin, P. R., **Simulação Física de Rotas Alternativas do Processo de Forjamento a Frio de Componentes Mecânicos de União**, 61° Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro, 24 a 27 de julho de 2006.
- Santos, M. R., Alves, H.J.B., Lopes, R.G, Gonzalez, B.M., **Effects of Copper Addition on Delayed Cracking Phenomenon of Deep Drawn- and Redrawn Cups of**

**Austenitic Stainless Steels**, 17th International Congress of Mechanical Engineering. Ouro Preto, Brasil, november 6-11, 2005.

- Santos, M. R., Alves, H.J.B., Lopes, R.G, Gonzalez, B.M., **Efeito da Martensita sobre o Fenômeno de Delayed Cracking em Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 304**, 42° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos. Santos, 24 a 27 de outubro de 2005.
- Santos, M. R., Serrano, A.T.L., Gonzalez, B.M., **The Influence of. Strain Induced Martensite on the Delayed /cracking Phenomenon**, 17th International Conference on High Nitrogen Steels. Ostend, Belgium, september, 19-22, 2004.

## 10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [Al-Nabulsi, 2003] - AL-NABULSI, KHALID M., A Fractographic Study on the Early Stages of Void Growth and Coalescence in High Strength Structural Steel, 2003, Pennsylvania State University.
- [Angel, 1954] - ANGEL, T., Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steel. Effects of Deformation, Temperature and Composition, *Journal of the Iron and Steel Institute*, pp. 165-174, 1954.
- [Arbel, 1950] - ARBEL, C., Relationship Between the Deep Drawing Properties of Metals and the Results of a Tensile Test, *Stahl u. Eisen*, v. 70, pp. 1118-1119, 1950.
- [ASM Handbook, v. 14] - ASM Handbook, v. 14 - Forming and Forging, fourth edition, ASM International, USA, 1992.
- [ASME Handbook, 1953] - ASME Handbook - Metals Engineering Design, 1<sup>st</sup> edition, McGraw-Hill Book Company, New York, 1953.
- [Backofen, 1972] - BACKOFEN, W.A., Deformation Processing, Addison-Wesley Publishing Company, first edition, Massachusetts, 1972.
- [Barret e Massalski, 1966] - BARRET, C.S., MASSALSKI, T.B., Structure of Metals, Crystallographic Methods, Principles and Data, McGraw-Hill Company, third edition, New York, 1966.
- [Berrhamoune *et al.*, 2006] - 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 and Engineering A* xxx (2006) xxx-xxx (Article in Press).
- [Binder, 1950] - BINDER, W.O., Effect of Cold Work at Low Temperature on Austenitic 18-8. *Met. Progr.*, V. 58, pp. 201-207, 1950.
- [Bracke *et al.*, 2004] - BRACKE, L., LIEBEHERR, M., AKDUT, N., COOMAN, B.C., *Developments and Characterization of High N, Ni Free Austenitic Stainless Steel*, Proceedings of The 7<sup>th</sup> International Conference on high Nitrogen Steels, pp. 331-341, 2004.
- [Breedis e Robertson, 1963] - BREEDIS, J.F., ROBERTSON, W.D., Martensitic Transformation and Plastic Deformation in Iron Alloy Single Crystals, *Acta Metallurgica*, V. 11, pp. 547-559, 1963.
- [Breinlinger, 1975] - BREINLINGER, G., *Caractéristiques Mécaniques des Aciers Inoxidables Austénitiques à L'état Hypertrampé et à L'état Écroui par Tréfilage*, Thesis CNAM- Paris, 1975.
- [Bressanelli e Moskowitz, 1965] - BRESSANELLI, J.P., MOSKOWITZ, A., Anomalous Behaviour of Bright Annealed Austenitic Stainless Steels in Tensile Testing, *ASM Transactions Quartely*, v. 58, p.499, 1965.
- [Cahn e Haasen, 1996] - CAHN, R.W., HAASEN, P., *Physical Metallurgy*, v. 2, chap. 16, North-Holland, fourth edition,

- Neetherlands, 1996.
- [Callister, 1990] - CALLISTER, W.D., Materials Science and Engineering – An Introduction, John Wiley & Sons, Inc., second edition, New York, 1990.
- [Catálogo Acesita] - Fluoxograma de Produção de Aços Inoxidáveis.
- [Castro, 2003] - CASTRO, C.S.B., Efeito da Adição de Cobre nas Propriedades Mecânicas de Aços inoxidáveis Austeníticos. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2003. 154p (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- [Choi e Jin, 1996] - CHOI, Y., JIN, W., Strain Induced Martensite Formation and its effect on Strain Hardening Behavior in the Cold Drawn 304 Austenitic Stainless Steels, *Scripta Materialia*, v. 36, pp. 99-104, 1996.
- [Cina, 1958] - CINA, B., A Transitional h.c.p. Phase in the  $\gamma \rightarrow \alpha'$  Transformation in certain Fe-base Alloys, *Acta Metallurgica*, v.6, pp.748-762, 1958.
- [Cina, 1954] - CINA, B., Effects of Cold Work on the  $\gamma \rightarrow \alpha'$  Transformation in Some Fe-Ni-Cr alloys, *Journal of the Iron and Steel Institute*, V. 177, pp. 406-422, 1954.
- [Cina, 1955] - CINA, B., *Journal of the Iron and Steel Institute*, V. 179, pp. 230-232, 1955.
- [Cullity, 1967] - CULLITY, B.D., Elements of X-Ray Diffraction, Addison-Wesley Publishing Company, Inc, third edition, Indiana, USA, 1967.

- [Degalaix, 1987] - DEGALAIX, S., FOCT, J., Nitrogen in Austenitic Stainless Steels, (I). *Mém. Sci. Rev. Mét.*, pp: 645-658, 1987.
- [Dieter, 1984] - DIETER, G.E., Workability Testing Techniques, American Society for Metals, first edition, Ohio, 1984.
- [Dieter, 1986] - Dieter, G.E., *Mechanical Metallurgy*, McGraw Hill, third edition, New York, 1986.
- [Dulieu e Nutting, 1964] - DULIEU, D., NUTTING, J., Influence of Solute Additions on the Stacking Fault Energy of Iron Nickel–Chromium Austenites, Special Report 86, *ISIJ*, pp. 140-145, 1964.
- [Ewalds e Wanhill, 1983] - EWALDS, H.L., WANHILL, R.J.H., Fracture Mechanics, Edward Arnold, first edition, 1983.
- [Frehn e Bleck, 2003] - FREHN, A., BLECK, W., Effect of Austenite Stability on the Mechanical Properties and Delayed Cracking in Metastable Austenitic Steels, *Stainless Steel World (The Netherlands)*, v. 15, no. 1, pp. 40-45 2003.
- [Fukase *et al.*, 1968] - FUKASE, Y., EBATO, K., OKUBO, N., MURAO, S., On the Anomalous Behavior of Mechanical Properties of Metastable Cr-Ni Austenitic Stainless Steels Around Ambient Temperature, *Transactions ISIJ*, v. 8, p. 311, 1968.
- [Giosa, 1992] - GIOSA, J. A., Medidas das tensões residuais por difração de raios-x. Timóteo, Publicação interna Centro de Pesquisa da Acesita. 1992.

- [Gonzalez *et al.*, 2003] - 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. *Material Science & Engineering*, A343, p.51-56, 2003.
- [Griffiths e Wright, 1969] - GRIFFITHS, A.J., WRIGHT, J.C., Mechanical Properties of Austenitic and Metastable Stainless Steels Sheet and Their Relationships with Press Forming Behaviour, *The Iron and Steel Institute*, pp. 51-65, 1969.
- [Habashi *et al.*, 1982] - HABASHI, M., GALLAND, J., “Considérations sur la Fragilization par L’Hydrogène des Aciers Inoxydables Austenitiques” , *Mem. Et. Sc. Rev. Metal.*, pp. 311-323, 1982.
- [Hagi, 1994]. HAGI, H., *Mater Trans. JIM*, v. 35, p. 112, 1994.
- [Han *et al.*, 1998] HAN, G., HE, J., FUKUYAMA, S., YOKOGAWA, K., Effect of Strain-Induced Martensite on Hydrogen Environment Embrittlement of Sensitized Austenitic Stainless Steels at Low Temperatures, *Acta Mater.* v. 46, n. 13, pp. 4559-4570, 1998.
- [Handbook of Metal Forming, 1985] - LANGE, K., *Handbook of Metal Forming*. McGraw-Hill Book Company, first edition, New York. 1985.
- [Hecker *et al.*, 1982] - HECKER, S.S, STOUT, M.G., STAUDHAMMER, K.P., SMITH, J.L., Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel Part I. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior, *Metalurgical Transactions A*,



v. 13A, pp. 619-625, april 1982.

- [Hendry, 1994] - HENDRY, A., Developments in High Nitrogen Stainless Steels, *Wire Journal International*, pp. 140-144, 1994.
- [Herms *et al.*, 1999] - HERMS, E., OLIVE, J.M., PUIGGALI, M., Hydrogen Embrittlement of 316L Type Stainless Steel, *Materials Science and Engineering A*, v. 272, pp. 279-283, 1999.
- [Hirth, 1980] HIRTH, J.P., Effects of Hydrogen on the Properties of Iron and Steel, *Met. Trans.* v.A, pp. 861-890, 1980.
- [Hoelzel *et al.*, 2004] - HOELZEL, M., DANILKIN, H., EHRENBURG, D.M., TOEBBENS, UDOVIC, T.J., FUESS, H., WIPF, H., Effects of High-Pressure Hydrogen Charging on the Structure of Austenitic Stainless Steels, *Materials Engineering A*, v. 384, pp. 255-261, 2004.
- [Holmes *et al.*, 1972] - HOLMES, B., GLADMAN, T., PICKERING, F.B., *BSC Research Report PROD/PM/5762/12/72/A*, june, 1972.
- [Holzworth e Louthan, 1968] - HOLZWORTH, M.L., LOUTHAN, M.R., Hydrogen-Induced Phase Transformation in type 304L Stainless Steels, *Corrosion-NACE*, v. 24, n. 4, pp. 110-124, 1968.
- [Honeycombe, 1981] - HONEYCOMBE, R.W.K., *Steels Microstructure and Properties*, Edward Arnold, first edition, London, 1981.

- [Hosford e Caddell, 1983] - HOSFORD, W.F., CADDEL, R.M., Metal Forming Mechanics and Metallurgy, Prentice Hall Inc., first<sup>t</sup> edition, Englewood Cliffs, 1983.
- [Hosford, 2005] - HOSFORD, W.F., Mechanical Behavior of Materials, Cambridge University Press., 1<sup>st</sup> edition, New York, 2005.
- [Hoshino, 1977] - HOSHINO, K.; Effect of Chemical Composition on Season Cracking of Metastable Stainless Steel. *Transactions ISIJ*, v. 20, pp. 147-153, 1977.
- [Ikegami *et al.*, 1999] - IKEGAMI, Y., FUKUI, T., NISHI, T., Development of an Austenitic Stainless Steel for Deep Drawing, *International congress of Stainless Steel'99*, pp.211-219, 1999.
- [Irvine *et al.*, 1969] - IRVINE, K.J., GLADMAN, T., PICKERING, F.B., *Journal of the Iron and Steel Institute*, v 207, p. 1017, 1969.
- [Jiang *et al.*, 1996] - JIANG, B., QI, X., ZHOU, W., XI, Z. L., HSU, T. Y. The effect of Nitrogen on S Memory Effect in Fe-Mn-Si Alloys. *Scripta Materialia*, v.34, p.1437, 1996.
- [Karaman *et al.* 2001] - KARAMAN, I., SEHITOGLU, H., MAIER, H. J., CHUMLYAKOV, Y. I. Competing Mechanisms and Modeling of Deformation in Austenitic Stainless Steel Single Crystals With and Without Nitrogen. *Acta Materialia*, v.49, p.3919, 2001.
- [Kelly e Nutting, 1961] - KEELY, P.M., NUTTING, M.A., The Morphology of Martensite, *Journal of the Iron and Steel Institute*, v.197, pp. 199-211, 1961.

- [Kestenbach, 1977] - KESTENBACH, H.J., Electron Diffraction Analysis of Thin Twin or HCP Plates in an FCC Matrix, *Metallography*, v. 10, p. 189, 1977.
- [Kim *et al.*, 1999] - KIM, K.Y., CHOI, D. Y., KIM, K. T., Delayed Cracking Behaviour of Multi-Stage Deep-Drawn Cup of Austenitic Stainless Steel Sheets After Bright Annealing, *International Congress of Stainless Steel'99*, pp 199-207, 1999.
- [Krauss, 1989] - KRAUSS, G., Steels, Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, Ohio, second edition, 1990.
- [Lacombe, *et al.*, 1993] - LACOMBE, P., BAROUX, B., BERANGER, G.; Stainless Steel, Les Editions de Physique, first edition, Les Ulis, 1993.
- [Lacroisey e Pineau, 1972] - LACROISEY, F., PINEAU, A., Martensitic Transformations Induced by Plastic Deformation in the Fe-Ni-Cr-C System, *Metallurgical Transactions*, v. 3, pp. 387-396, 1972.
- [Lagneborg, 1964] - LAGNEBORG, R. The Martensite transformation in 18%-8%Ni Steels, *Acta Metallurgica*, v. 20, pp. 823-843, 1964.
- [Leslie, 1982] - LESLIE, W.C., The Physical Metallurgy of Steels, McGraw Hill International Book Company, first edition, New York, 1982.
- [Llewellyn, 1997] - LLEWELYN, D.T., Work Hardening Effects in Austenitic Stainless Steels, *Materials Science and Technology*, v. 13, pp. 389- 400, 1997.

- [Louthan *et al.*, 1975] LOUTHAN, JR. M.R., DERRICK, R.G., Hydrogen Transport in Austenitic Stainless Steel, *Corrosion Science*, v. 15, pp. 565-577, 1975.
- [Ludwigson e Berger, 1969] - LUDWIGSON, D.C., BERGER, J.A, Plastic Behaviour of Metastable Austenitic Stainless Steels, *Journal of the Iron and Steel Institute*, v.207, pp. 63 - 69, 1969.
- [Mäde e Deh, 1967] - MÄDE, W., DEH, R., Deep Drawing Tests and Failure of Soft, Unalloyed Steels, *Fertigungstechn. u. Betr.*, v.17, pp. 665-672, 1967.
- [Mangonon e Thomas, 1970] - MANGONON, JR.P.L., THOMAS G., The Martensite Phases in 304 Stainless Steel, *Metallurgical Transactions A*, v. 1, pp. 1577-1586, 1970.
- [Marshall, 1984] - MARSHALL, P., Austenitic Stainless Steel, Microstructure and Mechanical Properties, Elsevier, 1984.
- [Maxwell *et al.*, 1974] - MAXWELL, P.G., GOLDBERG, A., SHYNE, J.C., *Metallurgical Transactions*, v. 5, pp. 1305-1318, 1974.
- [Ménard *et al.*, 2004] - MÉNARD, M., OLIVE, J. M., BRASS, A.M., AUBERT, I., Effects of Hydrogen on Surface Slip Band Morphology of a Type 316L Stainless Steels, in: Proceedings of the second NACE International Conference on Environmental-Induced Cracking of Metals (EICM-2), Banff, Alberta, Canada, 19-23 september, 2004.

- [Mészáros *et al.*, 1996] - MÉSZAROS, I., KÁLDOR, M., HIDASI, B., VÉRTES, A., CZAKÓ-NAGY, I., Micromagnetic Mössbauer Spectroscopic Investigation of Strain Induces Martensite in Austenitic Stainless Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 5, n.4, pp. 538-542, 1996.
- [Metals Handbook, vol. 10] - Metals Handbook, vol. 10, Materials Characterization, first edition, ASM, Metals Park, Ohio, USA, 1987.
- [Metals Handbook, vol. 11] - Metals Handbook, vol. 11, Failure Analysis and Prevention, ninth edition, ASM, Metals Park, Ohio, USA, 1987.
- [Metals Handbook, vol. 12] - Metals Handbook, vol. 12, Fractography, ninth edition, ASM, Metals Park, Ohio, USA, 1987.
- [Miranda, 1987] - MIRANDA, P.E.V., Efeitos Mecânico-Metalúrgicos do Hidrogênio no Aço Inoxidável Austenítico. Rio de Janeiro:, COPPE – UFRJ, 225p (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais).
- [Monin *et al.*, 2000] - MONIN, V., TEODOSIO, J.R., GUROVA, T., A Portable X-ray Apparatus for Both Stress Measurement and Phase Analysis under Field Conditions, JCPDS – International Centre for Diffraction Data, *Advances in X-ray Analysis*, v. 43, 2000.
- [Neff *et al.*, 1969] - NEFF, D.V., MITCHELL, T.E., TROIANO, A.R., Influence of Temperature, Transformation and Strain Rate on ductility Properties of Austenitic Stainless

- Steels, *Transactions of American Society for Metals*, v. 62, pp. 858-, 1969.
- [Nohara *et al.*, 1977] - NOHARA, K. ONO, Y., OHASHI, N., Composition and Grain Size Dependencies of Strain induced Martensite Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels, *Transactions ISIJ*, v. 17, pp. 772-782, 1977.
- [Novak, 1977] – NOVAK, C.J., Structure and Constitution of Wrought Austenitic Stainless Steels, in *Handbook of Stainless Steels*, McGraw Hill, New York, 1977.
- [NPL – National Physical Laboratory] - [http://www.npl.co.uk/materials/residualstress/technique\\_selector.html](http://www.npl.co.uk/materials/residualstress/technique_selector.html).
- [Olson e Cohen, 1915] - OLSON, G.B., COHEN, M., *Metallurgical Transactions A*, v. 7A, p. 1897, 1915.
- [Olson e Cohen, 1972] - OLSON, G.B., COHEN, M., *Journal of Less Common Metals*, v. 28, p. 107, 1972.
- [Olson e Cohen, 1975] - OLSON, G.B., COHEN, M., Kinetics of Strain Induced Martensitic Nucleation, *Metallurgical Transactions A*, v. 6A, pp. 791-795, 1975.
- [Olson e Azrin, 1978] OLSON, G.B., AZRIN, M., *Metallurgical Transactions*, v. 9A, p. 713-721, 1978.
- [Olson e Cohen, 1975] - OLSON, G.B., COHEN, M., Proc. US-Japan Symp. On Mechanical Behavior of Metals and Alloys Associated with Displacive Transformations (Rensselaer Polytechnic Inst., Troy, NY) p. 24, 1979.
- [Olson e Cohen, 1976] - OLSON, G.B., COHEN, M., *Metallurgical*

- Transactions*, v. 7A, p. 1897-1904, 1905-1914, 1915-1923, 1976.
- [Onodera *et al.*, 1976] - ONODERA, H., GOTO, H., TAMURA, I., *Suppl. Trans. Japan Inst. Met.*, v. 17, p. 327, 1976.
- [Onodera e Tamura, 1979] - ONODERA, H., TAMURA, I., Proc. US-Japan Symp. On Mechanical Behavior of Metals and Alloys Associated with Displacive Transformations (Rensselaer Polytechnic Inst., Troy, NY) p. 24, 1979.
- [Otsuka e Wayman, 1998] - OTSUKA, K., WAYMAN, C.M., Shape Memory Materials, first edition, Cambridge University Press, United Kingdom, 1998.
- [Otte, 1957] - OTTE, H., The Formation of Stacking Faults in Austenite and Its Relation to Martensite, *Acta Metallurgica*, pp. 614-627, 1957.
- [Padilha e Guedes, 1994] - PADILHA, A.F., GUEDES, L.C., Aços Inoxidáveis Austeníticos Microestrutura e Propriedades, Hemus, primeira edição, São Paulo, 1994.
- [Padilha e Rios, 2002] - PADILHA, A.F., RIOS, P.R., Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels, *ISIJ International*, v. 42, pp. 325-337, 2002.
- [Patel e Cohen, 1953] - PATEL, J.R., COHEN, M., *Acta Metallurgica*, v. 1, pp. 531-538, 1953.
- [Pearce, 1991] - PEARCE, R., Sheet Metal Forming, The Adam Hilger Series on New Manufacturing Processes and Materials, first edition, Bristol. 1991.
- [Petrov, 1978] – PETROV, Y., Defects and Difusionless

- Transformation in Steel, *Naukova Dumka*, Kiev, p. 262, 1978.
- [Pickering, 1976] - PICKERING, F.B., Physical Metallurgy of Stainless Steel Developments – Review 211 – International Metals Reviews, Dec, 1976.
- [Pickering, 1978] - PICKERING, F.B., Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publishers Ltd, 1st edition, London, 1978.
- [Pickering, 1972a] - PICKERING, F.B., *Towards Improved Ductility and Toughness*, Climax Molybdenum Co, Symp., Kyoto, v. 9, 1972.
- [Pickering, 1972] - PICKERING, F.B., Heat Treatment Aspects of Metal Joining Processes, *Iron and Steel Institute*, p. 84, 1972
- [Pickering, 1984] - PICKERING, F.B., Physical Metallurgical Developments of Stainless Steels, Proc. Conf. Stainless Steels, 84, Gothenburg, pp. 2-28, 1984.
- [Post e Eberly, 1947] - POST, C.B., EBERLY, W.S., Stability of Austenite in Stainless Steels, *Transactions of the ASM*, v. 39, pp. 868-890, 1947.
- [Porter e Easterling, 1992] - PORTER, D.A., EASTERLING, K.E., Phase Transformations in Metals and Alloys, Chapman & Hall, second edition, London, 1992.
- [Pan et al., 2003] - PAN, C., CHU, W.Y., LI, Z.B., LIANG, D.T., SU, Y.J., GAO, K.W., QIAO, L.J., Hydrogen Embrittlement Induced by Atomic Hydrogen and Hydrogen-induced Martensite in Type 304l Stainless



- Steel, *Materials Science and Engineering A*, v. 351, pp. 293-298, 2003.
- [Raman *et al.*, 1994] RAMAN, S.G. S., PADMANABHAN, K.A., Tensile deformation-induced martensitic transformation in AISI 304L Austenitic Stainless Steel, *Journal of Materials Science Letters*, v. 13, pp. 389-392, 1994
- [Reed e Schram, 1974] - REED, R. P., SCHRAMM, R. E. Relationship Between Stacking-Fault Energy and X-ray Measurements of Stacking-Fault Probability and Microstrain. *J. Appl. Phys.*, V.45, P.4705, 1974.
- [Riley-Gledhill, 1986] - RILEY-GLEDHILL, E.P., Recent Developments in Wire Making, *Steel Times*, v. 214, n.1, pp.12-14, 1986.
- [Rintamaa e Sulonen, 1982] - RINTAMAA, R., SULONEM, M., Proc. 12th Bional Congress International Deep Drawing Group, *Associazione Italiana de Metallurgia*, pp. 119-130, 1982.
- [Romanowski, 1967] - ROMANOWSKI, W., The Initial Stage in Deep Drawing Force and Limit-Drawing, *Fertigungstechn. U. Betr.*, v. 17, pp.611-613, 1967
- [Rozenak e Eliezer, 1983] - ROZENAK, P., ELIEZER, D., Effects of Metallurgical Variables on Hydrogen Embrittlement in AISI Type 316, 321 and 347 Stainless Steels, *Materials Science and Engineering*, v. 61 pp. 31-41, 1983.
- [Saito e Shimahashi, 1979] - SAITO, K., SHIMAHASHI, Y., Metal Forming Plasticity Symposium, H. Lippman, Ed., Spring-

- Verlag, 1979.
- [Schaller *et al.*, 1972] - SCHALLER, F.W., SCHIMID, T.E., SNAPE, E., Delayed Cracking of Deep Drawn Stainless Steel, *Sheet Metal Industries*, v.10, pp.621-624, 1972.
- [Schram e Reed, 1975] - HRAMM, R. E., REED, R. P. Stacking Fault Energies of Seven Comercial Austenitic Stainless Steels. *Metallurgical Transactions A*, v.6A, p.1345, 1975.
- [Seetharaman e Krishnan, 1981] - SEETHARAMAN, V., KRISHNAN, R., Influence of the Martensitic Transformation on the Deformation Behaviour of an AISI 316 Stainless Steel at Low Temperature, *J. Mater. Science*, v. 16, p.523, 1981.
- [Shimizu *et al.*, 1970] - SHIMIZU, T., TAKAHASHI, I., OGAYA, M., Influence of the Cu Content on Press Formability of 18-8 Type Stainless Steel, *Journal of Japan Institute of Metals*, V. 34, pp. 428-432, 1970.
- [Shewmon, 1989] - SHEWMON, P., Diffusion in Solids, Minerals, Metals & Materials Society, second edition, , Warrendale, Pennsylvania., 1989.
- [Shrinivas *et al.*, 1995] - SHRINIVAS, V., VARMA, S.K., MURR, L.E., Deformation-Induced Martensitic Characteristics in 304 and 316 Stainless Steels During Room-Temperature Rolling, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.26A, pp. 661-671, 1995.
- [Siebel e Beisswänger, 1955] - SIEBEL, E., BEISSWÄNGER, H., Deep Drawing, München Carl, Hanser, 1955.
- [Singh, 1985] - SINGH, J., Influence of Deformation on the

- Transformations of Austenitic Stainless Steels, *Journal of Materials Science*, v. 20, p. 3157, 1985.
- [Speidel e Speidel, 2003] - SPEIDEL, H.J.C., SPEIDEL, M.O., Nickel and Chromium Based High Nitrogen Alloys, High Nitrogen Steels, *Institute of Metallurgy*, ETH Zurich, pp. 101-112, 2003.
- [Speidel e Zheng Cui, 2003] - SPEIDEL, M.O, ZHENG CUI, M., High Nitrogen Austenitic Steels, HNS 2003 – High Nitrogen Steels, *Institute of Metallurgy*, ETH Zurich, pp 63-73, 2003.
- [Stahleisen, 1983] - The Appearance of Cracks and Fractures inn Metallic Materials, Verlag Stahleisen mbH – Dusseldorf, 1983].
- [Stein e Witulski, 1990] - STEIN, G., WITULSKI, H., (Eds.), HNS 90 – High Nitrogen Steels, *Verlag Stahleisen MbH*, Dusseldorf, 1990.
- [Stoltz e Vander Sande, 1980 ]. STOLTZ, R.E., VANDER SANDE, J.B., The Effect of Nitrogen on Stacking Fault Energy of Fe-Ni-Cr-Mn Steels, *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, n. 6, pp 1033-1037, 1980.
- [Sumitomo, 1978] - SUMITOMO, H., Earing and Delayed Cracking of Deep-Drawn Cup of Austenitic Stainless Steel Sheets, *Advanced Technology of Plasticity*, v. II, pp. 1289-1296, 1978.
- [Sumitomo et a., 1981] - SUMITOMO, H., SAWATANI, T., ARAKAWA, M., Effect of Chemical Compositions on Delayed Cracking of Deep Drawn Cup of 17%Cr-7%Ni-2%Cu Steel, *ISIJ Meeting*, p. 102, 1981.

- [Staudhammer *et al.*, 1983] - STAUDHAMMER, K.P., MURR, L.E., HECKER, S.S., Nucleation and Evolution of Strain-Induced Martensitic (B.C.C) Embryos and Substructure in Stainless Steel: A Transmission Electron Microscope Study, *Acta Metallurgica*, v. 31, n. 2, pp. 267-274, 1983.
- [Tahtinen *et al.*, 1985] TAHTINEN, S., KIVILAHTI, J., HANNINEN, H., Crystallography of Hydrogen-Induced Surface Cracking in a Spherical Austenitic Stainless Steel Single Crystal, *Scripta Met.*, v. 19, pp. 967-972, (1985).
- [Tegart, 1966] - TEGART, W.J.M., Elements of Mechanical Metallurgy, The MacMillan Company, first edition, New York, 1966.
- [Teodósio, 2002] - TEODÓSIO, J. R., Conferência Proferida no Concurso Público para Professor Titular da Área de Metalurgia Física da COPPE – UFRJ, 2002, Rio de Janeiro. Tensões Residuais em Metais. Rio de Janeiro: 2002. 46 paginas.
- [Troiano, 1960] - TROIANO, A.R., The Role of Hydrogen and Other Interstitials in The Mechanical Behaviour of Metals, *Transaction of ASM*, v. 52, p.54, 1960.
- [Tsay *et al.*, 2007] TSAY, L.W., YU, S.C., HUANG, R>\_T., Effect of Austenite Instability on the Hydrogen-Enhanced Crack Growth of Austenitic Stainless Steels, *Corrosion Science*, v. 49, pp. 2973-2984, 2007.
- [Venables, 1962] - VENABLES, J.A., Martensite Transformation in

- Stainless Steel, *Philos Magazine*, v. 7, pp. 35-44, 1962.
- [Viana, 2000] - VIANA, C.S.C, Fundamentos da Conformação de Chapas Metálicas, Primeiro Seminário Inox – Roças Novas, 16 a 20 de outubro, 2000.
- [Wang e Gong, 2002] - WANG, Z., GONG, B. Residual Stress in the Forming of Materials. *ASM International Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel* (USA), pp. 141-149, 2002.
- [Whiteley, 1960] - WHITELEY, R.L., The importance of Directionality in Drawing Quality Sheet Steel, *Transactions of the ASM*, v. 52, pp. 154 -168,1960.
- [Ziegler, 1966] - ZIEGLER, W., The Importance of the Material for the Limiting Drawing Ratio in Deep Drawing of Metals, Berlim: Technische Universität, 1966. (Dr.In.thesis).
- [Yakubtsov *et al.* 1998] - YAKUBTSOV, I. A., ARIAPOUR, A., PEROVIC, D. D. Effect of Nitrogen on Stacking Fault Energy of F.C.C Iron-Based Alloys. *Acta Materialia*, v.47, p.1271, 1999.
- [Züнкler, 1973] - ZÜNKLER, X., Work Hardening Influence on Drawing Force and Limit Drawing Ratio During Deep-Drawing, *Blech Rohre Profile*, v. 20, pp. 343-346, 1973.
- <http://archive.metalforming.com/1996/05/SSM/strain.htm>]- The Need for Surface Strain Measurement, *Metal Forming Magazine*, 28 de Janeiro de 2008, <<http://archive.metalforming.com/1996/05/SSM/strain.htm>>

