

André Wulff Hirano

**INVESTIGAÇÃO DA ESTRUTURA DE
DEFORMAÇÃO DURANTE A ESTRICÇÃO DO
AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX W. NR. 1.4462**

Trabalho de formatura apresentado à
Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo para obtenção do título de
Engenheiro.

**São Paulo
2006**

André Wulff Hirano

**INVESTIGAÇÃO DA ESTRUTURA DE
DEFORMAÇÃO DURANTE A ESTRICÇÃO DO
AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX W. NR. 1.4462**

Trabalho de formatura apresentado à
Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo para obtenção do título de
Engenheiro.

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica

Orientador:
Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön

**São Paulo
2006**

Elfenlied

*Um Mitternacht, wenn die Menschen erst schlafen,
Dann scheint uns der Mond, dann leuchtet uns der Stern,
Wir wandeln und singen, und tanzen erst gern.*

*Um Mitternacht, wenn die Menschen erst schlafen,
Auf Wiesen, an den Erlen wir suchen unsern Raum,
Und wandeln, und singen, und tanzen einen Traum.*

Canção dos elfos

*À meia-noite, quando os homens enfim dormem,
Então nos fulge a lua,
Então nos luz a estrela;
Vagamos, enfim, cantamos,
Jubilosos dançamos.*

*À meia-noite, quando os homens enfim dormem,
Pelas planícies, entre os salgueiros,
Nossos espaços buscamos,
Vagamos e cantamos
E dançamos um sonho.*

Johann Wolfgang von Goethe, 1780

Agradecimentos

Nesses quase cinco anos como aluno de graduação tive a oportunidade de desenvolver minha formação tanto profissionalmente como em meu lado crítico de ser humano. Pude aproveitar diversas oportunidades de cursos e seminários que uma universidade pública pode oferecer. Então, antes de tudo sinto-me no dever de agradecer à Escola Politécnica da USP por possibilitar o acesso a um ambiente de estudo e pesquisa de alto nível.

Conheci diversos professores que foram de grande importância nessa trajetória, mas tenho a honra de ter tido a orientação do prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön que se mostrou muito presente nos momentos de dúvidas e esclarecimentos durante o meu trabalho de formatura.

Agradecimentos aos colegas Alexandre Martins do Laboratório de Fenômenos de Superfície, Nicolau Castro do Laboratório de Metalurgia e Materiais Cerâmicos do IPT e técnicos do PMT-USP.

Como não poderia deixar de citar, meus grandes amigos de classe que fizeram parte do meu cotidiano e do imenso esforço exigido pelo curso nos últimos anos, e com certeza serão parceiros de enorme importância no meu futuro. São eles: Gerson (espadachim), Leandro (fundador do “Jeba Martensítica”), Mariana (seus cadernos deveriam estar na biblioteca), Fausto (futuro Barão do Alumínio), Marcio (Sumô), Marcelo (Paraíba), Rafael (vive na quarta dimensão), Daniel (Fridmanstatten), Cris, Andreas (Sponk) e Cid (de Assis para o mundo).

E por fim, não posso deixar de lembrar o apoio familiar que certamente serviu de grande motivação para essa futura empreitada como engenheiro. Em particular, meu pai DSc. Élcio Hirano, por sua enorme força de vontade em motivar meu lado científico; ao meu irmão, o MSc. Eduardo W. Hirano pelo grande apoio através de materiais técnicos; à minha irmã Marina W. Hirano e minha mãe Lúcia Wulff.

Resumo

HIRANO, A. W. *Investigação da estrutura de deformação durante a estrição do aço inoxidável dúplex W.Nr.1.4462*. 2006. Trabalho de formatura – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Brasil.

Aços inoxidáveis dúplex são ligas do sistema Fe-Cr-Ni que apresentam uma estrutura bifásica austeno-ferrítica. Eles apresentam resistência mecânica superior à dos aços inox austeníticos e ferríticos, formando uma classe de resistência intermediária entre estes e os aços martensíticos e endurecíveis por precipitação. A morfologia das fases tem importância fundamental na definição das propriedades mecânicas e está correlacionada com as características das interfaces durante os vários estágios da sua formação. Os estudos deste trabalho foram realizados em uma placa laminada de aço inoxidável duplex do tipo DIN W.Nr. 1.4462 (UNS 31803). As amostras utilizadas foram usinadas segundo a norma ASTM E8M para ensaio de tração, que foram conduzidos de forma a analisar a região da estrição e a superfície de fratura. Os corpos de prova apresentaram uma forte anisotropia plástica na zona de estrição, que transforma sua seção inicial circular em elíptica na região da fratura, com eixo menor ao longo da direção normal. A superfície de fratura apresenta microvazios, confirmando sua característica fundamentalmente dúctil.

Palavras-chave: aços inoxidáveis dúplex, deformação plástica, microestrutura, anisotropia.

Abstract

HIRANO, A. W. *Investigation of the deformation microstructure evolution during necking in the W.Nr. 1.4462 duplex stainless steel*. 2006. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Brasil.

Duplex stainless steels are alloys of the Fe-Cr-Ni system, which present a two-phase austenitic-ferritic microstructure. They display improved mechanical strength compared with austenitic and ferritic stainless steels, building an intermediate strength class between these and the martensitic and precipitation hardening steels. The phase morphology has paramount influence in the definition of the mechanical properties and is related with the characteristics of the interfaces throughout the several stages of its development. The present investigation was carried out on a rolled plate of DIN W. Nr. 1.4462 (UNS 31803) type duplex stainless steel. The analyzed samples were machined according to the ASTM E8M norm for tensile test, which were conducted in order to investigate the necking region and the fracture surface. The samples showed strong plastic anisotropy in the necking region, which transforms its initial circular section into elliptical in the area of fracture, with minor axis along the normal direction of the sheet. The fracture surface shows dimples, confirming its ductile behavior.

Key words: duplex stainless steel, plastic deformation, microstructure, anisotropy.

Sumário

Agradecimentos.....	iv
Resumo	v
Abstract.....	vi
Sumário.....	vii
Lista de Figuras	ix
Lista de Tabelas	xi
Lista de Símbolos.....	xii
Lista de Abreviaturas.....	xiii
1 Introdução	1
2 Objetivo.....	3
3 Considerações Teóricas	4
3.1 Aços inoxidáveis.....	4
3.2 Metalurgia física dos aços inoxidáveis dúplex	7
3.2.1 Constituição estrutural	9
3.2.2 Formação da microestrutura dúplex.....	10
3.2.3 Efeito dos elementos de liga	11
3.3 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis dúplex	12
3.4 Mecanismos físicos de deformação e ruptura.....	13
3.4.1 O Diagrama Tensão – Deformação Específica	16
3.4.2 Características da deformação plástica da ferrita e da austenita	18
3.4.3 Comportamento mecânico à tração.	19
3.4.4 Aspectos da co-deformação entre ferrita/austenita	21

3.4.5 Microestrutura e nucleação de trinca em aços inoxidáveis dúplex	23
3.5 Caracterização do aço inoxidável dúplex W.Nr. 1.4462 “como recebido”	27
4 Materiais e Métodos.....	31
4.1 Material.....	31
4.2 Corpos de prova para ensaio de tração.....	32
4.3 Procedimento do ensaio mecânico	33
4.4 Preparação das amostras para investigação microestrutural	33
4.4.1 Microscopia Eletrônica de Varredura	34
4.4.2 Preparação das amostras para microscopia ótica.....	35
5 Resultados e Discussão.....	37
5.1 Diagrama tensão - deformação.....	37
5.2 Análise Microestrutural	38
5.2.1 Microestrutura do material no estado “como recebido”	38
5.2.2 Microestrutura após deformação plástica	41
5.2.3 Microestrutura após início da estrição	43
5.3 Análise Fratográfica.....	46
5.4 Análise de Textura	50
5.4.1 Textura da amostra padrão	50
5.4.2 Textura da amostra deformada antes da estrição.....	53
5.4.3 Textura da amostra com estrição	55
6 Conclusões.....	57
7 Referências Bibliográficas	58

Lista de Figuras

Figura 3.1 - a) ferrita, CCC ,b) austenita, CFC.	10
Figura 3.2 - Esquema de uma diagrama tensão-deformação.	16
Figura 3.3 - Esquema dos parâmetros de compatibilidade na deformação plástica de uma liga de duas fases CFC/CCC por transmissão de escorregamento. A seleção de um sistema de escorregamento CCC devido ao escorregamento em um sistema CFC depende de (i) um sistema com a maior tensão resultante devido ao sistema CFC; (ii) o mínimo ângulo θ ; e (iii) mínimo vetor de Burguês residual no contorno $\vec{b}_r = \vec{b}_2 + \vec{b}_1$	23
Figura 3.4 - Microestrutura do aço inoxidável dúplex SAF 2304.....	24
Figura 3.5 - (a) Dados indicando pontos de ferrita (branco) e de austenita (branco), (b) grãos de austenita reconstruídos, (c) grãos de ferrita reconstruídos.	25
Figura 3.6 - (a) primeira zona de dano observada, (b) área de dano com um baixo CSF exibindo um escorregamento descontínuo, (c) área não danificada com um alto CSF exibindo escorregamento contínuo. (CSF, Fator de Schmid do sistema comum de escorregamento para fases ferrita e austenita).	26
Figura 3.7 - Estrutura da amostra como recebida. Fase escura: ferrita; fase clara: austenita; a) direção de laminação; b) direção transversal. Ataque Behara.....	27
Figura 3.8 - Análise por difração de raios X do material como recebido – direção de laminação.	28
Figura 3.9 - Análise por difração de raios X do material como recebido – direção transversal.	28
Figura 3.10 - Análise por EBSD do material como recebido; mapeamento de orientações.....	30

Figura 4.1 - Esquema do corpo de prova usinado segundo norma da ASTM E8M.	32
Figura 4.2 - Esquema da seqüência de corte no corpo de prova.	34
Figura 4.3 - Região da estrição embutida.	35
Figura 5.1 - Curva Tensão – Deformação do aço dúplex em estudo.	38
Figura 5.2 - Microestrutura da chapa na direção normal.	39
Figura 5.3 - Microestrutura da chapa na direção transversal.	39
Figura 5.4 - Microestrutura da chapa na direção de laminação.	40
Figura 5.5 – EDS da chapa da direção normal.	41
Figura 5.6 - Microestrutura no estado deformado, direção normal da chapa. Centro da amostra.	42
Figura 5.7 - Microestrutura no estado deformado, direção normal da chapa. Extremidade da amostra.	43
Figura 5.8 – Evolução da microestrutura antes da estrição, De (a) para (d).	44
Figura 5.9 – Evolução da microestrutura após o surgimento da estrição, De (a) para (b).	45
Figura 5.10 - Forma elíptica da superfície da região fraturada do corpo de prova de tração.	46
Figura 5.11 - Detalhe da região central da superfície fraturada.	47
Figura 5.12 - Região da propagação rápida da trinca (parte plana).	48
Figura 5.13 – Detalhe dos “dimples” desenvolvidos.	49
Figura 5.14 – Detalhe de local de clivagem.	49
Figura 5.15 – ODF da ferrita da amostra padrão.	51
Figura 5.16 – ODF da austenita da amostra padrão.	52
Figura 5.17 – ODF da ferrita da amostra sem estrição.	53
Figura 5.18 – ODF da austenita da amostra sem estrição.	54
Figura 5.19 – ODF da ferrita da amostra com estrição.	55
Figura 5.20 – ODF da austenita da amostra com estrição.	56

Lista de Tabelas

Tabela 3.1 - Composições típicas (porcentagem em peso) de alguns tipos de aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex.	9
Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas a temperatura ambiente [7].....	13
Tabela 3.3 - Comparação entre ferrita (CCC) e a austenita (CFC).	18
Tabela 3.4 - Valor da constante K_y de Hall-Petch para três tipos de aços inoxidáveis.	20
Tabela 3.5 - Parâmetro de rede e frações volumétricas percentuais da ferrita e da austenita da chapa para o estado “como recebido”.	29
Tabela 3.6 - Diâmetro médio de grão e micro-dureza da austenita e da ferrita...29	
Tabela 4.1 - Composição química (% em peso).....	31
Tabela 4.2 - Composição do reagente metalográfico.....	36
Tabela 5.1 - Dados obtidos da curva Tensão - Deformação.....	38

Lista de Símbolos

α	Ferrita
γ	Austenita
φ	Ângulo de Euler
σ_Y	Tensão Específica de Escoamento
ε_Y	Deformação Específica de Escoamento
E	Módulo de Young

Lista de Abreviaturas

CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrada
DN	Direção Normal
DL	Direção Longitudinal
DT	Direção Transversal
EDE	Energia de Defeito de Empilhamento
ODF	Função de Distribuição de Orientação – <i>Orientation Distribution Function</i>
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
K-S	Kurdjumov-Sachs

1

Introdução

A boa combinação das propriedades mecânicas nos aços inoxidáveis duplex os fazem de grande interesse para aplicações, especialmente, em indústrias petroquímicas e de energia. Esse material é amplamente utilizado também, em sistemas de resfriamento de reatores nucleares do tipo PWR (pressured water reactor). Eles têm boa tenacidade, alto limite de escoamento, boa soldabilidade e excelentes propriedades de resistência à corrosão intergranular, à corrosão localizada e à corrosão sob tensão.

As propriedades mecânicas dos aços duplex são função da quantidade, tamanho, morfologia e distribuição das fases e da textura. A composição e o processamento influenciam diretamente nas quantidades das fases. Já a morfologia, a distribuição e a textura das duas fases dependem sobretudo do processamento.

Experimentalmente observa-se que aços dúplex apresentam alongamento uniforme da ordem de 20%. Já aços ferríticos ou austeníticos apresentam valores muito superiores (entre 30 e 40%). O presente trabalho reporta os principais resultados da caracterização microestrutural durante a instabilidade da deformação plástica e a análise sobre a queda de alongamento, o qual deve-se a

uma forte anisotropia e efeitos da co-deformação entre as fases austenita e ferrita.

A técnica de textura por difração de raios X, nos permite obter resultados referentes às relações de orientação das fases e sua textura. O uso desta técnica associada a observações por microscopia ótica e eletrônica de varredura nos traz a possibilidade de esclarecer o mecanismo de deformação plástica imediatamente antes da fratura.

2

Objetivo

O objetivo deste trabalho é investigar o efeito da microestrutura bifásica CCC/CFC sobre a estrutura de deformação e correlacioná-la com o desenvolvimento da estrição em corpos de prova de tração.

3

Considerações Teóricas

3.1 Aços inoxidáveis

Em 1912 o inglês Harry Brearly, estudava uma liga Fe-Cr (13%) e justamente quando tentava fazer algumas observações metalográficas verificou que a liga fabricada resistia a maior parte dos reagentes que se utilizavam na época em metalografia. E foi Brearly mesmo que deu o nome a liga, chamando-a de “stainless steel” como visto em Tebecherani [1].

Aços inoxidáveis apresentam como principal característica a resistência à corrosão, quando submetidos a um determinado meio agressivo meio ou agente agressivo. Apresentam também uma maior resistência à oxidação a altas temperaturas em relação a outras classes de aços, quando, neste caso em particular, recebe a denominação de aço refratário. A resistência à oxidação e corrosão do aço inoxidável se deve principalmente a presença do cromo [1].

Embora pequenas adições de cromo, da ordem dos 5%, sejam já responsáveis por uma melhoria da resistência à corrosão do ferro, para que um aço seja considerado inoxidável deve apresentar uma matriz metálica com um

teor mínimo de 11% em cromo dissolvido. O cromo passiva a superfície do aço formando uma fina camada de óxido, muito aderente, que protege o metal subjacente. Para que se forme esse óxido o ambiente em que o aço é solicitado deve ser oxidante. A danificação mecânica ou química da camada de óxido é seguida da sua regeneração, mantendo-se a resistência à corrosão assegurada.

Os aços inoxidáveis agrupam-se nas seguintes cinco grandes classes:

Aços inoxidáveis martensíticos

Trata-se de uma categoria de aço com teor de cromo na faixa entre 11 a 18%, limitados para que seja possível a têmpera (isto é, o aço deve ser austenitizável) tendo o carbono sob uma porcentagem específica. O excesso de cromo relativamente ao limite de solubilidade implicam a precipitação de carbonetos; esta precipitação consome carbono, o que impede a obtenção do endurecimento previsto para o aço. A adição de elementos de liga é limitada pelo abaixamento da M_s , de modo a que seja evitada a retenção de austenita após têmpera. Esses materiais são ferromagnéticos e têm boa resistência à corrosão em meios moderadamente ácidos; porém, quando apresentam precipitados (principalmente carbonetos), sua resistência à corrosão é muito prejudicada como apresentado por Grajales [2].

Aços inoxidáveis ferríticos

Esses aços inoxidáveis contêm um cromo entre 11 a 30% com baixos teores de níquel, são ferromagnéticos e geralmente não endurecíveis por

tratamento térmico. Fornece boa resistência à corrosão e boa conformabilidade a baixo custo, e são extensivamente utilizados em muitos componentes automotivos. A baixa soldabilidade desse aço pode ser melhorada por meio de elementos de liga como titânio. Como exemplos de aplicações deste grupo de materiais podem citar-se as caixas para tratamentos térmicos, os depósitos para produtos corrosivos, objetos com fins decorativos, câmaras de combustão, equipamentos de cozinha (não cortantes), canas pirométricas, componentes de fornos, etc.

Aços inoxidáveis austeníticos

O teor de cromo para esse aço está entre 16 a 30%, níquel variando entre 6 a 20% e baixo carbono. Tem excelente resistência à corrosão, alta tenacidade e ductilidade. O trabalho a frio ajuda a atingir as propriedades desejadas, ou seja, essas ligas não podem ser endurecidas por tratamento térmico, mas sim por deformação (encruamento)[2]. Suas principais aplicações abrangem as indústrias farmacêuticas, alimentícia, fotográfica, aeronáutica, nuclear, artística, arquitetura, entre outras.

Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Nesses aços contêm titânio, cobre, nióbio, alumínio, tântalo, fósforo que precipitam durante o envelhecimento ou tratamento térmico. No qual ocorre uma melhora das propriedades mecânicas da liga. Distinguem-se dois tipos de aços endurecíveis por precipitação: os semi-austeníticos e os martensíticos.

Devido a sua alta resistência mecânica e razoável resistência à corrosão, são usados nas indústrias aeroespacial e aplicações avançadas.

Aços inoxidáveis dúplex

Essa apresenta uma estrutura controlada com propósito de dar proporções equivalentes de austenita e ferrita. Os principais elementos de liga nestes tipos de aços são o Cr e o Ni, porém, outros elementos como N, Cu, Si e Mo são adicionados para aumentar a resistência à corrosão. Segundo Cunha et al. [3] a principal característica dos aços inoxidáveis dúplex, comparando com outros tipos de aços inoxidáveis, é sua habilidade para acomodar altos teores de cromo e molibidênio, os quais, controlam a tendência do material à corrosão por pitting e ao aparecimento de trincas de corrosão sob tensão em meios de cloretos e fornecem alta resistência mecânica e resistência à corrosão por frestas.

3.2 Metalurgia física dos aços inoxidáveis dúplex

Os aços com microestrutura duplex apresentam suas propriedades com uma relação mútua bastante relevante, podendo ser citadas: resistência mecânica superior aos inoxidáveis austeníticos ou ferríticos tradicionais, ductilidade e tenacidade superiores aos inoxidáveis martensíticos e endurecíveis por precipitação, além de excelente resistência à corrosão intergranular, corrosão por pites e corrosão-sob-tensão, Brandi et al. [4]. Eles normalmente possuem o dobro do limite de escoamento e o dobro da resistência à corrosão

por pites em comparação ao dos aços inoxidáveis austeníticos convencionais da série 300, com mesmos valores de tenacidade. Em outras palavras, pode ser possível reduzir as espessuras de projeto pela metade quando se utilizam ligas duplex em substituição aos aços inoxidáveis austeníticos 304L ou 316L. Sua aplicação vem sendo amplamente atribuída em equipamentos expostos a água do mar e em trocadores de calor, bombas, hastes, fusos, eixos, centrifugadores e tubos para equipamentos das indústrias química, petroquímica, de alimentos, assim como em equipamentos para dessulfuração de gases.

De acordo com Reick [5] os aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos podem ser classificados em dois sub-grupos:

- i) ligas de baixo teor de carbono ($0,01 \leq C \leq 0,08$), as quais são frequentemente conformadas mecanicamente e
- ii) ligas de alto teor de carbono ($0,3 \leq C \leq 0,5$), utilizadas no estado bruto de fundição.

Alguns deles podem ainda ser classificados como SUPERDUPLEX. Isso ocorre quando o valor do índice PRE (Pitting Resistance Equivalent) é superior a 40. Este índice é normalmente utilizado para comparar a resistência à corrosão por pites de diferentes materiais. Aquele que apresenta maior valor de PRE certamente possui maior resistência à este tipo de corrosão. Para calcular esse índice, deve-se conhecer a composição química do aço e utilizar a equação (1):

$$PRE = (\%Cr) + 3,3.(\%Mo) + 16.(\%N) \quad (1)$$

Existe a possibilidade de haver outros elementos de liga, com finalidades específicas. Na tabela 3.1 são apresentadas algumas composições mais comuns.

Tabela 3.1 - Composições típicas (porcentagem em peso) de alguns tipos de aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex.

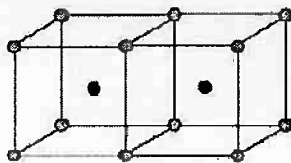
Liga	Composição								
	C	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Si	P	S
W.Nr.1.4462	0,02	22,05	5,95	2,97	0,136	-	0,55	0,022	0,002
Uranus 35N	0,02	23,05	4,20	-	0,12	-	0,52	0,027	0,001
Uranus 50	0,02	20,99	6,58	2,33	-	1,4	0,54	0,023	0,004
SAF 2304	0,023	22,98	4,8	0,21	0,09	-	0,52	0,022	0,009
Ferrallum alloy 255	0,03	25,93	5,6	3,15	0,18	1,71	0,24	0,023	0,002

3.2.1 Constituição estrutural

Vamos apresentar a forma microestrutural que constitui a característica duplex. Cada fase corresponde a um certo arranjo dos átomos que as compõem. Dessa forma, como mostra a figura 3.1, determinados átomos apresentam maior estabilidade quando se agrupam da maneira a formar uma estrutura que recebe o nome de Cúbica de Corpo Centrado (CCC), e que compõe a fase Ferrita. Por outro lado, determinados átomos tendem a se agrupar de modo diferente, no

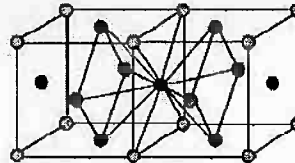
qual recebe o nome de Cúbico de Face Centrada (CFC), e é característico da fase Austenita.

Estrutura Cúbica de Corpo Centrado (C.C.C.)



a)

Estrutura Cúbica de Face Centrada (C.F.C.)



b)

Figura 3.1 - a) ferrita, CCC ,b) austenita, CFC.

Ou seja, o equilíbrio entre a adição de elementos de liga que favorecem a formação de ferrita e de austenita possibilita a fabricação dos aços duplex, contendo essas duas fases em proporções aproximadamente iguais.

Como elementos que efetivamente favorecem a formação da fase ferrita nas ligas duplex, pode-se citar o cromo, o molibdênio e o tungstênio. E no caso, níquel, manganês e nitrogênio incentivam a formação da fase austenita.

3.2.2 Formação da microestrutura dúplex

A formação da estrutura ferrítica e austenítica se promove no estado sólido, nos aços dúplex de baixo teor de carbono durante sua solidificação. Durante a deformação a quente (entre 900 e 1200°C) desenvolve-se uma microestrutura com lamelas alternadas de ferrita e austenita. O fato da energia de interface α/γ ser mais baixa que as energias dos contornos de grão α/α e γ/γ facilita a formação da microestrutura lamelar visto por Pohl et al. [6]. A ferrita é endurecida por solução sólida pela partição preferencial de Cr, Mo, e Si e a

austenita é estabilizada e endurecida principalmente pelo nitrogênio. No caso dos aços dúplex de alto carbono, a primeira fase a formar-se é também a ferrita.

O líquido restante é rico em carbono e solidifica-se formando austenita e carbonetos ricos em cromo do tipo $M_{23}C_6$ [5].

3.2.3 Efeito dos elementos de liga

Elementos de ligas presentes em suas proporções que caracterizam a estrutura, propriedades mecânicas e o comportamento final em serviço do aço inoxidável.

Cromo: forma uma película superficial de óxido de cromo que torna o aço inoxidável resistente à corrosão. Aumentando a resistência em temperaturas elevadas.

Níquel: sua adição provoca também uma mudança na estrutura do material que apresenta melhores características de:

- ductilidade (Estampagem)
- resistência mecânica a quente
- soldabilidade (Fabricação)

Aumenta a resistência à corrosão de uma maneira geral.

Molibdênio: aumenta a resistência à corrosão, resistência a elevadas temperaturas, e resistência à fluência. Expande o campo de passividade em ambientes clorados.

Alumínio: é um forte formador de ferrita e reduz a durabilidade do aço inoxidável. E melhora a resistência à oxidação a alta temperatura.

Silício: Melhora a resistência à oxidação a alta temperatura.

Manganês: promove a estabilidade da austenita em temperaturas próximas a ambiente, e melhora as propriedades de conformação à quente. O Manganês tem grande importância na substituição parcial de níquel nos aço inoxidáveis da serie 200.

Titânio: Combina com carbono e reduz a susceptibilidade à corrosão intergranular. E atua com um refinador de grão e promove a formação da ferrita.

Cobre: Adicionado nos aço inoxidáveis para aumentar sua resistência em certos meios corrosivos.

Carbono: fortalece o aço inoxidável, mas promove a formação de precipitados prejudiciais a resistência à corrosão.

3.3 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis dúplex

A seguir (tabela 3.2) listamos as principais propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis dúplex.

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas a temperatura ambiente [7].

Grau	Padrão	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	KV (J)	Dureza (HB)
	DIN					
1.4462	EM	≥480	660-950	≥25	≥104	-
	10088-2					
UNS	ASTM	≥450	≥620	≥25	-	≤293
S31803	A240					

3.4 Mecanismos físicos de deformação e ruptura

Quando a deformação imposta leva à destruição de ligações, configura-se a ruptura e criam-se descontinuidades superficiais ou volumétricas (como as microfissuras, as fissuras da ordem de mm, as macrofissuras da ordem de cm e as cavidades). Os dois principais mecanismos elementares de ruptura local são a ruptura frágil acompanhada de clivagem e a ruptura dúctil, precedida de grandes deformações plásticas de acordo com Proença [8].

deformação elástica: é o resultado de variações dos espaços interatômicos produzidos de modo a balancear a energia adicional transferida ao meio pelas solicitações externas. Essas modificações geométricas são essencialmente reversíveis, de modo que a estrutura original é recuperada uma vez retirada a solicitação.

deformações permanentes (plásticas ou viscoplásticas): resultam de deslocamentos relativos entre planos atômicos, os quais são de natureza irreversível uma vez cessada a solicitação. De acordo com o caso esses deslocamentos podem ser intragranulares, como os escorregamentos simples entre planos atômicos e aqueles que formam as maclas, ou intergranulares como os deslizamentos dos contornos dos cristais. De modo mais específico, os escorregamentos intragranulares são provocados por cisalhamento e ocorrem preferencialmente segundo planos de maior densidade de átomos. Nos cristais esses escorregamentos formam as chamadas bandas, quando vários planos paralelos se movimentam, ou então as maclas, que são planos gerados por escorregamentos entre partes do cristal que passam a ter orientações simétricas em relação a eles.

Os dois principais mecanismos elementares de ruptura local são a ruptura frágil acompanhada de clivagem e a ruptura dúctil, precedida de grandes deformações plásticas.

Ruptura frágil: é a ruptura das ligações atômicas sem o desenvolvimento prévio de mecanismos de deformação permanente com intensidade apreciável. É também facilitada pela presença de defeitos como os vazios, que concentram tensões, ou pela diferente capacidade de deformação entre o arranjo cristalino e defeitos de natureza diversa. Em termos de balanço de energia pode-se afirmar que a ruptura frágil acontece sempre que localmente a energia introduzida pelas solicitações externas iguala, ou é superior, à energia necessária para romper a ligação entre os átomos.

A clivagem é um tipo característico de ruptura que resulta da quebra das ligações de um conjunto de átomos que pertencem a um plano cristalográfico

particular. A ruptura intergranular é uma clivagem que segue as juntas dos grãos, facilitada pela incompatibilidade de deformação entre os grãos adjacentes ou porque essas regiões são zonas naturais de concentração de tensões. Já a ruptura alveolar se origina da nucleação, crescimento e coalescência de vazios dentro dos cristais.

Ruptura dúctil: é sempre precedida de deformações permanentes significativas e tem origem na formação e união de vazios gerados pela excessiva concentração de tensões proporcionada pelo acúmulo de discordâncias em juntas de grãos e defeitos cristalinos. Naturalmente a ruptura dúctil implica em quebra das ligações entre os átomos, levando à formação de uma microfissura. Um aspecto importante a observar é que a quebra de ligações atômicas, e a conseqüente redução do seu número, diminui a capacidade remanescente de deformação elástica do meio, afetando de forma direta esse mecanismo. Já a redução das áreas resistentes, proporcionalmente ao número de ligações rompidas, leva a um aumento na velocidade com que as deformações permanentes se processam. Desse modo a capacidade de deformação plástica, ou o mecanismo em si, não é diretamente afetada; diz-se, neste caso, que as rupturas das ligações tem influência indireta sobre aquele mecanismo.

Ruptura por fadiga de um policristal: para a ocorrência de fadiga é necessário um regime repetido de tensões normais de tração (somente com tensões de compressão não há fadiga) e formação de deformações plásticas. A fadiga pode ser de baixo ciclo (tensões acima do limite de escoamento) e de alto ciclo (regime de tensões abaixo do limite de escoamento).

3.4.1 O Diagrama Tensão – Deformação Específica

Na figura 3.2, é apresentado um esquema do diagrama tensão versus deformação específica para um corpo-de-prova de aço com baixa percentagem de carbono ao ser submetido a um ensaio de tração. Neste diagrama, as tensões observadas no ensaio se desenvolvem ao longo do eixo das abscissas, enquanto que suas deformações específicas correspondentes crescem no eixo horizontal das ordenadas. As tensões (normais) são calculadas dividindo-se os valores de carga, P , pela área da seção transversal do corpo-de-prova, A_0 , medida antes do ensaio. As deformações específicas correspondentes a cada valor de tensão são calculadas dividindo-se os alongamentos, δ , observados ao longo do ensaio, pelo comprimento, L_0 , do corpo de prova, medido antes do ensaio.

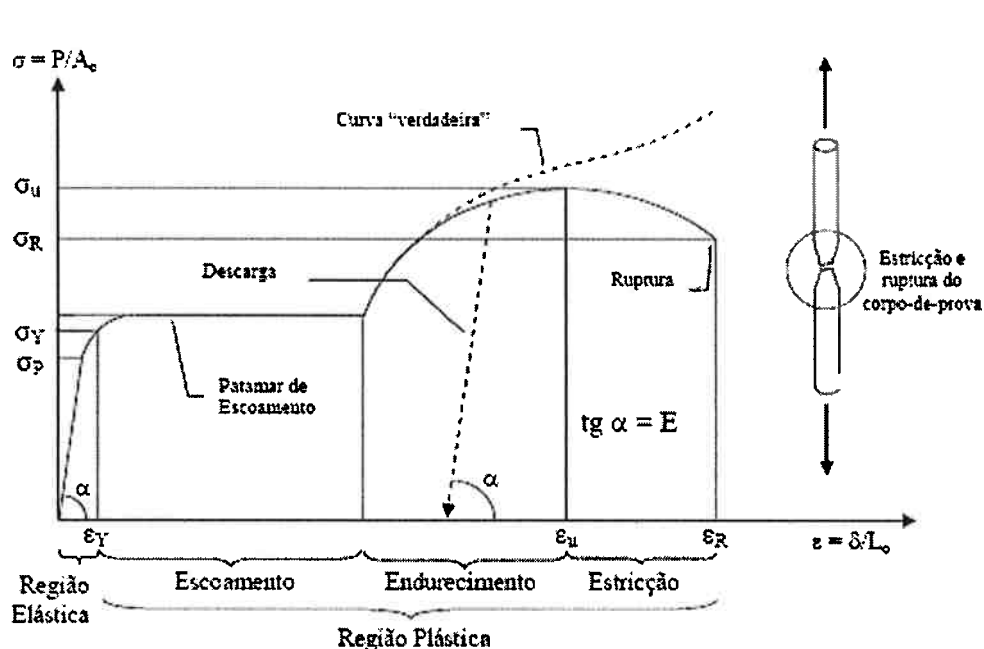


Figura 3.2 - Esquema de uma diagrama tensão-deformação.

Duas regiões completamente distintas em termos de comportamento mecânico são evidenciadas neste gráfico: a *região elástica*, definida pela *tensão e deformação específica de escoamento* do material, σ_Y e ϵ_Y , e a *região plástica*, definida a partir do fim da região elástica até a ruptura do material, caracterizada por σ_R e ϵ_R . O comportamento mecânico do material durante o desenvolvimento das tensões num regime elástico permite o retorno do corpo-de-prova à sua forma e dimensões originais, quando da ausência de carga aplicada. Este processo de carga e descarga, portanto, poderia se prolongar por inúmeras vezes sem que deformações residuais ocorressem no corpo-de-prova. Já na região plástica, este comportamento não ocorre, e o material, depois de aliviado de suas tensões, permaneceria com deformações residuais importantes. A curva de descarga, no entanto, se processaria numa inclinação paralela à reta observada na região elástica, como é exemplificado na ilustração. Assim, a tangente à reta da região elástica ou as tangentes às retas de descarga definem uma propriedade intrínseca do material: o *módulo de elasticidade longitudinal* ou *módulo de Young*, E . A região plástica, por sua vez, pode estar dividida em três regiões bem diferenciadas: uma região caracterizada por um *patamar de escoamento*, onde as deformações se processariam sem incremento das tensões; uma região de *endurecimento* do material; e uma região caracterizada por um estrangulamento localizado ou *estricção* da seção transversal do corpo-de-prova, principalmente após a ocorrência de uma tensão máxima ou última. Desde que, em engenharia, as tensões normais do corpo-de-prova em questão são calculadas em função da área original de seção transversal, haveria uma diferença bastante grande, devido principalmente à estricção, entre estas tensões e as tensões “verdadeiras”, calculadas com atualização de área. Esta diferença também é ilustrada no gráfico. Uma outra simplificação adotada é que as tensões σ_Y , σ_P

(tensão de proporcionalidade) e aquela referente ao patamar de escoamento, na prática, são tomadas todas como um único ponto, já que normalmente ocorrem muito próximas umas das outras.

3.4.2 Características da deformação plástica da ferrita e da austenita

O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos são bastante diferentes. De uma maneira geral os aços ferríticos apresentam limite de escoamento maior e limite de resistência e alongamento menor que os austeníticos, segundo Solomon [9]. Esse fato é associado ao modo como a ferrita e a austenita se deformam. As diferenças de comportamento entre elas são mostradas genericamente na tabela 3.3 apresentado por Brandi [10] .

Quando as duas fases estão presentes, como nos aços dúplex, o limite de escoamento fica próximo dos aços inoxidáveis ferríticos e o limite de resistência próximo dos austeníticos.

Tabela 3.3 - Comparação entre ferrita (CCC) e a austenita (CFC).

	Ferrita (CCC)	Austenita (CFC)
Sistemas de escorregamento	48	12
Energia de def. de empilhamento (EDE).	Maior	Menor
Escorregamento com desvio	Fácil	Difícil

Distribuição de discordâncias	Menos uniforme	Mais uniforme
Encruamento	menor	Maior
Força de Peierls-Nabarro	maior	Menor
Variação do LE com a temperatura	grande	Pequena
Limite de escoamento (LE)	menor	Menor
Limite de resistência (LR)	menor	Maior
Alongamento	menor	Maior

3.4.3 Comportamento mecânico à tração.

O limite de escoamento dos aços inoxidáveis duplex é superior aos ferríticos e austeníticos. São basicamente dois os motivos que explicam esse comportamento. O primeiro está relacionado com a constante K_y da relação de Hall-Petch, que é maior para os aços inoxidáveis dúplex conforme mostra a tabela 3.4. Em segundo lugar o tamanho de grão da ferrita e da austenita do aço inoxidável dúplex é normalmente menor que o dos ferríticos e austeníticos, gerando dessa maneira um efeito endurecedor maior.

Tabela 3.4 - Valor da constante K_y de Hall-Petch para três tipos de aços inoxidáveis.

Tipo do aço	K_y (Kg.mm ^{3/2})
Ferrítico	0,67
Austenítico	1,01
duplex	1,45

A ferrita determina o comportamento geral do aço inoxidável duplex à tração já apresentado por Floreen et al. [11], isto é, o limite de escoamento, a taxa de encruamento e a variação do limite de escoamento com a temperatura dos aços duplex são próximos daqueles dos aços ferríticos. Portanto é de se esperar que a fração volumétrica da ferrita também influa no limite de escoamento.

Ambas as fases inicialmente tem comportamento elástico até que a fase mais dúctil comece a escoar. Em estágio posterior, ambas deformam plasticamente. Além disso, o teor de nitrogênio do aço tem acentuada influência no comportamento das fases. Se ele for maior que 0,13% a ferrita é a fase mais dúctil, no caso do aço estudado. Estudos mostram que a austenita deforma-se plasticamente antes da ferrita, quando o teor de nitrogênio do aço estudado é da ordem de 0,02%.

As propriedades mecânicas são influenciadas pela anisotropia da microestrutura como estudado por Hutchinson et al. [12], o que é esperado uma vez que os aços duplex podem apresentar uma microestrutura lamelar. Foi mostrado que o limite de escoamento, nesse caso é aproximadamente 10% maior e o de resistência 7% maior quando o ensaio de tração foi realizado com corpos de prova retirados na direção transversal à de laminação, em comparação com os valores obtidos para a direção longitudinal. Esse efeito acontece principalmente devido a textura introduzida ou pela deformação plástica da

ferrita e da austenita ou pelo tratamento térmico de recozimento do que pelo efeito de reforço similar ao de um material composto reforçado por fibra.

3.4.4 Aspectos da co-deformação entre ferrita/austenita

Descrição formal da co-deformação.

A transmissão do escorregamento da fase CFC para CCC pode ser considerada análoga ao que ocorre no contorno de grão em uma liga de única fase e será influenciada pela orientação relativa do sistema de escorregamento nas duas fases. Pode ser controlado pela orientação inicial das fases ou orientação das fases após suficiente deformação para desenvolver textura.

Trabalhos experimentais sobre escorregamento ao longo de contornos de grão em materiais de fase única, definiram alguns critérios gerais necessários para prever o sistema de escorregamento no qual são mais prováveis serem ativados em um grão devido à ação de um sistema em um grão adjacente segundo Sinclair [13].

Esse critério pode ser exposto como:

1. A tensão crítica projetada de discordâncias nas proximidades do contorno deve ter um máximo em um sistema ativado.
2. O ângulo entre as linhas de intersecção entre os planos de escorregamento do sistema incidente e ativado deve ser mínimo no contorno; e
3. A configuração resultante no contorno pode ter uma mínima energia. Uma variedade de processos pode ocorrer para reduzir a energia do sistema, uma possibilidade seria na seleção de um sistema de escorregamento transmitido na fase CCC que produz um menor teor de discordâncias residuais no contorno.

Uma das dificuldades na aplicação dessas regras para a co-deformação de materiais de duas fases é que estas foram verificadas apenas sob condições de baixa deformação em materiais de fase única. Entretanto, essas condições podem ser extrapoladas para o caso de materiais CFC-CCC que exibem as relações de orientação de Kurdjumov-Sachs. Trabalhos em aços inoxidáveis dúplex mostram que o sistema de escorregamento ativado na ferrita é o qual é exatamente coincidente a um sistema de escorregamento CFC ($\{111\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ via relação de orientação K-S [14]. Na figura 3.3 tem-se um esquema de compatibilidade na deformação plástica de CCC/CFC.

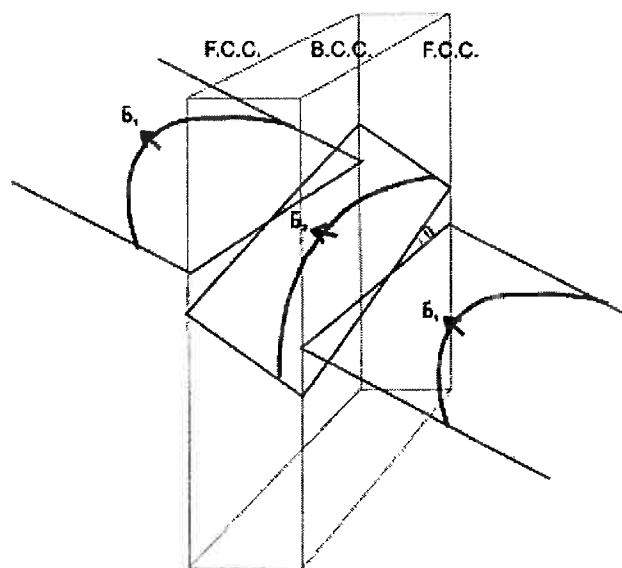


Figura 3.3 - Esquema dos parâmetros de compatibilidade na deformação plástica de uma liga de duas fases FCC/CCC por transmissão de escorregamento. A seleção de um sistema de escorregamento CCC devido ao escorregamento em um sistema FCC depende de (i) um sistema com a maior tensão resultante devido ao sistema FCC; (ii) o mínimo ângulo θ ; e (iii) mínimo vetor de Burgers residual no contorno $\vec{b}_r = \vec{b}_2 + \vec{b}_1$.

3.4.5 Microestrutura e nucleação de trinca em aços inoxidáveis dúplex

Durante a deformação plástica de um material de estrutura bifásica, o comportamento do fluxo das fases constituintes diferem significativamente comparado ao aspecto plástico de uma única fase. Assim como, o comportamento plástico macroscópico é frequentemente anisotrópico visto por Moverare et al. [14]. Há diversas origens para esta característica anisotrópica incluindo um efeito bem estabelecido da textura cristalográfica das fases constituintes e efeitos geométricos da microestrutura, tais como tamanho de

grão e morfologia das fases. Além dos efeitos de textura e morfologia, o caminho de deformação plástica pode afetar também o comportamento plástico macroscópico. Fabricação de partes com formas geométricas complexas por processos de estampagem é uma situação em que isto pode ocorrer. Uma microestrutura típica de aços inoxidáveis dúplex é mostrada na figura 3.4.

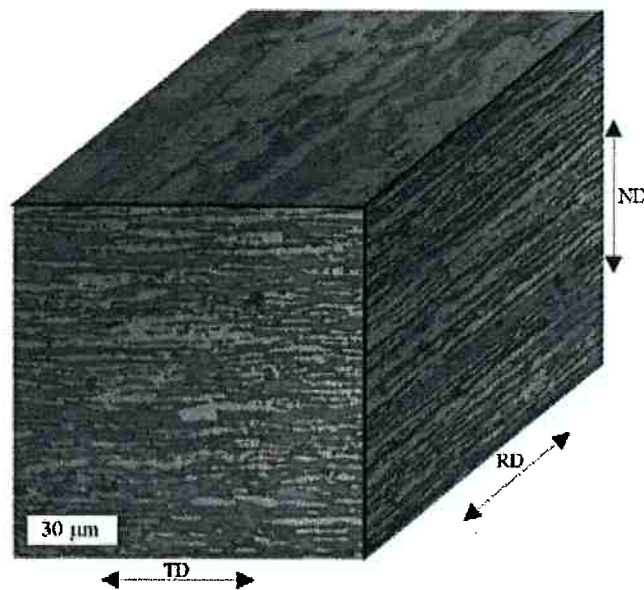


Figura 3.4 - Microestrutura do aço inoxidável dúplex SAF 2304..

Moverare et al. [14] estudaram que para um carregamento inicial na direção de laminação, ambas as fases se deformam plasticamente na mesma proporção, enquanto que na direção transversal, a austenita apresenta uma deformação plástica mais acentuada. Para uma carga aplicada na direção de 45° em relação a de laminação, a ferrita mostra-se mais susceptível a deformação plástica.

A fase austenita tem uma baixa Energia de Defeito de Empilhamento (EDE) e desenvolve uma estrutura planar durante a deformação. A fase ferrita exibe uma relativa alta Energia de Defeito de Empilhamento na qual pode ter

um sistema de escorregamento facilmente ativado durante deformação. Portanto, pode-se esperar que uma mudança no caminho de deformação irá influenciar as duas fases diferentemente.

O comportamento micro-mecânico e nucleação de dano foi estudado por Bugat [15] utilizando a técnica de EBSD. A morfologia local da fase é correlacionada com propriedades cristalográficas. Mapas de orientação para uma amostra plana identificaram grãos e sub-grãos, e estudaram a morfologia e orientação. Os dados adquiridos foram processados fornecendo uma imagem de grãos reconstruídos como mostrado na figura 3.5.

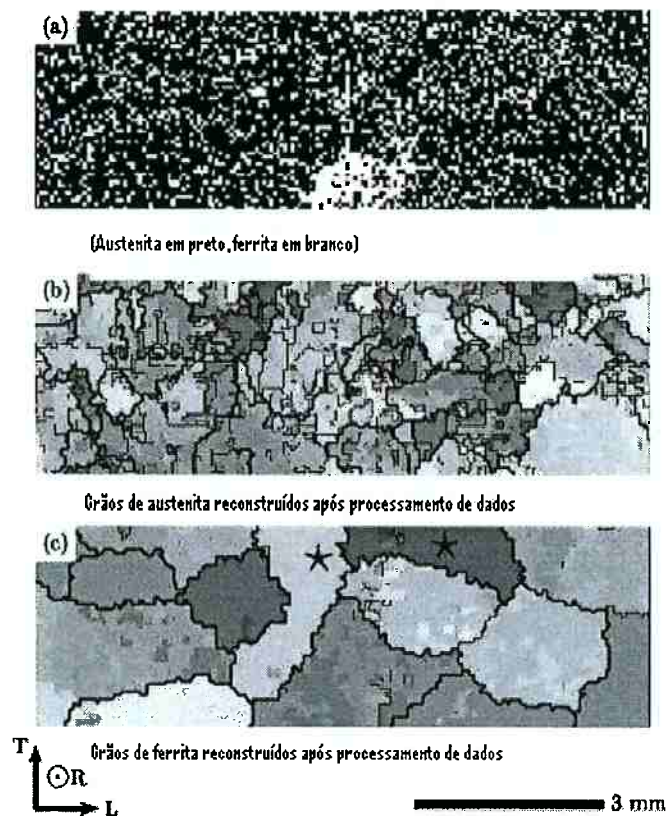


Figura 3.5 - (a) Dados indicando pontos de ferrita (branco) e de austenita (branco), (b) grãos de austenita reconstruídos, (c) grãos de ferrita reconstruídos.

De acordo com Bugat et al. [15] grãos de ferrita são cercados por finas e contínuas camadas de austenita, sendo que os contornos da ferrita são locais preferenciais para nucleação da austenita durante uma transformação em fases sólida. Dentro de cada grão de austenita pode ser encontrado alguns contornos de sub-grão. Os grãos de ferrita seriam ligeiramente mesorientados, um dado grão de austenita pode facilmente crescer em dois diferentes grãos de ferrita e manter a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs (K-S) com ambos. A figura 3.6 mostra que a trinca é iniciada em regiões onde a incompatibilidade de deformação entre ambas as fases é de grande influência, assim generalizando, locais de alta concentração tensão. A região altamente deformada teve um Fator de Schmid médio igual a 0,4, e sua vizinhança cerca de 0,05 (zona menos deformada).

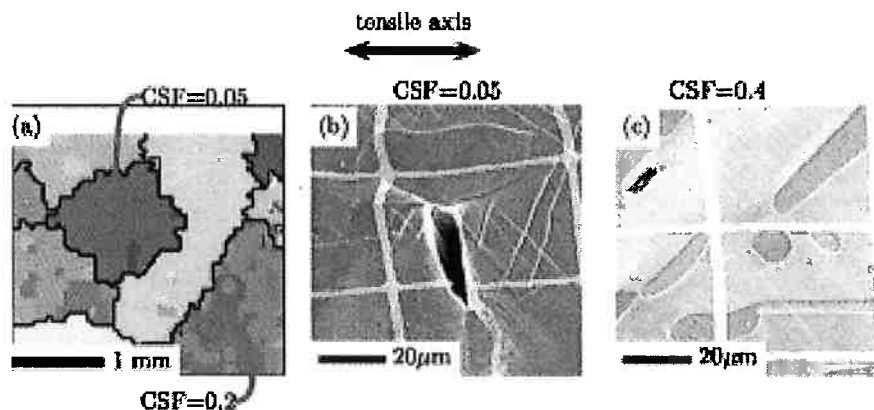


Figura 3.6 - (a) primeira zona de dano observada, (b) área de dano com um baixo CSF exibindo um escorregamento descontínuo, (c) área não danificada com um alto CSF exibindo escorregamento contínuo. (CSF, Fator de Schmid do sistema comum de escorregamento para fases ferrita e austenita).

Portanto, com a texturização dos grãos de ferrita, a mesorientação da estrutura dentro do grão permanece limitada. São cercados por uma fina

camada contínua de austenita que possui uma morfologia irregular e que pode crescer em vários grãos de ferrita. A trinca preferencialmente começa em locais onde o sistema de escorregamento comum ao bicristal tem um baixo fator de Schmid.

3.5 Caracterização do aço inoxidável dúplex W.Nr. 1.4462 “como recebido”

O material em estudo já foi estudado em trabalhos anteriores e sua caracterização é aqui apresentada. De acordo com a literatura [16], a estrutura do material como recebido, composta de fibras de austenita em uma matriz ferrítica, é mostrada na figura 3.7.

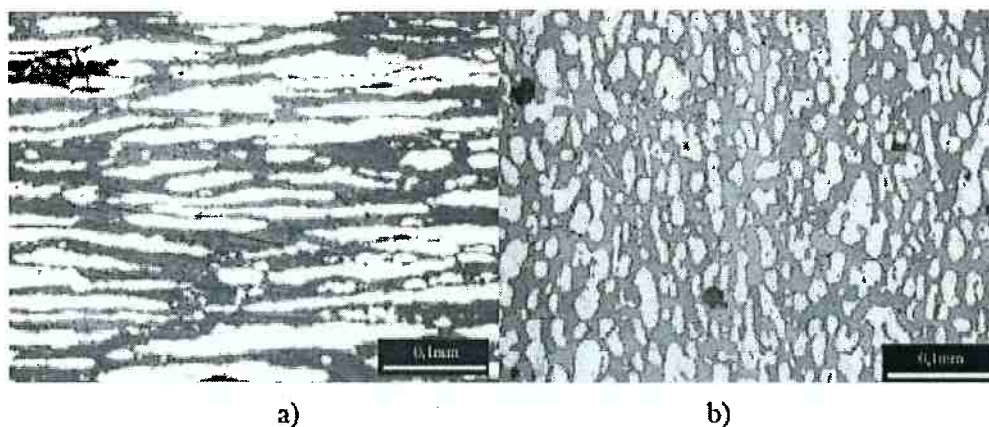


Figura 3.7 - Estrutura da amostra como recebida. Fase escura: ferrita; fase clara: austenita; a) direção de laminação; b) direção transversal. Ataque Behara.

As amostras como recebidas foram submetidas à análise por difração de raios-X, os difratogramas correspondentes às análises realizadas na amostra por Monlevade [16] estão nas figuras 3.8 e 3.9.

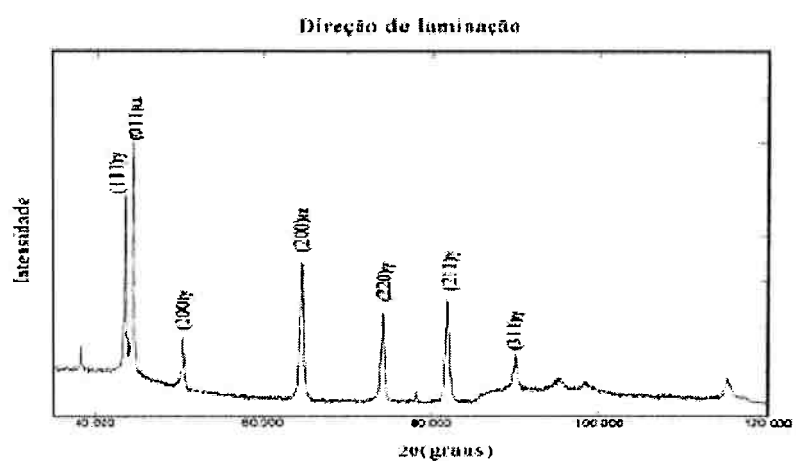


Figura 3.8 - Análise por difração de raios X do material como recebido – direção de laminação.

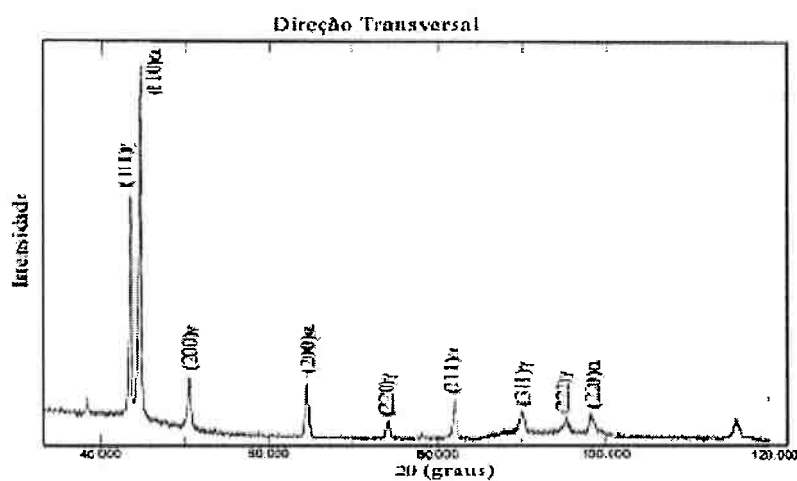


Figura 3.9 - Análise por difração de raios X do material como recebido – direção transversal.

A tabela 3.5 apresenta os parâmetros de rede calculados, os valores tabelados das fichas ICDD, e as frações volumétricas da austenita e da ferrita, medida por técnicas diferentes em Herrera Pulgarín [17].

Tabela 3.5 - Parâmetro de rede e frações volumétricas percentuais da ferrita e da austenita da chapa para o estado “como recebido”.

Fase	Parâmetro de rede, nm		Fração volumétrica, % em peso		
	Calculado	ICDD	Difração de raios X	Metalografia quantitativa	Ferritoscopia
Ferrita	0,2883	0,2884	45,04	45,4	40,3
Austenita	0,3607	0,3600	54,96	54,6	59,7

Herrera Pulgarín [17] determinou o diâmetro médio de grão e a microdureza de cada uma das duas fases. Como é apresentado na tabela 3.6.

Tabela 3.6 - Diâmetro médio de grão e micro-dureza da austenita e da ferrita.

Fase	Diâmetro de grão, μm	Microdureza, HV
Ferrita	7,4	252 $\pm$ 9
Austenita	5,8	270 $\pm$ 11

O material como recebido foi submetido à análise por EBSD para avaliação da textura, estudado por Monlevade [16] como mostrado na figura 3.10.

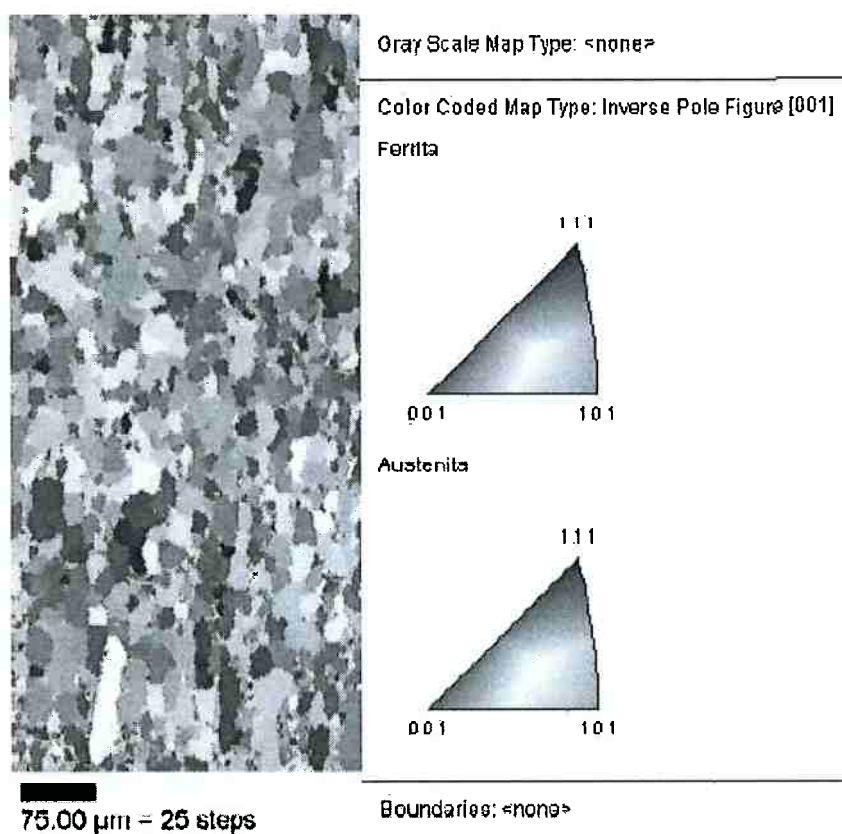


Figura 3.10 - Análise por EBSD do material como recebido; mapeamento de orientações.

4

Materiais e Métodos

4.1 Material

O material utilizado para estudo foi um aço inoxidável duplex do tipo DIN W.Nr. 1.4462 (UNS 31803). A tabela 4.1 [17] apresenta a composição analisada do aço investigado no presente trabalho.

Tabela 4.1 - Composição química (% em peso).

Aço Inox Dúplex	C	Cr	Ni	Mo	N	W	Nb	Si	P	S
W.Nr.1.4462	0,025	22,04	5,49	2,91	0,14	0,03	0,013	0,47	0,021	0,01

O aço em questão foi fornecido em forma de chapa laminada. Observado na direção de laminação, o material apresentava lamelas alternadas de ferrita e austenita. No entanto, a observação na direção transversal permitiu determinar que a estrutura era composta de fibras.

4.2 Corpos de prova para ensaio de tração

Os ensaios mecânicos de tração foram realizados com corpos de prova (tipo I) usinados segundo a norma ASTM E8M. Como a chapa laminada recebida possuía uma espessura de 9mm, então foi necessário dimensionar os corpos de provas de acordo com tal limitação. Como apresentado na figura 4.1.

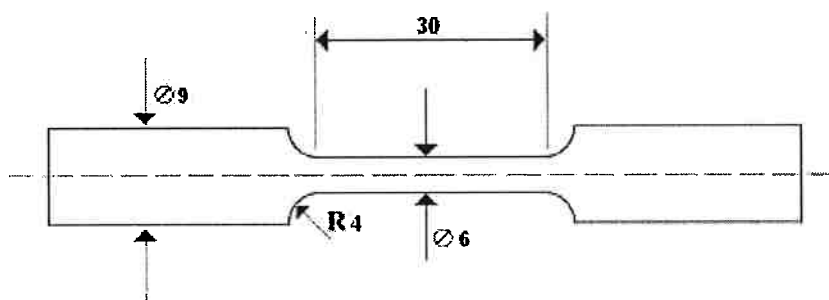


Figura 4.1 - Esquema do corpo de prova usinado segundo norma da ASTM E8M.

4.3 Procedimento do ensaio mecânico

O ensaio de tração foi realizado em uma máquina KRATOS modelo - K 10.000, onde adotou-se o seguinte procedimento:

Inicialmente como trata-se de um aço de alta resistência foi feito uma estimativa dos parâmetros de entrada no software da máquina, a partir de um limite de escoamento de um material similar divulgado na literatura [10]. Após essa etapa preliminar, foi realizado um teste padrão consistindo na ruptura completa do corpo de prova para um conhecimento preliminar do comportamento mecânico do material. Pela curva tensão x deformação obtida foi possível fazer o teste subsequente, em que o ensaio foi interrompido ao se atingir uma carga aproximadamente correspondente ao limite de resistência do material (caracterização da região plástica na deformação uniforme). O último ensaio foi interrompido em um ponto após a queda da carga, imediatamente antes da ocorrência da fratura (caracterização da região plástica localizada, ou seja, do regime instável de deformação).

4.4 Preparação das amostras para investigação microestrutural

Os corpos de prova ensaiados foram cortados na região periférica à estrição e em seguida, um novo corte na seção longitudinal. As amostras foram encaminhadas para análise da microestrutura desenvolvida nessas regiões. Um esquema é apresentado na figura 4.2.

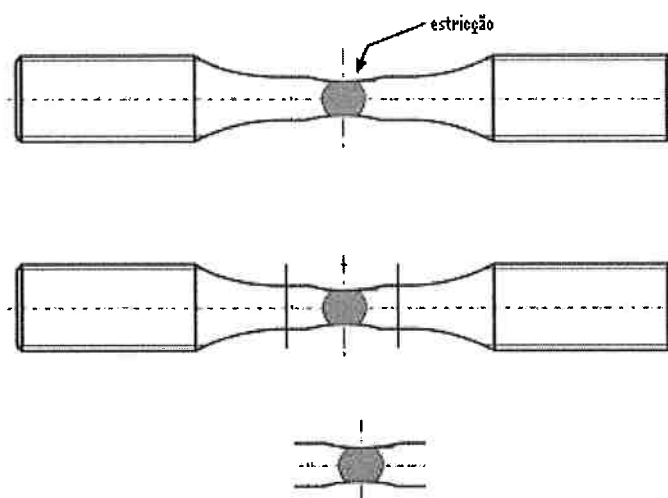


Figura 4.2 - Esquema da sequência de corte no corpo de prova.

4.4.1 Microscopia Eletrônica de Varredura

Na microscopia eletrônica de varredura os sinais de maior interesse para a formação da imagem são os elétrons secundários e os retroespalhados. A medida que o feixe de elétrons primários vai varrendo a amostra estes sinais vão sofrendo modificações de acordo com as variações da superfície. Os elétrons secundários fornecem imagem de topografia da superfície da amostra e são os responsáveis pela obtenção das imagens de alta resolução, já os retroespalhados fornecem imagem característica de variação de composição.

A superfície de fratura dos corpos de prova em estudo foram submetidas à análise por MEV em um microscópio Philips XL-30.

4.4.2 Preparação das amostras para microscopia ótica

As amostras foram embutidas na forma como mostra a figura 4.3 e lixadas a partir da lixa 320, para remoção da camada de óxido e da região próxima à superfície, prosseguindo-se até lixa 1000.

Em seguida, realizou-se polimento com pasta de diamante com 6 μm , 3 μm e 1 μm .

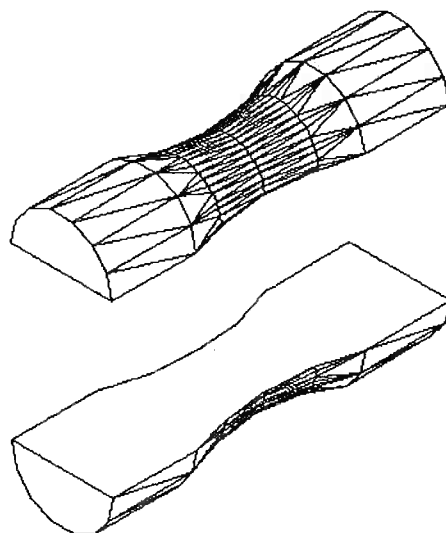


Figura 4.3 - Região da estrição embutida.

O ataque metalográfico foi feito de acordo com reagente descrito por Behara e Shpigler [18], cuja composição é dada na tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Composição do reagente metalográfico.

Componente	Quantidade
Água Destilada	100 mL
Ácido Clorídrico (HCl)	30 mL
Metabissulfito de potássio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$)	1 a 2 g para cada 100 mL de solução

5

Resultados e Discussão

5.1 Diagrama tensão – deformação

A Figura 5.1 apresenta a curva tensão-deformação obtida para o material ensaiado. A Tabela 5.1 apresenta os valores de limite de escoamento e de resistência determinados a partir desta curva.

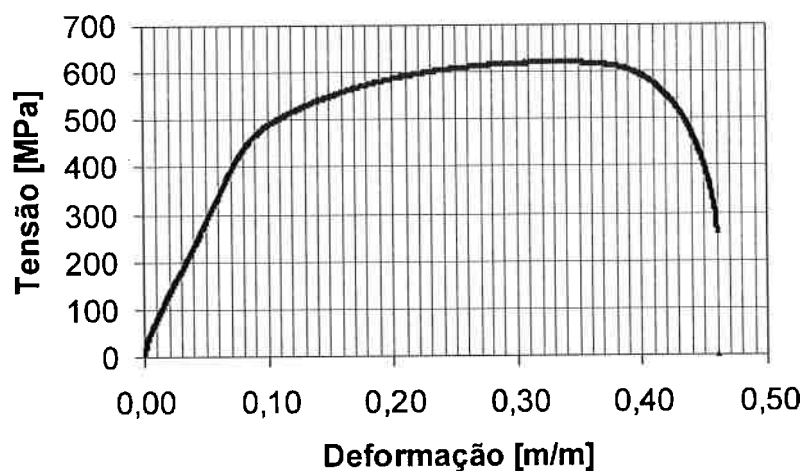


Figura 5.1 - Curva Tensão - Deformação do aço dúplex em estudo.

Tabela 5.1 - Dados obtidos da curva Tensão - Deformação.

Amostra	Área	LE (MPa)	LR (MPa)
Aço Dúplex	28.27	478.26	621.15

5.2 Análise Microestrutural

5.2.1 Microestrutura do material no estado “como recebido”

Conforme podemos verificar na figura 5.2, a microestrutura da chapa é composta de lamelas alongadas de ferrita e de austenita, a fase escura trata-se da ferrita e a fase clara da austenita.

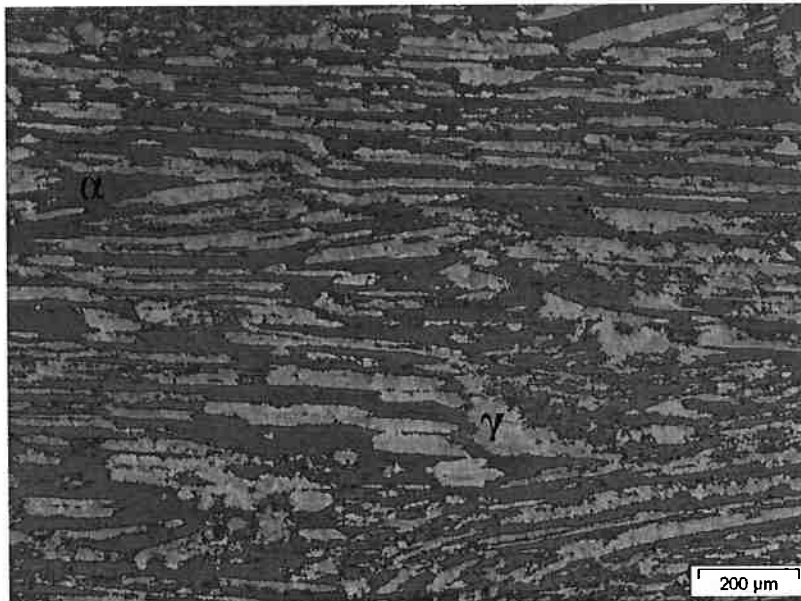


Figura 5.2 - Microestrutura da chapa na direção normal.

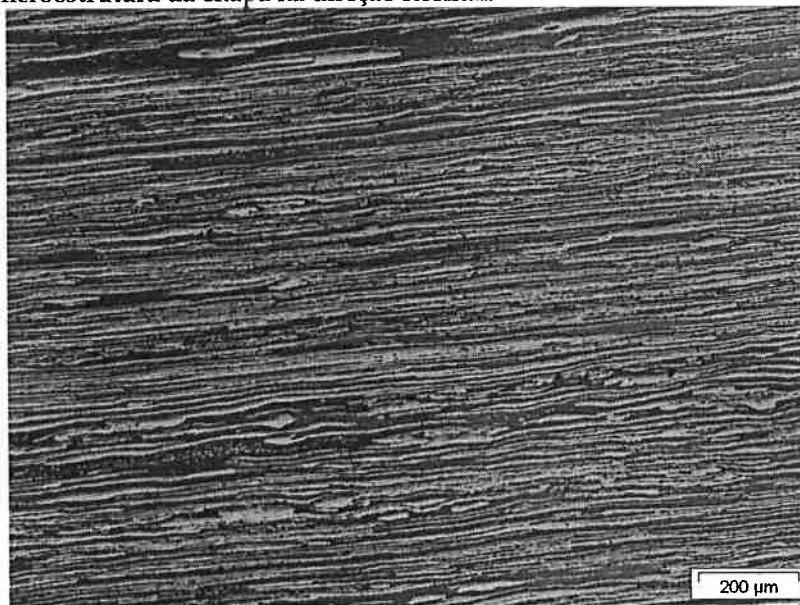


Figura 5.3 - Microestrutura da chapa na direção transversal.

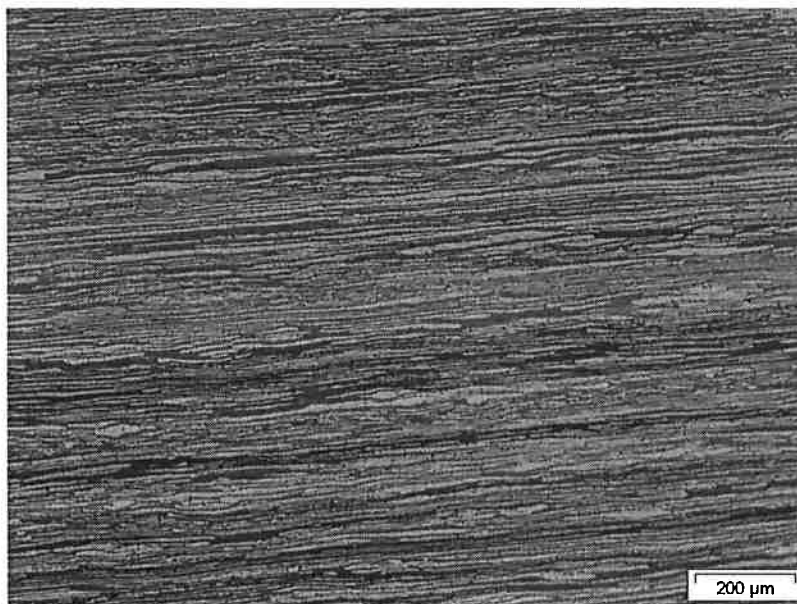


Figura 5.4 - Microestrutura da chapa na direção de laminação.

As lamelas são mais finas na direção transversal e na direção de laminação, de acordo com as figuras 5.3 e 5.4, respectivamente. Por meio dessas micrografias nota-se que a morfologia dos grãos é bastante irregular, principalmente observada pela imagem na direção normal da chapa, em que as ilhas de austenita se apresentam numa matriz ferrítica.

Um EDS da amostra tirado na direção normal da chapa (figura 5.5), confirma a proporção dos principais elementos na composição do aço dúplex.

Label A: aco duplex 14462

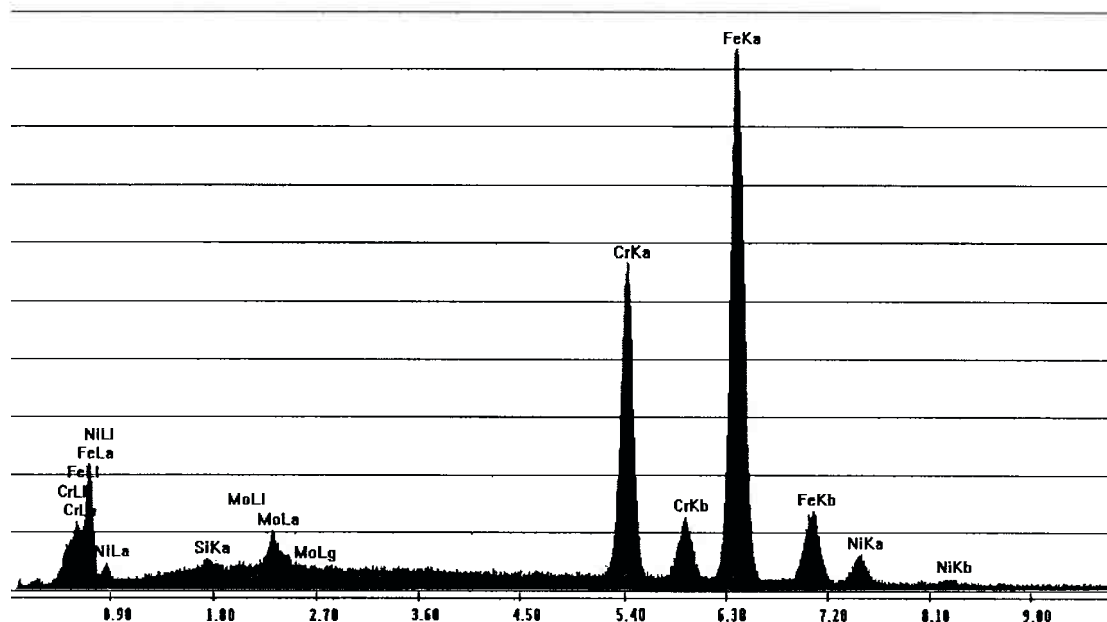


Figura 5.5 – EDS da chapa da direção normal.

5.2.2 Microestrutura após deformação plástica

Após serem feitos os ensaios de tração, os corpos de provas foram cortados na região central, retirando-se uma parte de cerca de 2 cm e, em seguida, cortada longitudinalmente, de modo a ser examinada a microestrutura nessa região. A figura 5.6 mostra o estado deformado antes da ocorrência da estrição, na direção normal.

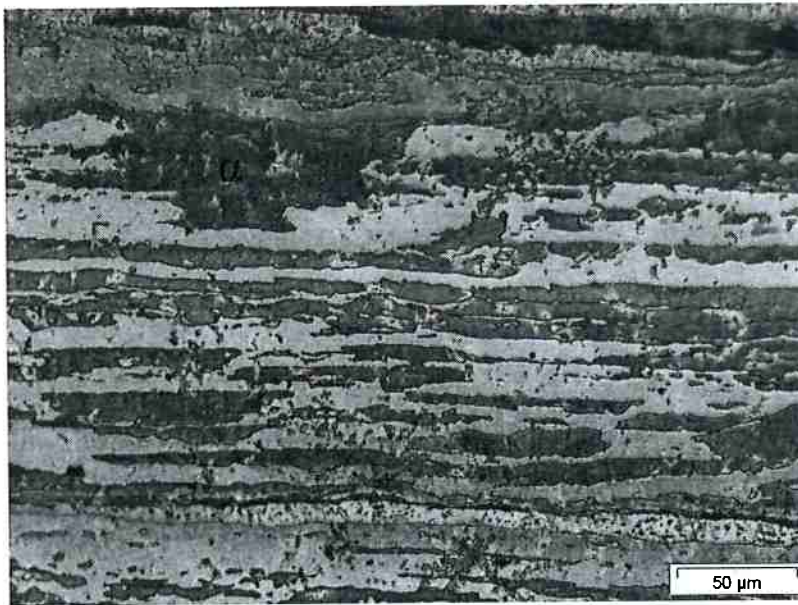


Figura 5.6 - Microestrutura no estado deformado, direção normal da chapa. Centro da amostra.

Ensaaios indicam que o dano é iniciado em regiões onde ocorra intensa incompatibilidade de deformações entre as fases, ou seja, pontos de concentração de tensão na microestrutura. Segundo Bugat *et al.* [15], grãos de austenita têm uma morfologia irregular já que um único grão pode crescer a partir vários grãos de ferrita. A trinca preferencialmente começa em áreas onde o sistema de escorregamento comum às duas fases próximo à interface α/γ tem um baixo fator de Schmid [15].

Como notamos na figura 5.7, é possível perceber micro-vazios dentro dos grãos de ferrita, assim como a existência de muitas irregularidades morfológicas nas proximidades da interface entre as fases o que evidencia seu comportamento frágil perante à austenita.

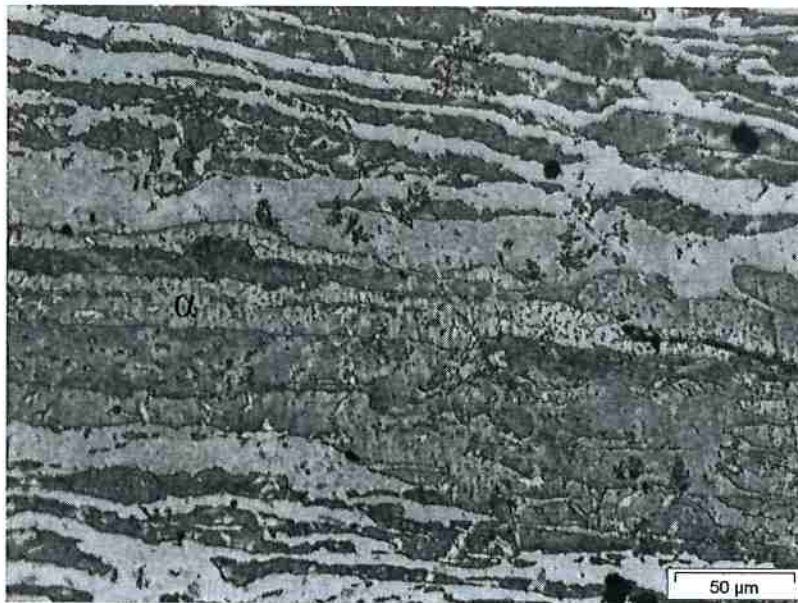


Figura 5.7 - Microestrutura no estado deformado, direção normal da chapa. Extremidade da amostra.

5.2.3 Microestrutura após início da estricção

Após a entrada do regime instável da deformação plástica, inicia-se a estricção, na qual a evolução da microestrutura é representada na forma de ábaco de acordo com a figura 5.8. Neste caso temos a seqüência de imagens relacionadas com a deformação antes de entrar na instabilidade plástica.

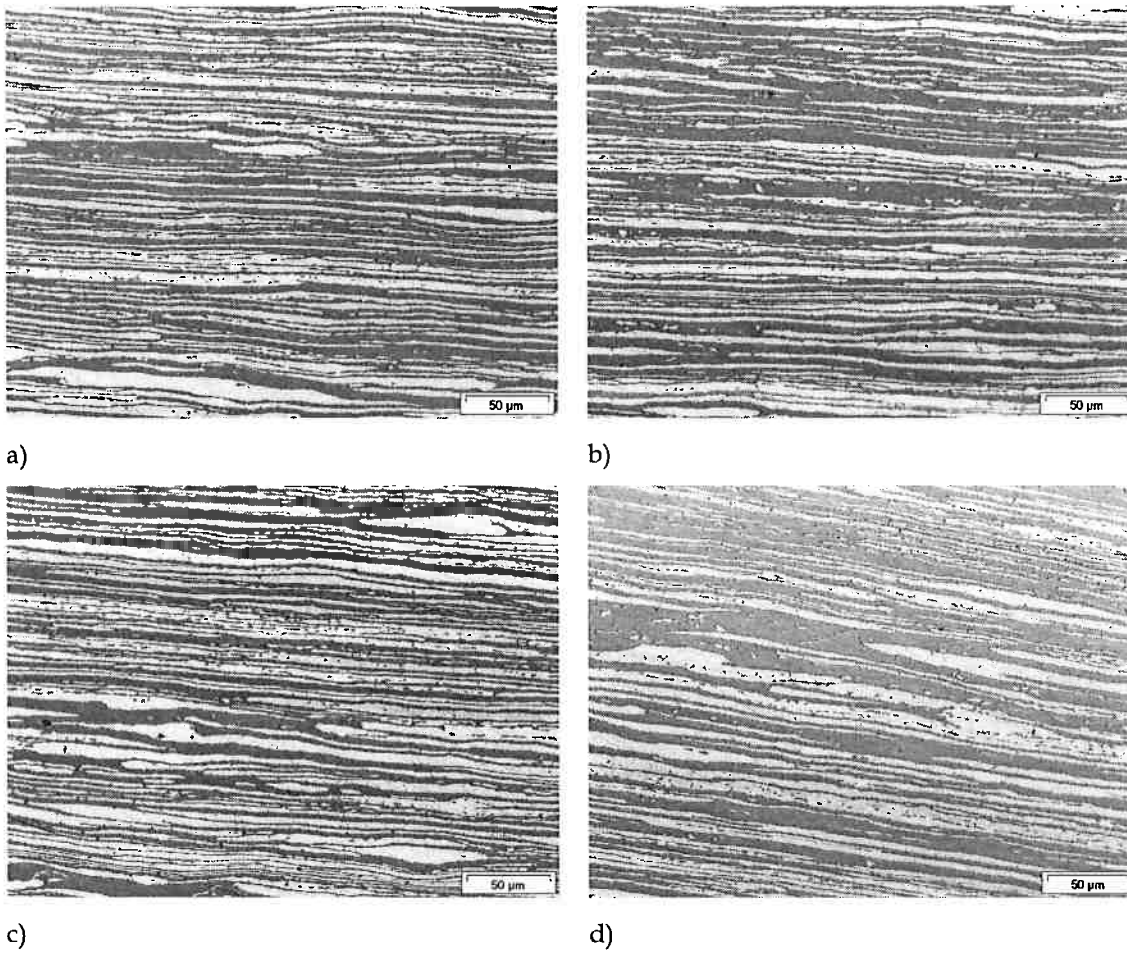


Figura 5.8 - Evolução da microestrutura antes da estricção, De (a) para (d).

No caso da figura 5.9, temos o início da transição de regime entrando-se na zona de estricção até a fratura do material.

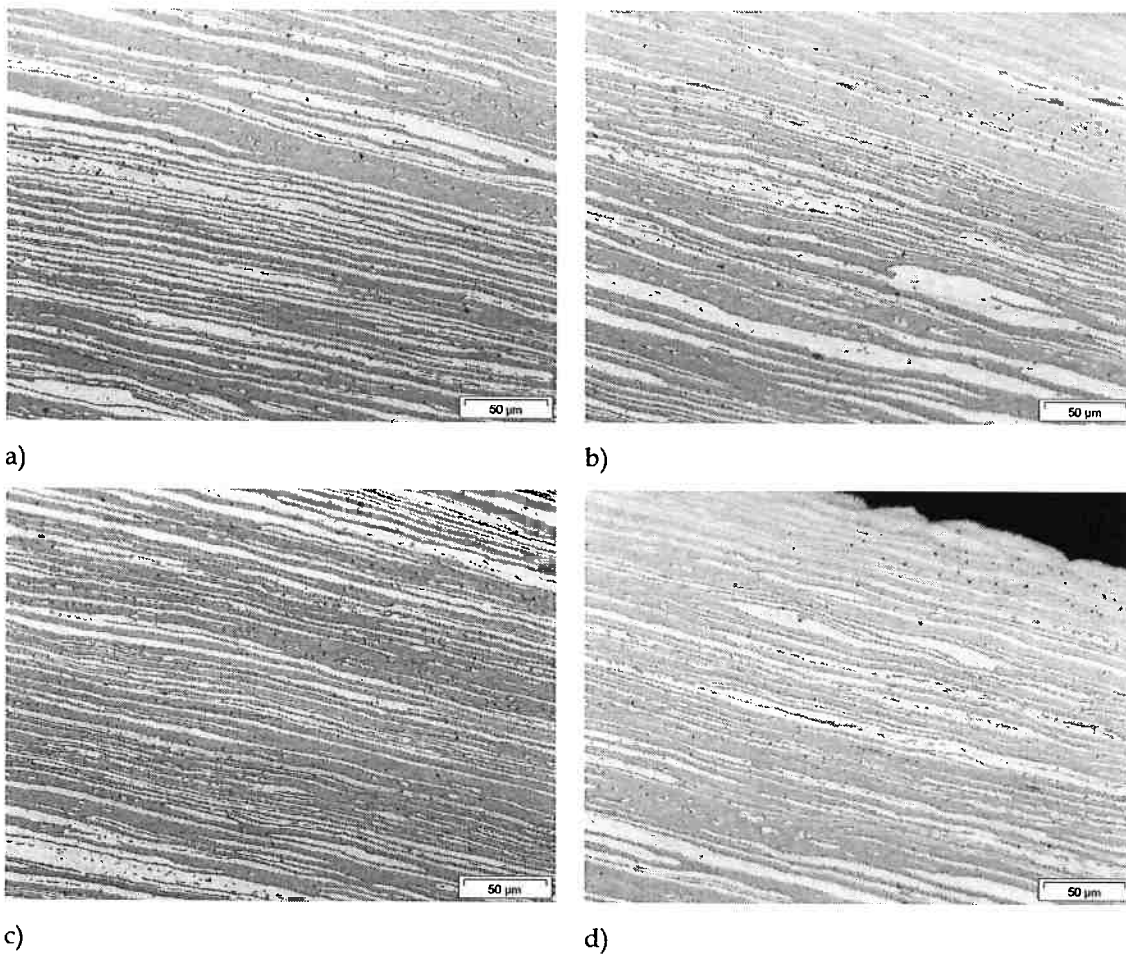


Figura 5.9 – Evolução da microestrutura após o surgimento da estrição, De (a) para (d).

Podemos notar, neste último caso, um forte alongamento dos grãos lamelares de austenita no decorrer da deformação durante sua estrição até a ocorrência da fratura.

5.3 Análise Fratográfica

A análise da superfície de fratura é um método para se identificar as razões da falha em um material, uma vez que o caminho percorrido pela trinca fornece informações importantes sobre sua origem e direção de propagação, além das distribuições de tensões no momento da fratura, as causas de sua iniciação, a interação da trinca com a microestrutura e a sequência de propagação da mesma.

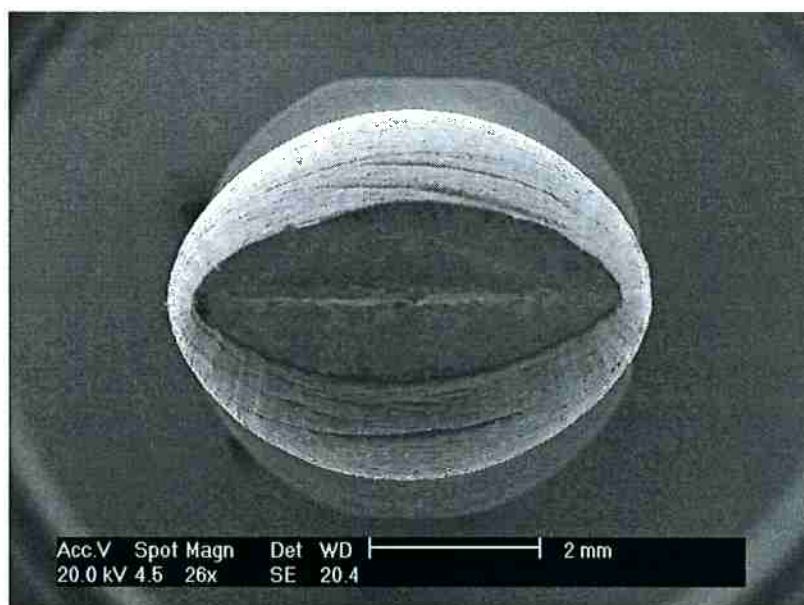


Figura 5.10 - Forma elíptica da superfície da região fraturada do corpo de prova de tração.

Os ensaios de tração mostraram que a estricção leva ao surgimento de uma importante anisotropia plástica, tornando a seção transversal do corpo de prova elíptica com pode ser visto na figura 5.10, fato devido a forte anisotropia

do material resultante da microestrutura lamelar. Sinclair e Embury [13] investigaram os principais aspectos da deformação mútua de materiais bifásicos. A figura 5.11 mostra o detalhe do fim da fratura na região em central do corpo de prova, como verificamos através do relevo no eixo maior da seção.



Figura 5.11 - Detalhe da região central da superfície fraturada.

A propagação rápida por clivagem representada pela figura 5.12 mostra a transição para o comportamento dúctil na proximidade da borda da seção de fratura.

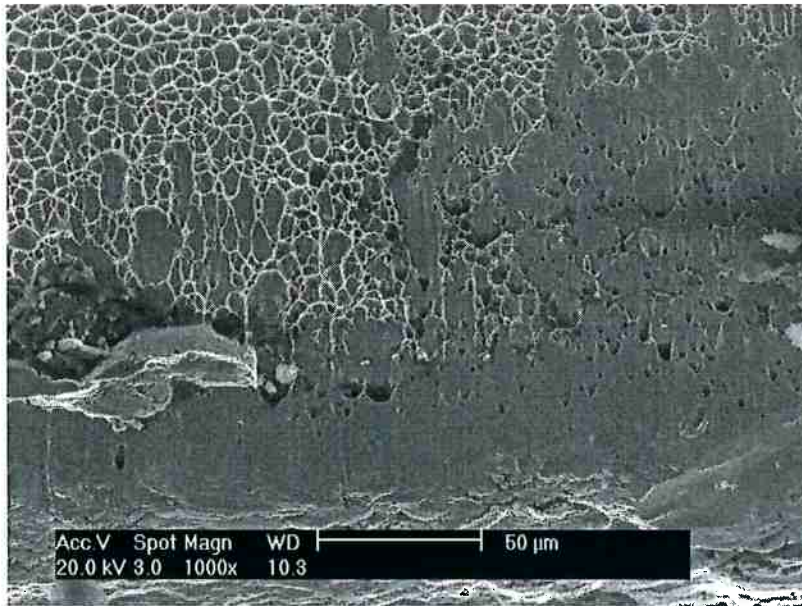


Figura 5.12 - Região da propagação rápida da trinca (parte plana).

Na região central da seção transversal da fratura, podemos observar claramente a alta ductilidade do material por meio da existência de dimples. No detalhe da figura 5.13, verificamos dimples já com uma formação bastante desenvolvida.

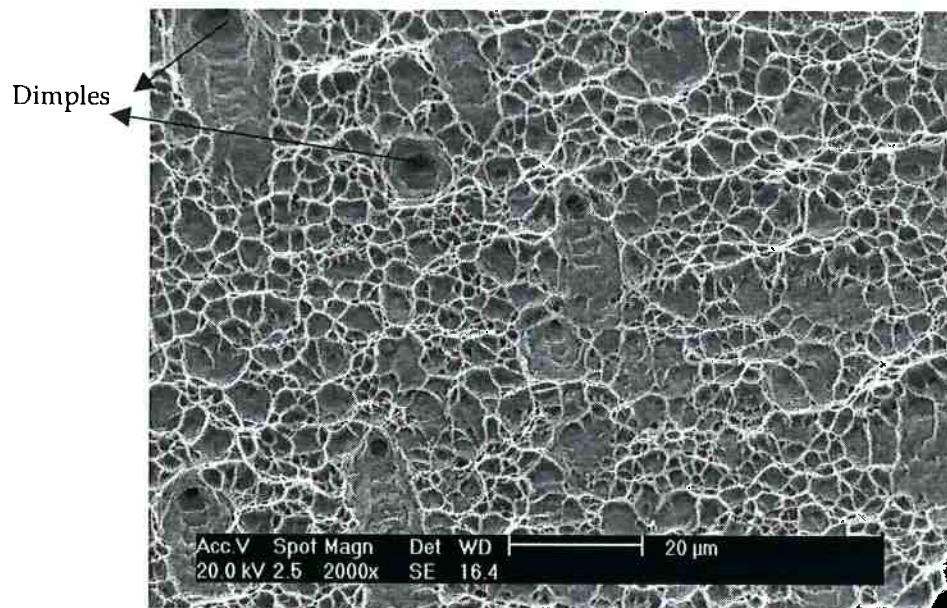


Figura 5.13 – Detalhe dos “dimples” desenvolvidos.

Ao observarmos a figura 5.14, é possível notar no detalhe uma região plana em que supostamente ocorreu fratura por clivagem.

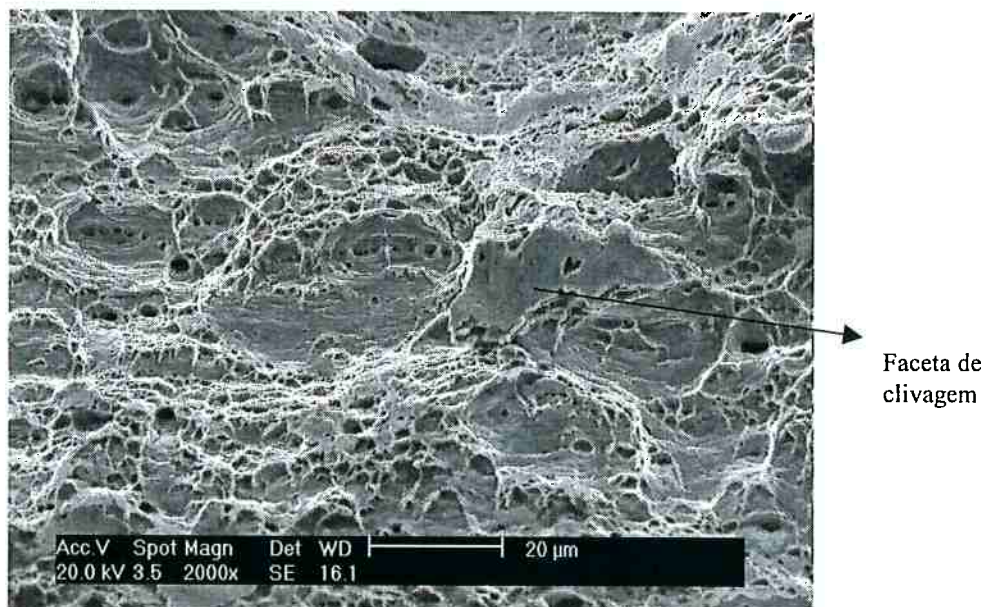


Figura 5.14 – Detalhe de local de clivagem.

5.4 Análise de Textura

A textura foi estudada através de macrotextura, medida por meio de ODF's analisadas para as fases ferrita e austenita. Nas ODF's, a orientação de um cristal é definida por três ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas que, aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] da célula cristalina do cristal, tornam os mesmos coincidentes com eixos DL,DT e DN, respectivamente, da chapa ou amostra do material.

5.4.1 Textura da amostra padrão

A figura 5.15 apresenta a ODF da ferrita na amostra padrão, sem deformação. A ferrita apresenta uma componente forte próxima do plano $(\bar{1}01)$ orientado nas direções [302] (TR=9), uma textura do tipo Goss, $\{001\}\langle 100\rangle$.

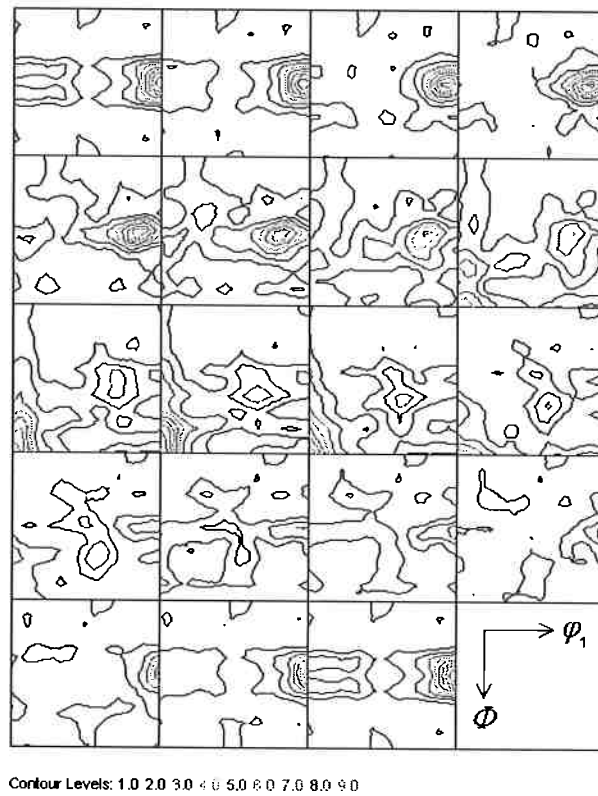


Figura 5.15 – ODF da ferrita da amostra padrão.

Nos caso da austenita (figura 5.16), encontramos a presença da fibra Brass e Goss, observando para $\varphi_2 = 0$.

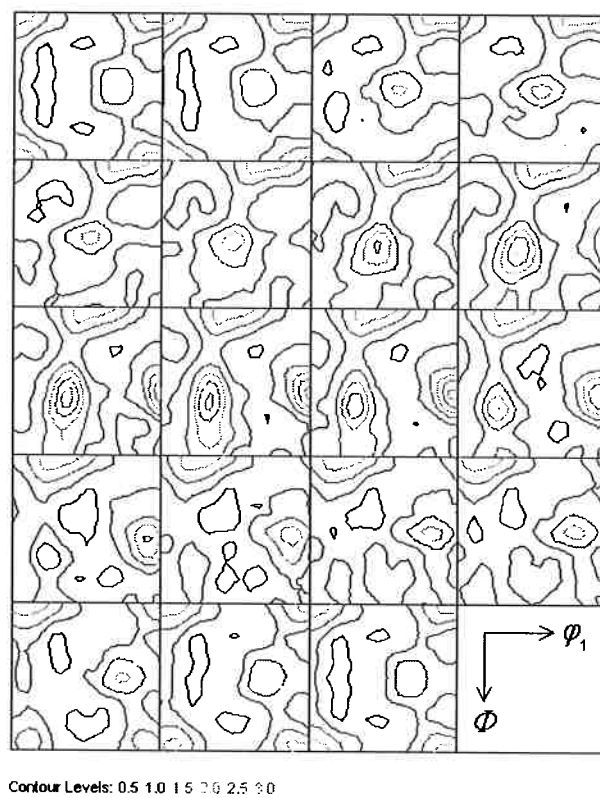


Figura 5.16 – ODF da austenita da amostra padrão.

5.4.2 Textura da amostra deformada antes da estrição

Com a deformação da amostra, podemos avaliar que observando a seção $\varphi_2 = 45^\circ$, encontramos a presença da fibra γ (trata-se de $\{111\} // \text{DN}$).

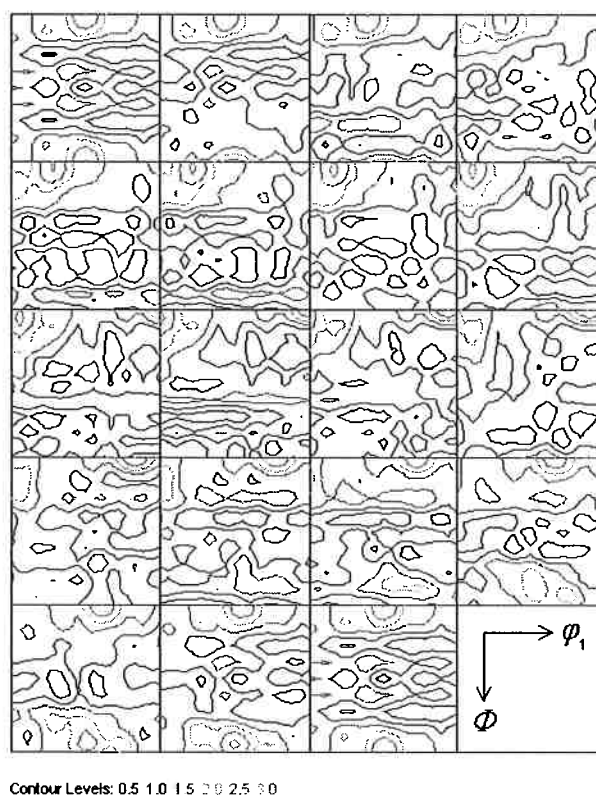


Figura 5.17 – ODF da ferrita da amostra sem estrição.

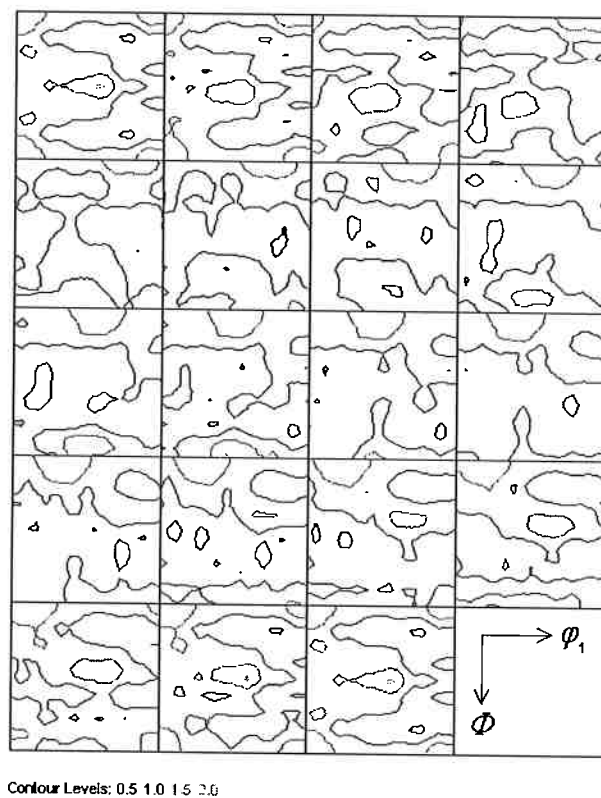


Figura 5.18 – ODF da austenita da amostra sem estrição.

A austenita apresenta um leve surgimento da componente Alumínio em $\varphi_2=65^\circ$ (figura 5.18).

5.4.3 Textura da amostra com estrição

A figura 5.19, mostra que a fibra γ teve um reforço com o surgimento da estrição.

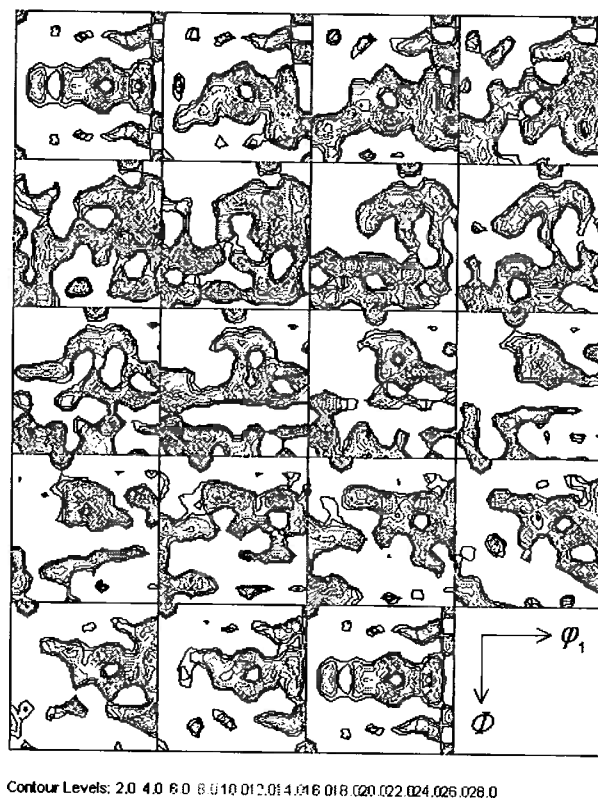


Figura 5.19 – ODF da ferrita da amostra com estrição.

Já no caso da austenita, a estrição fez com houvesse um fortalecimento da fibra Brass e uma leve tendência para a fibra Goss, como mostrado na figura 5.20.

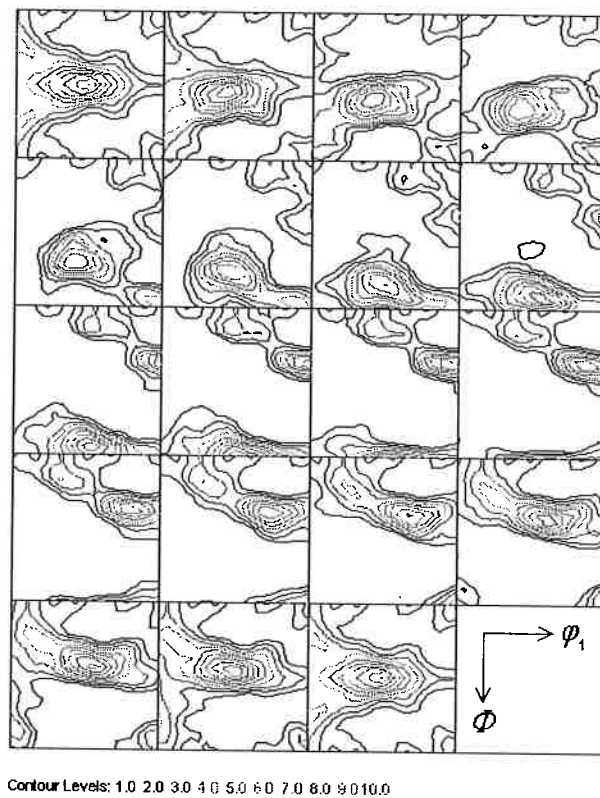


Figura 5.20 – ODF da austenita da amostra com estrição.

6

Conclusões

Observou-se o desenvolvimento de uma forte anisotropia plástica na chapa laminada de aço inoxidável dúplex após o surgimento da estrição, que transforma a seção circular inicial do corpo de prova em elíptica na região da fratura. A superfície de fratura apresenta micro-vazios, confirmando a característica dúctil da fratura.

As análises metalográficas demonstraram a grande irregularidade na interface entre os grãos de ferrita e austenita, este fato é comprovado pela micrografia da direção normal da chapa. Observações da microestrutura na (direção transversal à tração) durante a evolução da deformação e entrando na zona de estrição, mostram o forte alongamento dos grãos de austenita. Assim como, a mudança de direção do fluxo das lamelas. Este fato não é predominante ao se examinar microestrutura na direção normal de laminação. O que reforça o caráter anisotrópico do aço estudado.

O estudo de textura realizada por difração raios X, demonstra por meio das ODF's que a ferrita apresentou um fortalecimento da fibra γ com a deformação e a austenita propiciou um reforço da fibra Brass, uma leve tendência para a fibra Goss e um sutil surgimento da componente Alumínio.

7

Referências Bibliográficas

- [1] TEBECHERANI, C.T.P. Aços inoxidáveis.
http://www.pipesystem.com.br/Artigos_Tecnicos/artigos_tecnicos.html .
Acessado em 05/2006.
- [2] GRAJALES,D.H.M. Propriedades mecânicas e de superfície de aços inoxidáveis martensíticos de alto nitrogênio. Dissertação de mestrado EPUSP, 2001.
- [3] CUNHA,J.A.R.;BRANDI,S.D. Aços inoxidáveis duplex: considerações sobre sua soldabilidade e processos empregados.
- [4] BRANDI,S.D.;PADILHA,A.F. Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. II Seminário Brasileiro INOX 90, pg.135-143.

- [5] REICK,W;POHL,M;PADILHA,A,F. Os três tipos de fragilidade dos aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. I Seminário Brasileiro sobre aços inoxidáveis,pg.123-128.
- [6] POHL,M.;PADILHA,A.F. Aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. Nickel, N°8, Inst.Brasileiro de Informação do Chumbo, Níquel e Zinco, São Paulo, set.1989,pg.7.
- [7] Duplex/Superduplex - www.butting.de/english1/seiten/PDF/download/Duplex/DuplexGB.pdf . Ed. Butting Company. Acessado em 04/2006.
- [8] PROENÇA, S.P.B. Fundamentos dos mecanismos de deformação e ruptura. EESC/USP, São Carlos, 2001.
- [9] SOLOMON,H.D.;DEVINE,T.M. Keynote address: a tale of two phases. Duplex Stainless Steel Conference, ASM, EUA, pg. 693-755,1983.
- [10] BRANDI, S.D. - Estudo da soldabilidade de aço inoxidável dúplex DIN W.Nr. 1.4462 (UNS 31803). Tese de doutoramento EPUSP, 1992.
- [11] FLOREEN,S; HAYDEN.H.W - The influence of austenite and ferrite on the mechanical properties of two-phases stainless steel having microduplex structures. Trans. ASM, 61(3): 489-499, 1968.
- [12] HUTCHINSON, W.B. ; USHIODA, K.; RUNNSJO, G. - Anisotropy of tensile behavior in a duplex stainless steel. Mat. Sci. and Techn. , 1(9): 728-723, 1985.

- [13] SINCLAIR,C.W.; EMBURY, J. D.; WEATHERLY, G. C. - Basics aspects of the co-deformation of bcc/fcc materials. *Materials Science and Engineering A272* (1999) 90-98.
- [14] MOVERARE, J.J. ; ODÉN, M. - Deformation behavior of a prestrained duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A337* (2002) 25-38.
- [15] BUGAT,S.; BESSON,J.; PINEAU,A. - Microstructure and damage initiation in duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A317* (2001) 32-36.
- [16] MONLEVADE, E.F. - Relações de orientação resultantes da precipitação de austenita em ferrita em aço inoxidável duplex. Dissertação de mestrado, EPUSP, 2002.
- [17] HERRERA PULGARÍN, C.I. - Microestrutura e textura de fitas ("Tapes") de aço inoxidável duplex produzidas por solidificação ultra-rápida ("Melt-Spinning"). Dissertação de mestrado, EPUSP, 2003.
- [18] BEHARA, E. SHPIGLER, B. - *Color Metallography*. Metals Park, ASM, 1977, 164p.
- [19] FRÉCHARD,S; CLÉMENT,C; MARTIN,F; COUSTY,J. - AFM and EBSD combined studies of plastic deformation in a duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A418* (2006) 312-319.

- [20] ETTER,A.L.;BAUDIN,T.;MATHON,M.H.;SWIATNICKI,W.;PENELLE,R. - Stored energy evolution in both phases of a duplex steel as a function of cold rolling reduction. Scripta Materialis 54 (2006) 683-688.