

INFLUÊNCIA DA PRÉ-DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE UM AÇO INOXIDÁVEL
SUPERDUPLEX

ALICE BARRETO BEVITORI

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE
DARCY RIBEIRO – UENF
CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
FEVEREIRO-2010

INFLUÊNCIA DA PRÉ-DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE UM AÇO INOXIDÁVEL
SUPERDUPLEX

ALICE BARRETO BEVITORI

“Dissertação apresentada ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

Orientador: Prof. Dr. Luis Augusto Hernandez Terrones

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
FEVEREIRO-2010

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

13/2010

Bevitori, Alice Barreto

Influência da pré-deformação plástica na microestrutura e propriedades de um aço inoxidável superduplex / Alice Barreto Bevitori. – Campos dos Goytacazes, 2010.

xiv, 93 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) --Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2010.

Orientador: Luis Augusto Hernandez Terrones.

Área de concentração: Metalurgia física.

Bibliografia: f. 89-93.

1. Aço inoxidável duplex 2. Tensão 3. Comportamento mecânico 4. Comportamento microestrutural I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência

INFLUÊNCIA DA PRÉ-DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE UM AÇO INOXIDÁVEL
SUPERDUPLEX

ALICE BARRETO BEVITORI

“Dissertação apresentada ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

Aprovado em 10 de fevereiro de 2010.

Comissão Examinadora:

Prof. Dr. Sérgio Neves Monteiro – UENF/LAMAV

Prof. Dr. Eduardo Atem de Carvalho – UENF/LAMAV

Prof. Dr. João José de Assis Rangel – UCAM

Prof. Dr. Luis Augusto Hernandez Terrones – UENF/LAMAV
(Orientador)

Dedicatória

Dedico esta dissertação aos meus pais, Paulo e Célia, que foram penalizados com inevitáveis momentos de mau humor e aflição, frente a vários desafios enfrentados para a conclusão deste trabalho. Ao meu amor André, por ter sido testemunha de meus momentos de sacrifício, e também por toda dedicação, carinho, respeito e apoio.

Agradecimentos

Agradeço a Deus, meu *pai eterno*, pela sua fiel companhia em todos os momentos;

Aos meus pais, Paulo e Celia e ao meu irmão Otávio, pelo apoio e presença constante em minha vida;

Ao meu amor André, por todo carinho, compreensão e incentivo;

A todos os meus familiares, pelo carinho de sempre;

Ao orientador Luis Ausgusto Hernandez Terrones;

Aos professores do LAMAV, pelos ensinamentos prestados;

Ao técnico Carlan, pelo auxílio nos ensaios de tração;

Aos técnicos do laboratório de metalografia;

À Luciana e a Hellen pela paciência e boa vontade no MEV e ao Rômulo pela realização das análises de dureza e microdureza;

Ao professor Sergio Neves pela disposição em ajudar;

À minha amiga Isabela, companheira de curso, que me apoiou nos momentos mais difíceis e comemorou comigo todas as vitórias;

A todas as minhas amigas, em especial a Andréia, Fernanda, Leisiani, Rogéria, Isroberta e Kátia, pelas demonstrações de carinho e pelos momentos de descontração e lazer;

Aos professores que fizeram parte da banca.

Enfim, agradeço a todos que contribuíram e torceram pela conclusão deste trabalho.

Sumário

Índice de Figuras		ix
Índice de Tabelas		xii
Resumo		xiii
Abstract		xiv
Capítulo 1	- Introdução	1
Capítulo 2	- Objetivos e Justificativa	2
Capítulo 3	- Revisão Bibliográfica	3
3.1	<i>Aços inoxidáveis</i>	3
3.1.1	<i>Característica dos aços inoxidáveis</i>	3
3.1.2	<i>Classificação dos aços inoxidáveis</i>	4
3.1.3	<i>Microestrutura Austenítica-Ferrítica dos aços inoxidáveis duplex</i>	10
3.1.4	<i>Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex</i>	12
3.1.5	<i>Metalurgia física básica – Diagramas de fases ou de equilíbrio</i>	13
3.1.5.1	Sistema Fe-Cr	13
3.1.5.2	Sistema Fe-Cr-Ni	15
3.2	<i>Interfaces nos materiais</i>	17
3.2.1	<i>Contornos de grão</i>	18
3.2.1.1	Contornos de grão de baixo ângulo	18
3.2.1.2	Energia de contorno de grão	20
3.2.1.3	Movimento dos contornos de grão	21
3.2.1.3.1	<i>Forças motrizes do movimento dos grãos</i>	21
3.3	<i>Ensaio de tração</i>	23
3.3.1	<i>Propriedades determinadas a partir da curva $\sigma - \varepsilon$ engenharia</i>	24
3.3.1.1	Propriedades de resistência	25
3.3.1.1.1	<i>Módulo de elasticidade (E)</i>	25
3.3.1.1.2	<i>Rigidez</i>	26
3.3.1.1.3	<i>Tensão de escoamento (σ_e)</i>	26
3.3.1.1.4	<i>Limite de resistência máxima ou resistência à tração (σ_m)</i>	27
3.3.1.1.5	<i>Resiliência (U_R)</i>	27
3.3.1.1.6	<i>Tenacidade (U_T)</i>	28

3.3.1.1.7	<i>Ductilidade</i>	29
3.3.2	<i>A curva $\sigma - \varepsilon$ verdadeira</i>	31
3.4	<i>Deformação Plástica por Deslizamento</i>	34
3.4.1	<i>Sistemas de deslizamento</i>	36
3.4.2	<i>Deslizamento em monocristais</i>	37
3.4.3	<i>Deformação plástica em materiais policristalinos</i>	38
Capítulo 4	- Metodologia	41
4.1	<i>Material utilizado</i>	41
4.2	<i>Corpos de prova</i>	41
4.3	<i>Procedimento para preparação metalográfica da amostra</i>	42
4.3.1	<i>Lixamento</i>	42
4.3.2	<i>Polimento</i>	43
4.3.3	<i>Ataque</i>	43
4.4	<i>Ensaio de Tração</i>	43
4.5	<i>Microscopia Ótica</i>	44
4.6	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)</i>	44
4.7	<i>Dureza</i>	45
4.8	<i>Microdureza</i>	45
Capítulo 5	- Resultados e discussão	46
5.1	<i>Material como recebido (CR-1.0)</i>	46
5.1.1	<i>Comportamento Mecânico</i>	46
5.1.2	<i>Comportamento Microestrutural</i>	49
5.2	<i>Material pré-deformado 8,5% (CP-1.8,5)</i>	53
5.2.1	<i>Comportamento Mecânico</i>	53
5.2.2	<i>Comportamento Microestrutural</i>	55
5.3	<i>Material pré-deformado 15% (CP-2.15)</i>	60
5.3.1	<i>Comportamento Mecânico</i>	60
5.3.2	<i>Comportamento Microestrutural</i>	63
5.4	<i>Material pré-deformado 25% (CP-3.25)</i>	69
5.4.1	<i>Comportamento Mecânico</i>	69
5.4.2	<i>Comportamento Microestrutural</i>	73
5.5	<i>Comparação entre o comportamento mecânico dos quatro corpos de prova</i>	78
5.6	<i>Mecanismo e tipo de fratura</i>	80

5.6.1	<i>Material pré-deformado 25%</i>	80
5.7	<i>Deformação individual das fases</i>	84
5.7.1	<i>Material como recebido até sua pré deformação</i>	84
5.7.2	<i>Material pré-deformado até a sua ruptura</i>	86
Capítulo 6	- Conclusões	88
Capítulo 7	- Referências Bibliográficas	89

Índice de Figuras

Figura 1	Aço inoxidável martensítico	5
Figura 2	Aço inoxidável ferrítico	7
Figura 3	Aço inoxidável austenítico poligonal	8
Figura 4	Micrografia ótica da seção longitudinal do aço inoxidável superduplex 2507 do material como recebido	10
Figura 5	Diagrama de equilíbrio Fe-Cr	14
Figura 6	Diagrama Fe-Cr-Ni com 18% de Cromo, válido para teor de carbono inferior a 0,03%	15
Figura 7	Diagrama Fe-Cr-Ni para um teor de Ferro de 70%	17
Figura 8	Diagrama mostrando contornos de grão de baixo e de altos ângulos, bem como as posições atômicas adjacentes	19
Figura 9	Demonstração de como um contorno inclinado que possui um ângulo de desorientação θ resulta de um alinhamento de discordâncias em cunha	19
Figura 10	Representação esquemática do crescimento dos grãos através de difusão atômica	21
Figura 11	Contorno entre um grão recozido I, e outro trabalhado a frio, II	21
Figura 12	Elemento de superfície com curvatura cilíndrica	23
Figura 13	Curva tensão-deformação em um aço	24
Figura 14	Curva $\sigma_{eng}-\epsilon_{eng}$ esquemática mostrando o limite de escoamento	27
Figura 15	Comportamento tensão-deformação em tração para materiais frágeis (B) e materiais dúcteis (A) carregados até a fratura	30
Figura 16	Comparação entre os comportamentos típicos tensão-deformação de engenharia e tensão-deformação verdadeira em tração	32
Figura 17	Regiões de compressão (parte superior) e tração (parte inferior) localizadas ao redor de uma discordância aresta	35
Figura 18	A formação de um degrau sobre a superfície de um cristal pelo movimento de (a) uma discordância aresta e (b) de uma discordância espiral	35
Figura 19	Linhas de deslizamento na superfície de uma amostra policristalina polida e subsequente deformada	36
Figura 20	Deslizamento de um monocristal de zinco	36
Figura 21	(a) Um sistema de deslizamento $\{111\}\langle 110\rangle$ mostrado no interior de uma célula unitária CFC. (b) O plano (111) mostrado em (a) e três direções de deslizamento $\langle 110\rangle$ no interior daquele plano compreendem possíveis sistemas de deslizamento	37
Figura 22	Relações geométricas entre o eixo de tração, plano de deslizamento e direção de deslizamento usadas para calcular a tensão de cisalhamento resolvida para um monocristal	38
Figura 23	Alteração da estrutura do grão de um metal policristalino como resultado de uma deformação plástica. (a) Antes da deformação os grãos são equiaxiais. (b) A deformação produziu grãos alongados	39
Figura 24	O movimento de uma discordância à medida que ela encontra um	40

contorno de grão, ilustrando como o contorno atua como uma barreira à continuação do deslizamento. Os planos de deslizamento são descontínuos e mudam de posição ao atravessarem o contorno

Figura 25	Dimensões do corpo de prova	41
Figura 26	Corpo de prova preso na máquina para ensaio de tração	44
Figura 27	Material como recebido: (a) Corpo de prova antes do ensaio, (b) corpo de prova após o ensaio de tração e fratura na região 3	46
Figura 28	Curva tensão de engenharia, deformação de engenharia do material como recebido	47
Figura 29	Curva tensão-deformação verdadeira do material como recebido	47
Figura 30	Reta $\ln \sigma_v - \ln \varepsilon_v$ do material como recebido	47
Figura 31	Micrografias obtidas na região 3 do corpo de prova como recebido (a) Grãos alongados de ferrita e austenita e (b) Nota-se ausência de precipitados no interior e no contorno dos grãos	50
Figura 32	(a) Micrografia ótica obtida na região 3 da amostra com bandas de deslizamento na ferrita, (b) e (c) micrografia obtida em MEV da região 3 da amostra com trincas nos contornos de grão e interfaces	50
Figura 33	(a) e (b) Micrografias da região 4 da amostra com bandas de deslizamento e trincas nos contornos de grão e interfaces	51
Figura 34	(a) e (b) Micrografias da região 5 da amostra com bandas de deslizamento na ferrita	51
Figura 35	Curva tensão de engenharia-deformação de engenharia do material como recebido sendo pré-deformado plasticamente até 8,5%	53
Figura 36	Curva tensão-deformação de engenharia do material pré-deformado plasticamente 8,5% e logo ensaiado até a fratura	54
Figura 37	Curva tensão-deformação verdadeira do material pré-deformado plasticamente 8,5% e logo ensaiado até a fratura.	54
Figura 38	Curva $\ln \sigma_v - \ln \varepsilon_v$ do material pré-deformado plasticamente 8,5% e logo ensaiado até a fratura.	54
Figura 39	(a) Micrografia obtida em MEV da região 3 da amostra, antes do ensaio de tração, (b) Micrografia obtida em MEV com pré deformação de 8,5%, (c), (d) e (e) Micrografias obtidas em MEV do material deformado até a fratura	56
Figura 40	(a) Micrografia obtida em MEV da região 4 da amostra, após pré-deformação de 8,5%, (b), (c) e (d) Micrografias após o ensaio de tração	58
Figura 41	(a) Micrografia obtida em MEV da região 5 da amostra, após pré-deformação de 8,5%, (b) e (c) Micrografias após ensaio de tração	59
Figura 42	Curva tensão-deformação de engenharia do material como recebido sendo pré-deformado plasticamente até 15%	60
Figura 43	Curva tensão-deformação de engenharia do material pré-deformado plasticamente 15% e logo ensaiado até a fratura	61
Figura 44	Curva tensão-deformação verdadeira do material pré-deformado plasticamente 15% e logo ensaiado até a fratura	61
Figura 45	Curva $\ln \sigma_v - \ln \varepsilon_v$ do material pré-deformado plasticamente 15% e logo ensaiado até a fratura	61
Figura 46	(a), (b), (c), (d) e (e): Micrografias obtidas em MEV da região 3 da amostra, após pré-deformação de 15%, com diferentes aumentos	64
Figura 47	Micrografias obtidas em MEV da região 3 da amostra, após ensaio	65

	de tração, com diferentes aumentos	
Figura 48	(a), (b), (c) e (d): Micrografias obtidas em MEV da região 4 da amostra, após pré-deformação de 15%, com diferentes aumentos	66
Figura 49	Micrografias obtidas em MEV da região 4 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos	67
Figura 50	(a) e (b): Micrografias obtidas em MEV da região 5 da amostra, após pré-deformação de 15%, com diferentes aumentos	67
Figura 51	Micrografias obtidas em MEV da região 5 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos	68
Figura 52	Curva tensão-deformação de engenharia do material como recebido sendo pré-deformado plasticamente até 25%	69
Figura 53	Curva tensão-deformação de engenharia do material pré-deformado plasticamente 25% e logo ensaiado até a fratura	70
Figura 54	Curva tensão-deformação verdadeira do material pré-deformado plasticamente 25% e logo ensaiado até a fratura	70
Figura 55	Curva $\ln \sigma_v - \ln \varepsilon_v$ do material pré-deformado plasticamente 25% e logo ensaiado até a fratura	70
Figura 56	Variação das propriedades mecânicas em função das pré-deformações plásticas.	72
Figura 57	Micrografias obtidas da região 2 da amostra, após pré-deformação de 25%, com diferentes aumentos	73
Figura 58	Micrografias obtidas da região 2 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos	74
Figura 59	Micrografias obtidas da região 3 da amostra, após pré-deformação de 25%, com diferentes aumentos	74
Figura 60	Micrografias obtidas da região 3 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos	75
Figura 61	Micrografias obtidas da região 4 da amostra, após pré-deformação de 25%, com diferentes aumentos	75
Figura 62	Micrografias obtidas da região 4 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos	76
Figura 63	Comparação das curvas tensão de engenharia-deformação de engenharia para o CR-1.0, CP-1.8,5, CP-2.15 e CP-3.25	78
Figura 64	Comparação das curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira para o CR-1.0, CP-1.8,5, CP-2.15 e CP-3.25	79
Figura 65	Região 2: (a) material como recebido; (b) pré-deformado; (c) e (d) material até a ruptura	81
Figura 66	Região 3: (a) material como recebido; (b) pré deformado; (c) até a ruptura	82
Figura 67	Região 4: (a) como recebido; (b) pré deformado; (c) até a ruptura	83
Figura 68	Círculo 1: (a) material como recebido; (b) material pré deformado	84
Figura 69	Círculo 2: (a) como recebido; (b) pré deformado	85
Figura 70	Círculo 2: (a) como recebido; (b) pré-deformado	85
Figura 71	Círculo 3: (a) como recebido; (b) pré-deformado	86
Figura 72	Círculo 4: (a) como recebido; (b) pré-deformado	86
Figura 73	Círculo 1: (a) pré-deformado; (b) rompido	87
Figura 74	Círculo 2: (a) pré-deformado; (b) rompido	87

Índice de Tabelas

Tabela 1	Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis martensíticos	5
Tabela 2	Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis ferríticos	7
Tabela 3	Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis austeníticos	8
Tabela 4	Composição química ^(a) (% em peso) de alguns aços inoxidáveis duplex	9
Tabela 5	Energia do contorno de grão de alguns materiais	20
Tabela 6	Módulo de elasticidade de alguns metais e ligas à temperatura ambiente	26
Tabela 7	Módulo de resiliência de alguns materiais comerciais	28
Tabela 8	Tenacidade de algumas ligas	29
Tabela 9	Valores dos coeficientes de encruamento (<i>n</i>)	34
Tabela 10	Sistemas de escorregamento para metais com estruturas cristalinas cúbica de faces centradas, cúbica de corpo centrado e hexagonal compactada	37
Tabela 11	Composição química nominal do aço inoxidável superduplex 2507	41
Tabela 12	Condições dos corpos de prova para ensaio de tração	42
Tabela 13	Propriedades mecânicas do material como recebido, determinadas a partir do ensaio de tração	48
Tabela 14	Propriedades mecânicas calculadas a partir do ensaio de tração do material pré-deformado 8,5% e ensaiado até a ruptura	55
Tabela 15	Propriedades mecânicas calculadas a partir do ensaio de tração do material pré-deformado 15% e ensaiado até a ruptura	62
Tabela 16	Propriedades mecânicas calculadas a partir do ensaio de tração do material pré-deformado 25% e ensaiado até a ruptura	71

RESUMO

Os aços inoxidáveis superduplex se caracterizam por ter uma estrutura bifásica ferrítico-austenítica, com ilhas de austenita dispersa numa matriz ferrítica. Estes aços possuem porcentagens de ferrita e austenita de aproximadamente 50% de cada fase e características intermediárias entre estas fases, e é a interface ferrita-austenita que exerce uma grande influência nas excelentes propriedades mecânicas destes aços.

Neste trabalho avaliou-se as alterações microestruturais ocorridas no aço inoxidável superduplex 2507, dando ênfase nas interfaces e nas propriedades mecânicas, quando os corpos de prova foram submetidos a ensaios de tração em diferentes condições de pré-deformação. Para análise da variação microestrutural foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura.

A partir dos resultados obtidos observou-se que em determinado nível de deformação plástica, os grãos da fase ferrita se deformam em maior porcentagem do que os de austenita. As pré-deformações plásticas não melhoram as propriedades mecânicas do material e o encruamento não é um mecanismo para endurecer o material.

As bandas de deslizamento são perpendiculares à aplicação da carga e são formadas nos grãos da ferrita e em poucos grãos da austenita. Estas bandas de deslizamento são responsáveis pela ruptura do material, pois chegam a separar os grãos da ferrita em blocos e, o caminho da trinca para a fratura é inibido pela interface α/γ , seguindo pelos contornos α/α e γ/γ até a ruptura do material.

ABSTRACT

Superduplex stainless steels are characterized by a biphasic structure ferritic-austenitic, with islands of austenite dispersed in a ferritic matrix. These steels present percentages of ferrite and austenite of approximately 50% of each phase and intermediate characteristics between these phases and the interface is ferrite – austenite, which has a great influence in the excellent mechanical properties of steels.

In this work the microstructural changes in the superduplex 2507 steel, were evaluated emphasizing interfaces and mechanical properties when the samples were subjected to tensile tests in different conditions of pre-strain. For microstructural analysis of the variance it was used the Scanning Electron Microscope.

From the results obtained it was showed that at a certain level of plastic deformation, the grains of ferrite phase deform to a greater percentage than those of the austenite. The pre-plastic deformation do not improve the mechanical properties of the material and hardening is not a mechanism to harden the material.

The slip bands are perpendicular to the applied load and are formed in the ferrite grains and also in a few grains of austenite. These slip bands are responsible for the rupture of the material, as they are responsible for the separation grain from the ferrite block and the way the crack for fracture interface is inhibited by α / γ , following the contours α / α and γ / γ to the rupture of the material.

Capítulo 1 - Introdução

Aços inoxidáveis são uma família de aços desenvolvidos com o objetivo de encontrar materiais resistentes à corrosão em diversos meios. Estes aços são classificados freqüentemente de acordo com suas microestruturas em quatro grandes tipos: martensíticos, austeníticos, ferríticos e duplex (ferrítico-austenítico) (Callister, 2002).

Os aços inoxidáveis duplex são os desenvolvidos mais recentemente e estão microestruturalmente constituídos, por frações volumétricas aproximadamente iguais de austenita e ferrita, conseguido mediante um adequado processamento, através do correto balanço entre os elementos de liga. Sua principal característica é possuir uma microestrutura bifásica constituída de aproximadamente 50% de ferrita como matriz e 50% de austenita como fase dispersa (Moverare *et al.*, 2002). Esta microestrutura bifásica confere ao aço tanto boas propriedades mecânicas quanto excelentes propriedades de resistência à corrosão, e por isso, vêm a cada dia despertando maior interesse industrial. Esses atrativos o fazem bastante empregado nos mais diversos setores industriais como indústria de papel e celulose, de energia nuclear, de processamento, de petróleo e gás entre outras.

Além do adequado processamento durante a fabricação e adição de maneira balanceada de elementos de liga alfa-gênicos e gama-gênicos, um fator importante também nas excelentes propriedades mecânicas dos aços duplex, são o tamanho de grão das fases ferrita e austenita e o papel das interfaces, ou seja, contornos de grão entre a mesma fase (α/α) e (γ/γ) assim como também as interfaces α/γ . Levando em consideração que a matriz ferrítica é uma fase dúctil e suave a fase dispersa austenítica é considerada mais dura, e existirá, portanto um papel importante no comportamento desta interface durante a deformação plástica.

O nível da pré-deformação plástica também influencia na microestrutura e no encruamento do material.

Capítulo 2 - Objetivos e Justificativa

O objetivo do presente trabalho é avaliar o encruamento e as alterações microestruturais ocorridas em um aço inoxidável superduplex quando submetidos à tração uniaxial a temperatura ambiente. Será dada ênfase ao comportamento das interfaces α/γ e os contornos α/α e γ/γ como locais de nucleação e propagação das trincas. Também será avaliada a influência do nível da pré-deformação plástica (8,5 – 15 – 25%) no encruamento (n) do material. A técnica utilizada neste estudo foi o ensaio de tração e a caracterização do material foi feita por Microscopia Eletrônica de Varredura.

Do ponto de vista econômico o aço inoxidável superduplex é um aço utilizado na região Norte Fluminense, na indústria petrolífera e, do ponto de vista científico, é um novo material que está sendo objeto de muitas pesquisas científicas a fim de que suas propriedades sejam aprimoradas para melhor atender as exigências da ciência e tecnologia nas diversas áreas de aplicação.

Capítulo 3 - Revisão Bibliográfica

3.1 Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são materiais que apresentam excelentes propriedades, tais como alta resistência à corrosão, resistência mecânica elevada, baixa rugosidade superficial, entre outras (Armas *et al.*, 2006). Devido estas características os aços inoxidáveis são usados em aplicações que necessitem de elevada resistência ao ataque químico por diferentes meios. Existem, também, aplicações baseadas nas características mecânicas do material, tanto à temperatura ambiente como em baixa ou elevada temperatura, sua aparência, propriedades magnéticas e outras (Callister, 2002).

3.1.1 Característica dos aços inoxidáveis

Os aços podem ser classificados com relação à quantidade de carbono, composição química, constituição microestrutural e quanto à sua aplicação. Além do ferro e do carbono, os aços incorporam outros elementos químicos que podem ser prejudiciais ou adicionados intencionalmente para melhorar a resistência, ductilidade, dureza ou outra característica, ou para facilitar algum processo durante a fabricação (Callister, 2002).

O aço inoxidável é um aço de alta-liga com altos teores de cromo e níquel, podendo ultrapassar 20% (Callister, 2002). O cromo é o principal responsável pela resistência à corrosão destes aços. O efeito favorável do cromo é aparente mesmo quando uma pequena quantidade está presente na liga. Devido a isto que os aços com apenas 5% de cromo são muito mais resistentes à oxidação do que os aços comuns. Porém, o nome “aço inoxidável” é reservado para as ligas Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni contendo pelo menos 10 a 12%Cr, que é considerado o mínimo para se obter uma resistência à corrosão atmosférica razoável. O níquel desempenha um importante papel no que diz respeito à resistência à fluência, pois além de melhorar a resistência à corrosão do aço em alguns meios, tende a alterar a estrutura cristalina do material que passa a ser austenítica (cúbica de face centrada) para teores suficientemente elevados deste elemento. Esta mudança de estrutura cristalina do aço interfere nas suas características, particularmente nas suas

propriedades mecânicas, como a ductilidade, resistência mecânica à quente e soldabilidade (Modenesi, 2001).

Além dos componentes principais, Fe, Cr e Ni, os aços inoxidáveis, têm em menor quantidade, adições de outros elementos, como por exemplo:

- Molibdênio: é um elemento formador de ferrita e de carbonetos. Aumenta a resistência mecânica e à fluência à temperatura elevada. Tende a melhorar a resistência à corrosão geral em meios não oxidantes e a resistência à corrosão puntiforme em todos os meios (Matlakhov, 2008).
- Cobre: tende a aumentar a resistência à corrosão por via úmida (Modenesi, 2001).
- Silício: melhora a resistência à carburização a alta temperatura. Formador de ferrita (Modenesi, 2001).
- Alumínio: melhora a resistência à oxidação a alta temperatura. Forte formador de ferrita e nitreto. Pode ser usado em aços inoxidáveis ferríticos para estabilizar a ferrita. Em conjunto com o Titânio favorece o endurecimento por precipitação (Modenesi, 2001).
- Titânio: Forte formador ferrita, de carboneto e nitreto. Melhora a resistência mecânica a alta temperatura (Matlakhov, 2008).
- Nióbio: é um elemento estabilizador nos aços inoxidáveis, assim como o Titânio, impedindo o empobrecimento de cromo via precipitação em forma de carbonetos durante aquecimento e/ou resfriamento lento em torno de 700°C, que provocaria uma diminuição da resistência local à corrosão. Forte formador de carboneto e formador moderado de ferrita. Pode causar endurecimento por precipitação (Tebecherani, 2008).
- O manganês, o nitrogênio, o cobalto e o boro também podem ser adicionados ao aço para modificar e melhorar suas características, porém, são muito específicos (Tebecherani, 2008).

3.1.2 Classificação dos aços inoxidáveis

Com base na microestrutura apresentada pelos aços inoxidáveis, estes podem ser divididos em quatro principais classes:

- Aços inoxidáveis martensíticos: ligas Fe-Cr-C, com teor de cromo entre 12 e 18% (Modenesi, 2001). Sua microestrutura é constituída normalmente por grãos da martensita com morfologia de agulhas, conforme mostra a figura 1.

Podem ser austenitizados se forem aquecidos a uma temperatura adequada. São endurecíveis por têmpera e podem apresentar estrutura essencialmente martensítica em peças de grande espessura mesmo se resfriados ao ar calmo. A têmpera melhora a resistência à corrosão, pois faz com que seja evitada a precipitação de carbonetos. Tem resistência à corrosão inferior a dos outros tipos, sendo, porém, satisfatória para meios fracamente corrosivos (Matlakhov, 2008).

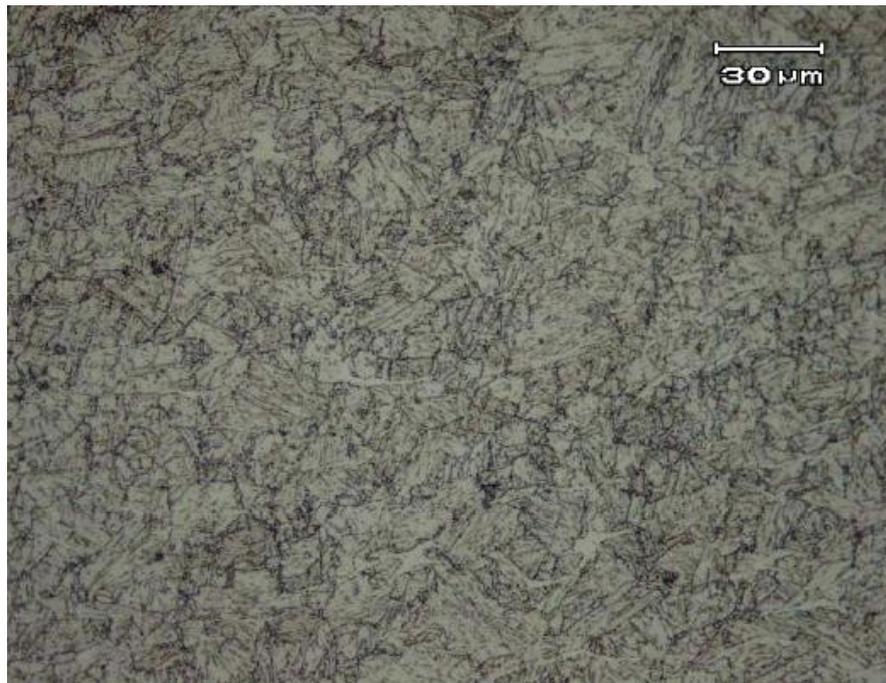


Figura 1: Aço inoxidável martensítico (Dias *et al.*, 2008).

A tabela 1 mostra os principais tipos de aços martensíticos, classificados de acordo com a AISI, e suas principais aplicações (Chiaverini, 1977 *apud* Modenesi, 2001).

Tabela 1: Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis martensíticos (Modenesi, 2001).

Tipo AISI	C	Cr	Ni	Outros elementos	Propriedades gerais e aplicações típicas
403	0,15 max.	11,5 13,0	—	Si: 0,50 max. Mn: 1,00 max.	Tipo turbina: para lâminas forjadas ou usinadas de turbina e compressor.
414	0,15 max.	11,5 13,5	1,25 2,50	Si: 1,00 max. Mn: 1,00 max.	Tipo turbina: para molas, lâminas de facas, etc.

420	0,15 min.	12,0 14,0	—	Si: 1,00 max. Mn: 1,00 max.	Tipo cutelaria: instrumentos cirúrgicos, mancais de esfera, válvulas, etc.
440A	0,60 0,75	16,0 18,0	—	Mo: 0,75 max. Si: 1,00 max. Mn: 1,00 max.	Tipo cutelaria e resistente ao desgaste: dureza elevada; para cutelaria, instrumentos cirúrgicos, válvulas, mancais anti fricção, etc.
440B	0,75 0,95	16,0 18,0	—	Si: 1,00 max. Mo: 0,75 max. Mn: 1,00 max.	Idem 440A
440C	0,95 1,20	16,0 18,0	—	Mo: 0,75 max. Si: 1,00 max. Mn: 1,00 max.	Idem 440A

- Aços inoxidáveis ferríticos: ligas Fe-Cr-C, com teor de cromo entre 12 e 30% (Modenesi, 2001). Até sua fusão, possuem estrutura predominantemente ferrítica. Não são endurecíveis por têmpera porque não podem ser completamente austenitizados. A micrografia da ferrita é composta por grãos homogêneos, conforme mostra a figura 2. Sua granulação só pode ser refinada por uma combinação adequada de trabalho mecânico e recozimento de recristalização. Possui boa resistência à corrosão e oxidação, inclusive a alta temperatura. No estado recozido, com uma granulação fina, sua ductilidade e tenacidade à temperatura ambiente podem ser consideradas satisfatórias (Matlakhov, 2008).

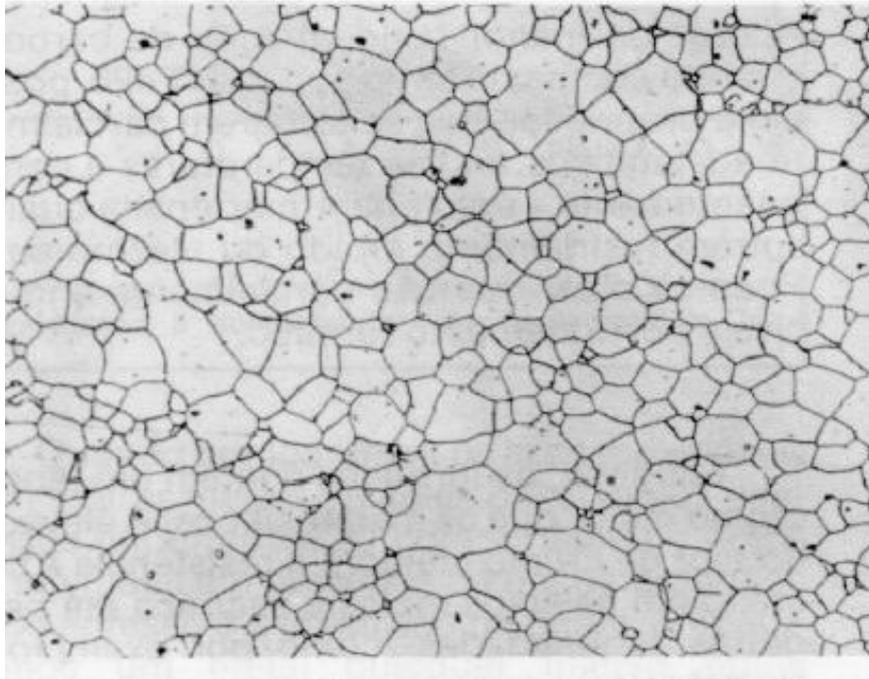


Figura 2: Aço inoxidável ferrítico (Tebecherani, 2008).

A tabela 2 mostra os principais tipos destes aços, classificados segundo a AISI (Chiaverini, 1977 *apud* Modenesi, 2001).

Tabela 2: Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis ferríticos (Modenesi, 2001).

Tipo AISI	C	Cr	Outros elementos	Propriedades gerais e aplicações típicas
405	0,08	11,5 13,5	Al: 0,10 a 0,30	Não endurecível devido à presença de Al; para tubos irrigadores, caldeiras, etc.
409	0,08	10,5 11,75	Ti: 6x %C min.	Não endurecível devido à presença de Ti, para sistema de exaustão de automóveis.
430F	0,12	14,0 18,0	P, S e Se: 0,07 min.	Variedade de usinagem fácil; para parafusos, porcas, ferragens, etc.
443	0,20	18,0 23,0	Cu: 0,90 a 1,25 Si: 0,75 max. Ni: 0,50 max.	Alta resistência à corrosão; para equipamento químico e aplicações em altas temperaturas, partes de fornos, etc.

- Aços inoxidáveis austeníticos: ligas Fe-C-Cr-Ni, com teor de Cr entre 16 e 30% e níquel entre cerca de 6 e 26%, embora existam ligas em que parte ou

todo o níquel foi substituído por manganês e nitrogênio (Modenesi, 2001). A estrutura é constituída de grãos poligonais, como se verifica na figura 3. Não são endurecíveis por tratamento térmico. São os mais numerosos e utilizados dos aços inoxidáveis e os que apresentam melhor soldabilidade e resistência geral à corrosão (Matlakhov, 2008).

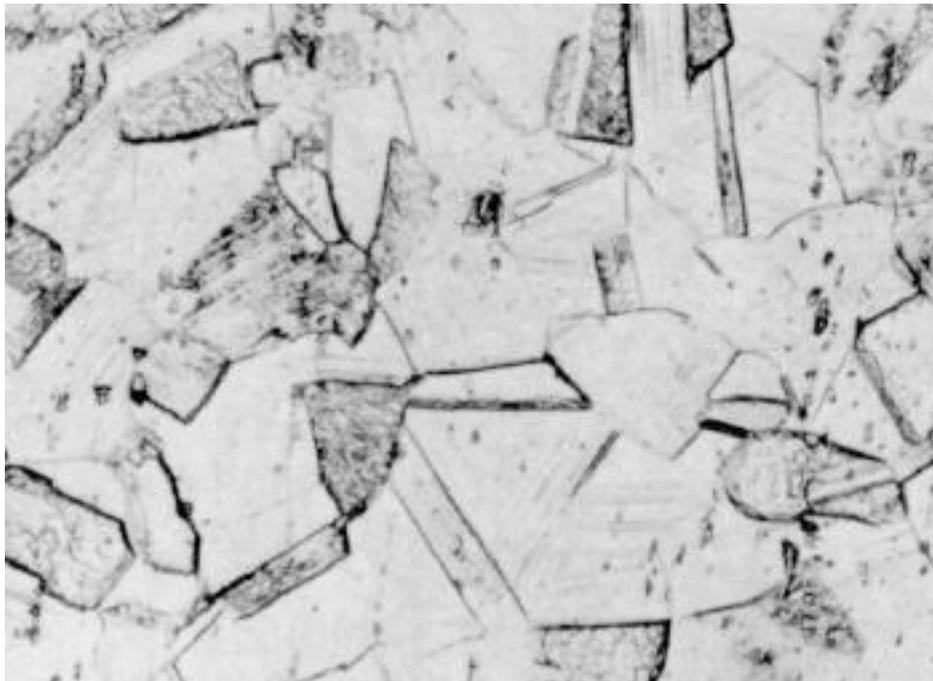


Figura 3: Aço inoxidável austenítico poligonal (Tebecherani, 2008).

A tabela 3 mostra os principais tipos destes aços, classificados segundo a AISI (Chiaverini, 1977 *apud* Modenesi, 2001).

Tabela 3: Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis austeníticos (Modenesi, 2001).

Tipo AISI	C	Cr	Ni	Outros elementos	Propriedades gerais e aplicações típicas
301	0,15	16,0 18,0	6,0 8,0	Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Tipo para aplicações gerais; boa trabalhabilidade; ornamentação, utensílios domésticos, fins estruturais, etc.
302B	0,15	17,0 19,0	8,0 10,0	Si: 2,0 a 3,0 Mn: 2,0 max.	Melhor resistência à formação de camada de óxido a altas temperaturas devido à presença de Si.
309S	0,08	22,0 24,0	12,0 15,0	Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Devido ao baixo C, permite soldagem com menor perigo de corrosão intercrystalina.

316	0,08	16,0 18,0	10,0 14,0	Mo: 2,0 a 3,0 Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Menor resistência à corrosão química; para equipamentos da indústria química, de papel, etc.
347	0,08	17,0 19,0	9,0 12,0	Nb: 10x %C min. Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Tipo 18:8, estabilizado para serviço a alta temperatura e onde se exige soldagem.

- Aços inoxidáveis duplex: também chamados de aços inoxidáveis ferrítico-austeníticos, são ligas quaternárias Fe-C-Cr-Ni, contendo de 0,08 a 0,25% de C, de 22 a 30% de Cr e de 3 a 8% de Ni (Modenesi, 2001). A estrutura destes aços, após o resfriamento relativamente rápido (sem têmpera), é composta por grãos ferríticos e austeníticos. Levam vantagens sobre os aços austeníticos, apresentando melhor resistência à corrosão, porém, são mais difíceis de serem conformados a quente (Matlakhov, 2008).

A tabela 4 mostra a composição química de alguns aços inoxidáveis duplex mais usados na indústria atualmente (Chiaverini, 1977 *apud* Modenesi, 2001).

Tabela 4: Composição química ^(a) (% em peso) de alguns aços inoxidáveis duplex (Modenesi, 2001).

Aço	Número UNS ^(b)	C	Cr	Ni	Mo	N	Outros
329	S32900	0,08	23,0	2,5	1,0		
			28,0	5,0	2,0		
2205	S32205	0,030	21,0	4,5	2,5	0,08	
			23,0	6,5	3,5	0,20	
2304	S32304	0,030	21,5	3,0	0,05	0,05	
			24,5	5,5	0,6	0,20	
255	S32550	0,04	24,0	4,5	2,9	0,10	1,5 – 2,5
			27,0	6,5	3,9	0,25	Cu

Observações: (a) Valores únicos indicam teores máximos

(b) UNS – Unified Numbering System – Sistema conjunto da ASTM e SAE baseado em uma letra (prefixo) e um conjunto de 5 números para a identificação de metais e ligas.

3.1.3 Microestrutura Austenítica-Ferrítica dos aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex se caracterizam por ter uma estrutura bifásica ferrítico-austenítica, com ilhas de austenita- γ (mais escuras) “embebidas” numa matriz ferrítica- α (mais claras) com porcentagens de ferrita e austenita de aproximadamente 50% de cada fase e características intermediárias entre estas. Na figura 4 observa-se uma micrografia na qual consegue-se distinguir as duas diferentes fases do aço duplex. Neste aço podem ser adicionados elementos como o nitrogênio, molibdênio, cobre, silício, manganês, carbono e tungstênio. Como o Cr e o Mo são estabilizadores de ferrita, e o Ni e o N são os elementos formadores e estabilizadores da austenita, a microestrutura do aço, à temperatura ambiente é formada de frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita (CCC) e austenita (CFC) (Johansson *et.al.*,1999).

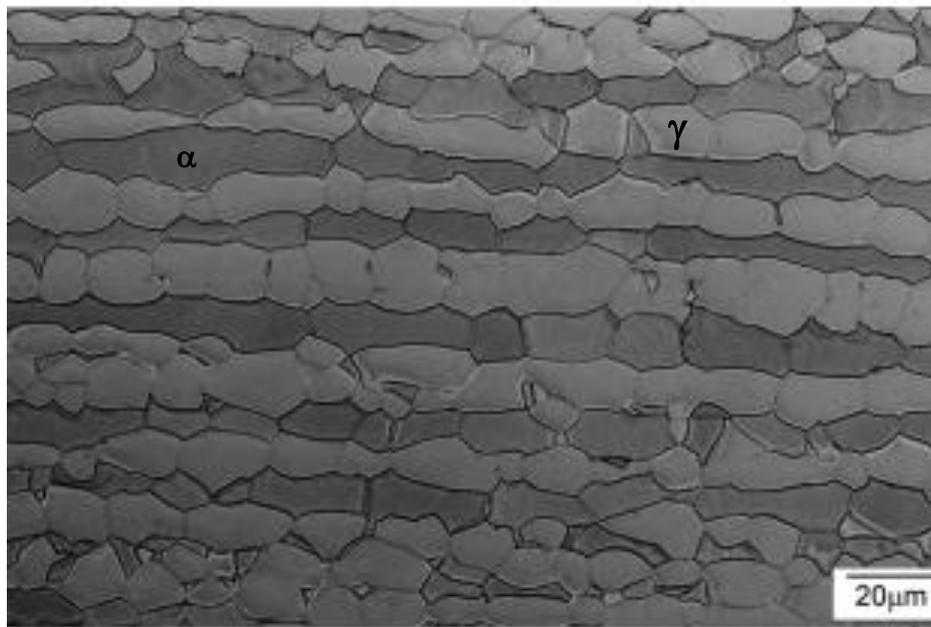


Figura 4: Micrografia ótica da seção longitudinal do aço inoxidável superduplex 2507 do material como recebido (Armas *et.al.*,2006).

A microestrutura duplex pode ser obtida através do balanceamento dos elementos de liga e de tratamento termomecânico. O balanceamento dos elementos de liga, nos aços inoxidáveis duplex tem, por objetivo, controlar os teores de elementos estabilizadores de austenita, ou gamagênicos, tais como níquel, carbono, nitrogênio e de elementos estabilizadores da ferrita, ou alfa gênicos, cromo, molibdênio e silício. Esses elementos constituem a composição química dos duplex.

O tratamento termomecânico é, usualmente, realizado em temperaturas entre 1000 e 1250°C. Nessa faixa de temperatura, os aços inoxidáveis apresentam um comportamento muito próximo do equilíbrio estável e metaestável, produzindo uma estrutura lamelar com grãos alongados na direção de laminação e composta por uma matriz ferrítica com ilhas de austenita (Senatore *et al.*, 2007).

O cromo e o níquel são elementos fundamentais no sentido de conferir elevada resistência à corrosão; o molibdênio entre 0,2 e 5% melhora a resistência à corrosão localizada e generalizada; o nitrogênio entre 0,1 e 0,35% melhora a resistência à corrosão localizada, além de aumentar a resistência mecânica; o cobre até 4% melhora a resistência à corrosão e favorece o endurecimento por precipitação; o tungstênio até 1,2% melhora a resistência à corrosão; o manganês entre 0,5 e 5% aumenta a resistência à corrosão e ao desgaste abrasivo; o silício entre 0,5 e 5% melhora a resistência à corrosão, ao calor e ao desgaste; o carbono aumenta as resistências mecânicas e ao desgaste (Lima, 2005).

O efeito da composição química na microestrutura é controlado pelas concentrações de elementos estabilizadores da fase ferrítica ($Cr_{\text{equivalente}}$) e da fase austenítica ($Ni_{\text{equivalente}}$). As expressões matemáticas que descrevem a influência dos elementos químicos no balanço microestrutural são descritas pelas equações 01 e 02 (Martins *et al.*, 2005).

$$Cr_{\text{eq.}} = (\%) Cr + [(1,5) \cdot (\%) Si] + [(1,4) \cdot (\%) Mo] + (\%) Nb - 4,99 \quad (\text{Eq. 01})$$

$$Ni_{\text{eq.}} = (\%) Ni + [30 \cdot (\%) C] + [(0,5) \cdot (\%) Mn] + \{26[(\%) N - 0,02]\} + 2,77 \quad (\text{Eq. 02})$$

Os aços inoxidáveis super duplex também possuem estrutura composta por duas fases cristalinas, da mesma forma que os aços inox duplex, porém com resistência equivalente à corrosão por pite (Potência de Redução ao Pite - PRE) acima de 40, onde a maneira de obtenção desse número é dada pela equação 03 (Martins *et al.*, 2005).

$$PRE = \%Cr + (3,3)\%Mo + (16)\%N \quad (\text{Eq. 03})$$

A decomposição da ferrita em austenita regenerada e em fase sigma resulta no enfraquecimento da resistência à corrosão por pites. Por longos períodos de envelhecimento grãos de austenita regenerada e partículas de fase χ precipitam-se na ferrita. A decomposição da ferrita é muito rápida por volta de 800°C e induz o aparecimento de austenita regenerada juntamente com fase sigma e nitretos de cromo. Esse crescimento de fases substitui a ferrita quando as condições de envelhecimento são favoráveis às suas estabilidades. A ferrita decomposta em fase

sigma, fase chi e nitretos é instável em temperaturas entre 500 e 1000°C (Amadou, 2000).

O aumento do teor de Cr e Mo e, portanto, aumento da resistência à corrosão é limitado pela precipitação de fase sigma. Aumentando-se a fração de nitrogênio o PRE, na equação acima, também aumenta. Além disso, foi constatado que o nitrogênio reduz a atividade do cromo e molibdênio, diminuindo, portanto a força de formação de fase sigma. Entretanto, aumentando-se a fração de nitrogênio é possível um futuro aumento no teor de cromo e molibdênio (Weber *et al.*, 1998).

Esses materiais são amplamente utilizados em aplicações marítimas, principalmente no processo de extração de petróleo nas plataformas “offshore” fixas ou flutuantes. Além da aplicação como parte estrutural dessas plataformas, eles constituem os componentes fundidos tais como: bombas de injeção, bombas “boosters” e bombas de incêndio.

3.1.4 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex

As propriedades dos aços inoxidáveis duplex estão diretamente relacionadas à quantidade, tamanho, morfologia e distribuição das fases e da textura. A quantidade das fases depende da composição química e do processamento do material. O tamanho, a morfologia, a distribuição e a textura das duas fases dependem essencialmente do tratamento térmico durante o processamento.

Quando os aços inoxidáveis duplex são expostos a temperaturas entre 300 e 1000°C algumas transformações de fases ocorrem, tais como precipitação de nitreto de cromo e fases intermetálicas como sigma, chi e austenita secundária (Lima, 2005).

A formação dessas fases compromete as propriedades mecânicas e decomposição desses materiais e, o efeito negativo da formação desses precipitados é devido a que eles consomem cromo da matriz, que é ferrítica, causando perda de resistência à corrosão e causando uma diminuição na ductilidade do material. Dessa forma é importante conhecer a metalurgia física dessas transformações e sua influência nas propriedades mecânicas do material (Lima, 2005).

A conformação à quente é o principal processo de fabricação dos aços duplex e, em geral, realizada entre 1000 e 1200°C. No final do processo é efetuado um tratamento térmico de solubilização entre 1000 e 1050°C, seguido de um

resfriamento até a temperatura ambiente. Uma microestrutura recristalizada, composta de lamelas alternadas de ferrita e austenita e isenta de precipitados é obtida (Lima, 2005).

Devido à presença das duas fases, ferrita e austenita, nos aços inoxidáveis duplex existe uma interface entre essas duas fases que contribui para a resistência mecânica desses aços. Os resultados da presença dessa interface são os elevados valores de resistência mecânica mantendo-se uma boa ductilidade. Um tamanho de grão pequeno aumenta tanto a resistência quanto a tenacidade do material. Além de alta resistência mecânica, o aço duplex possui muito boa resistência à fadiga, boa resistência ao impacto, muito boa resistência à corrosão geral, por pites, em frestas, sob tensão, por fendas, intergranular e por erosão (Cabrera *et al.*, 2003).

A microestrutura dos aços inoxidáveis duplex sofre uma evolução complexa durante o trabalho à quente. O comportamento mecânico destes aços quando submetidos à deformação a quente vai depender desta evolução da microestrutura adicionalmente à natureza da interface ferrita/austenita e ao modo de deformação.

A possibilidade de conformar plasticamente metais nas várias formas utilizadas é geralmente limitada pela ocorrência de deformação localizada ou fratura. As interações das condições de conformação plástica e as propriedades intrínsecas dos materiais podem definir as condições sob as quais é impossível distribuir uniformemente a deformação durante o trabalho com metais (Reis *et al.*, 2008).

3.1.5 Metalurgia física básica – Diagramas de fases ou de equilíbrio

Para o estudo da microestrutura das fases presentes em um sistema de ligas específico, tem-se informações explícitas no que se chama de diagrama de fases. Os diagramas de fases são úteis para prever as transformações de fases e microestruturas resultantes, que podem apresentar caráter de equilíbrio ou de ausência de equilíbrio.

Nos diagramas de fases em equilíbrio é possível observar as relações entre a temperatura e as composições das ligas indicando fases presentes e microestrutura, e composição química, e as quantidades de cada fase em condições de equilíbrio.

3.1.5.1 Sistema Fe-Cr

Na figura 5 é apresentado o diagrama de equilíbrio Fe-Cr, no qual se ressalta o fato do cromo ser estabilizante da ferrita (α) e tender a reduzir o campo de

existência da austenita (γ). Por possuir esta característica, a faixa de existência da austenita diminui rapidamente para teores acima de 7% de Cr e, para teores superiores a 13%, não há mais formação da austenita. Para as quantidades de Cr entre cerca de 12 e 13%, o material passa a sofrer somente a transformação parcial da ferrita, permanecendo bifásico ($\alpha + \gamma$), para temperatura situadas entre 900 e 1200°C (Modenesi, 2001).

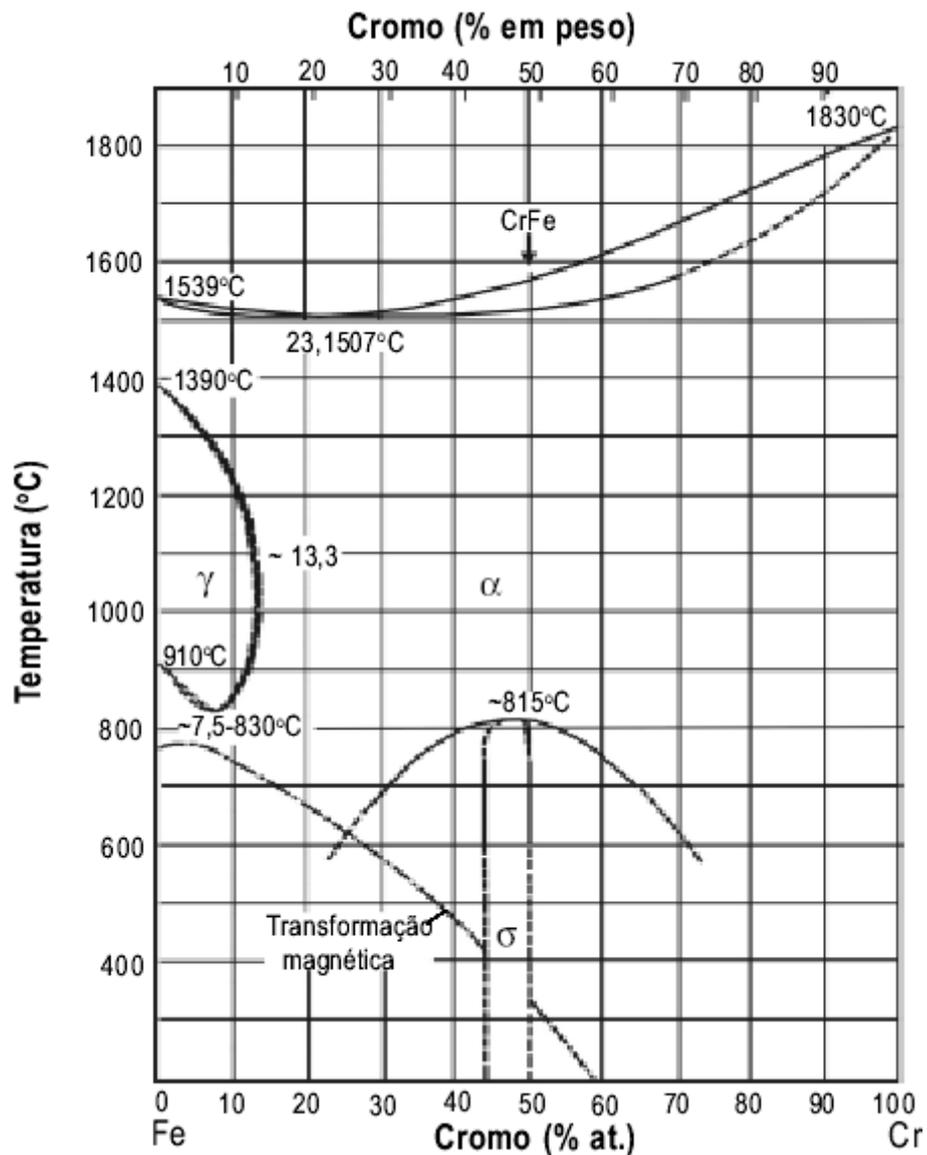


Figura 5: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (Modenesi, 2001).

As características acima citadas são válidas para ligas binárias Fe-Cr puras, o que não se enquadra para os aços inoxidáveis, que possuem outros elementos em pequenas quantidades na sua composição. Elementos como C e N (gamagênicos) expandem o campo de existência da austenita para maiores teores de Cr.

Dependendo da quantidade dos elementos gamagênicos e alfa-gênicos, os aços inoxidáveis ferríticos com quantidade de Cr superior a 13% poderão sofrer a transformação parcial da ferrita a altas temperaturas (tipicamente entre 900 e 1200°C) e apresentar nesta faixa de temperatura uma estrutura bifásica (austenita + ferrita). Quando o material é resfriado, a austenita, por possuir uma alta temperabilidade, pode facilmente se transformar em martensita, havendo uma perda na tenacidade e ductilidade do material. Se ao aço for adicionado certos elementos estabilizantes da austenita, como exemplo, Mn e Ni, a formação de martensita será inibida, e à temperatura ambiente o aço tenderá a apresentar uma estrutura de austenita e ferrita, sendo então considerado um aço “duplex” (Padilha *et al.*, 1994).

3.1.5.2 Sistema Fe-Cr-Ni

Os aços inoxidáveis austeníticos têm uma série de características próprias, que os distingue dos aços ferríticos e dos martensíticos. Existe uma grande variedade deste tipo de aço, mas as mais utilizadas são as ligas contendo cerca de 18% de Cr e 10% de Ni. Para melhor entender a estrutura deste aço, observa-se o diagrama da figura 6 (Padilha, 1994).

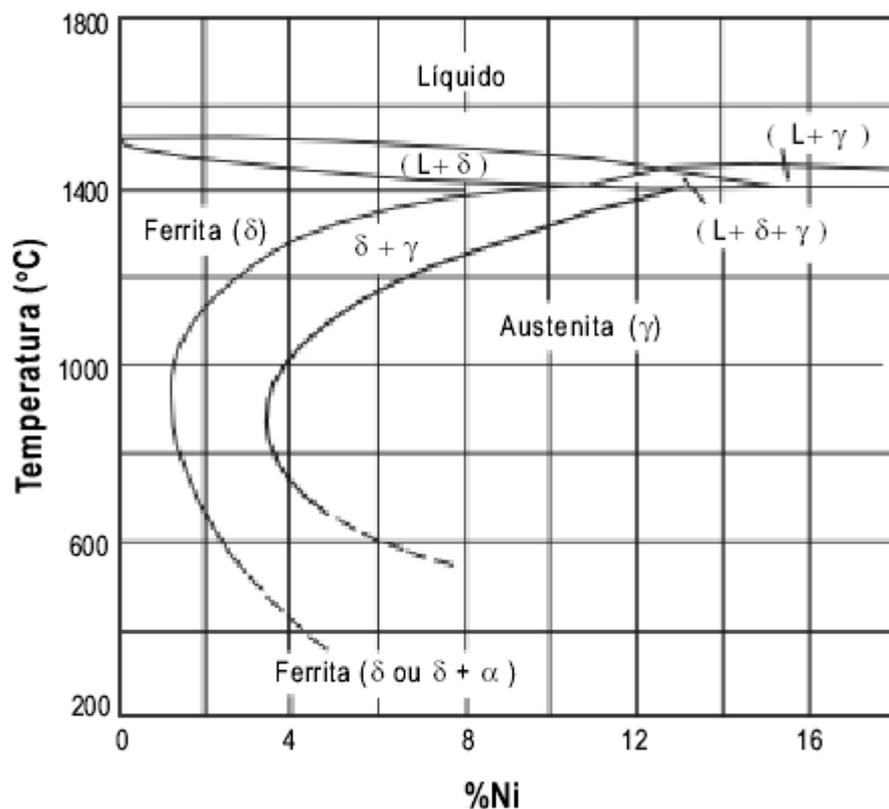


Figura 6: Diagrama Fe-Cr-Ni com 18% de Cromo, válido para teor de carbono inferior a 0,03% (Modenesi, 2001).

No diagrama da figura 6 é possível observar que para teores de Ni menores que 1 ou 1,5%, o material apresenta uma estrutura completamente ferrítica para qualquer temperatura, entre a ambiente e a de início da fusão. À medida que se aumenta o teor de Ni, coincide uma faixa em que a estrutura é bifásica (austenita e ferrita δ), que se amplia com o aumento do teor de Ni. Acima de 3,5%Ni, existe um intervalo de temperatura em que a liga é completamente austenítica, e se amplia com maiores teores de Ni, enquanto a temperatura de formação de martensita é diminuída. Até cerca de 7 a 8%Ni esta temperatura permanece superior à ambiente e o aço pode ser considerado como martensítico. Para teores de Ni maiores que esse nível, é possível manter a estrutura austenítica à temperatura ambiente, tendo-se então os aços inoxidáveis austeníticos, que em geral são ligas contendo 18% de cromo e 8% de níquel (Modenesi, 2001).

Na figura 7 apresenta-se esquematicamente um diagrama pseudobinário 70%Fe-Cr-Ni. Observa-se que para materiais que tenham se solidificado como ferrita primária o campo de estabilidade da austenita é atingido, ou das duas fases, durante o seu resfriamento, como observado na figura 7, ocorrendo, a tendência da ferrita se transformar em austenita (Modenesi, 2001).

Este diagrama de fases explica a obtenção do aço inoxidável duplex (AID) a partir da solidificação. Na solidificação o aço AID é totalmente ferrítico, à medida que diminui a temperatura até aproximadamente 1200°C, ocorrerá uma transformação em estado sólido na qual parte desta ferrita se transforma em austenita, mantendo-se retida alguma quantidade de ferrita devido a sua baixa velocidade de reação. Então com uma adequada velocidade de resfriamento que impeça a formação de outras fases obtêm-se à temperatura ambiente um aço inoxidável com estrutura bifásica ferrita/austenita.

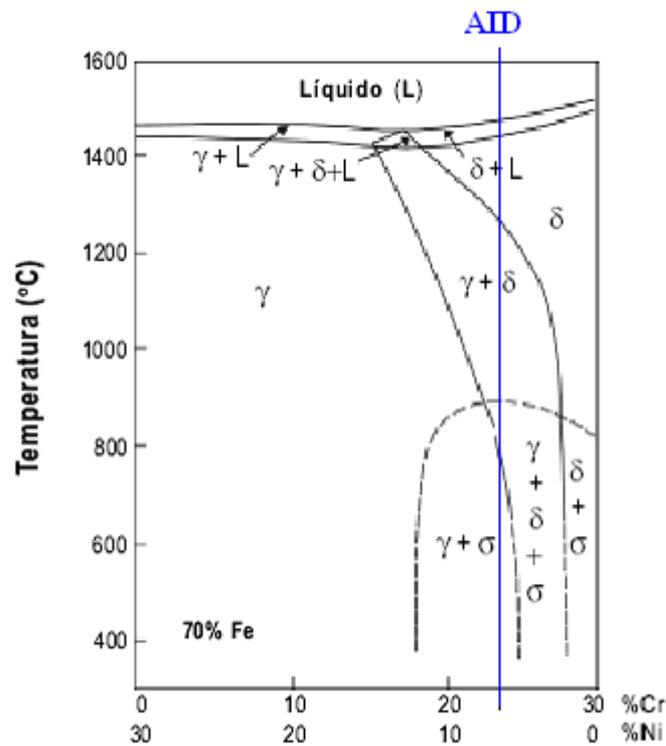


Figura 7: Diagrama Fe-Cr-Ni para um teor de Ferro de 70% (Modenesi, 2001).

Portanto no diagrama de equilíbrio da figura 7 observa-se que o metal líquido contendo 70%Fe e em diferentes quantidades de Cr e Ni pode se solidificar inteiramente como austenita, inicialmente como austenita e posteriormente como ferrita e depois como austenita ou, inteiramente como ferrita, à medida que a relação entre os teores de Cr e Ni aumenta, resultando em uma microestrutura bifásica com diferentes morfologias (Brooks *et al.*, 1984 *apud* Modenesi, 2001).

3.2 Interfaces nos materiais

As interfaces encontradas nos materiais podem ser contornos de grão de alto e baixo ângulo, superfícies livres, falhas de empilhamento, contornos de maclas, etc e podem ser descritas muitas vezes como defeitos de superfície e são áreas que separam ou se formam entre cristais que possuem diferentes orientações cristalográficas.

No caso específico dos aços inoxidáveis duplex as interfaces entre os mesmos grãos ou contornos de grão (α/α), (γ/γ) e entre os grãos diferentes (α/γ) são de muita importância no seu comportamento durante a deformação plástica.

3.2.1 Contornos de grão

A região desordenada atômicamente dentro do material onde dois grãos se encontram é a área chamada de contorno de grão. Os contornos de grão exercem uma grande influência na determinação das propriedades dos metais, porque as propriedades mecânicas e também físicas destes dependem das propriedades e natureza das interfaces.

De maneira geral, para os materiais metálicos quanto menor a temperatura mais forte os contornos de grão e mais resistente o material. Com isso, a baixas temperaturas a tendência dos metais é falhar por trincas através dos cristais, sendo essas fraturas chamadas de transcristalinas, e a altas temperaturas, os contornos de grão se tornam menos resistentes do que os cristais, tendo fraturas nas quais a trinca segue o caminho dos contornos de grão, sendo fraturas desse tipo chamadas de intercristalinas (Dieter, 1988).

Os contornos de grão têm maior entropia e são quimicamente mais reativos do que o interior dos grãos propriamente ditos, devido ao fato da energia de contorno. Isto resulta, por exemplo, que os contornos são os locais preferenciais para a nucleação de segundas fases (Padilha, 1994).

Apesar desse arranjo desordenado dos átomos e da falta de uma ligação regular ao longo dos contornos de grãos, um material policristalino é muito forte. Forças de coesão estão presentes no interior e através do contorno, o qual faz com que eles tenham um grande efeito durante o comportamento plástico do material.

3.2.1.1 Contornos de grão de baixo ângulo

Como mencionado anteriormente, no contorno, existem alguns desencontros atômicos na transição da orientação cristalina de um grão para aquela de outro grão adjacente.

Entre os grãos adjacentes existem vários graus de desorientação, conforme mostra a figura 8. Estes podem ser de alto e baixo ângulo.

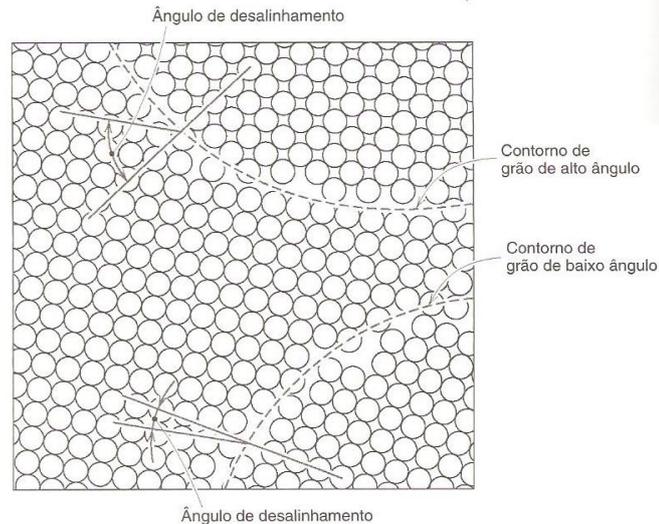


Figura 8: Diagrama mostrando contornos de grão de baixo e de altos ângulos, bem como as posições atômicas adjacentes (Callister, 2002).

Chama-se de contorno de grão baixo ângulo, o desencontro de orientação pequeno, da ordem apenas uns poucos graus, e pode ser descrito em termos de arranjos de discordâncias.

Um contorno de grão de baixo ângulo simples é formado quando discordâncias aresta estão alinhadas de acordo como mostra a figura 9.

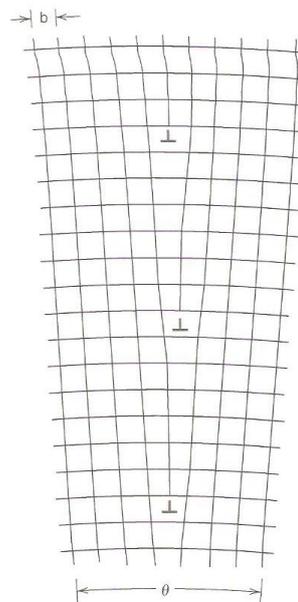


Figura 9: Demonstração de como um contorno inclinado que possui um ângulo de desorientação θ resulta de um alinhamento de discordâncias em cunha (Callister, 2002).

O tipo de contorno como mostra a figura 9 é chamado de contorno inclinado; o ângulo de desorientação, θ , também está indicado na figura. Existe ainda o contorno torcido, que é quando o ângulo de desorientação é paralelo ao contorno, sendo descrito mediante um arranjo de discordâncias em espiral (Callister, 2002).

As diferenças de orientação entre grãos vizinhos de dezenas de graus é denominado contorno de alto ângulo. As grandes diferenças de orientação impedem que este tipo de contorno possa ser descrito ou representado por arranjos convenientes de discordâncias, pois neste caso, elas estariam muito próximas, a ponto de ocorrer interações entre seus núcleos (Padilha, 1994).

Os contornos de grão são normalmente classificados como:

- Contornos de baixo ângulo $\theta = 0^\circ$ até $[3$ a $10^\circ]$
- Contornos de médio ângulo $\theta = 3^\circ$ até $[10^\circ$ a $15^\circ]$
- Contornos de alto ângulo $\theta > 15^\circ$

Sendo θ o ângulo de desorientação.

3.2.1.2 Energia de contorno de grão

O contorno de grão tem a ele associado uma energia por unidade de área ou tensão superficial. Essa energia é praticamente uma constante do material, embora existam alguns contornos especiais de menor energia. A energia dos contornos de grão está relacionada com a energia da superfície externa. Na tabela 5 estão demonstradas energias de contornos de grão para alguns materiais (Padilha, 1994).

Tabela 5: Energia do contorno de grão de alguns materiais (Padilha, 1994).

Material	Energia de contorno (mJ/m ²)
Alumínio	600
Ouro	400
Cobre	530
Ferro (CCC)	800
Ferro (CFC)	790
Platina	780
Tungstênio	1070
Alumina (Al ₂ O ₃)	1900

3.2.1.3 Movimento dos contornos de grão

Se dois grãos ou cristais com diferentes orientações cristalinas e diferentes potenciais químicos (μ) formam um contorno de grão, o movimento deste contorno acontece da seguinte maneira: os átomos tendem a difundir do grão de maior potencial para o de menor, fazendo com que o contorno de grão realize um movimento em sentido contrário como é mostrado esquematicamente na figura 10.

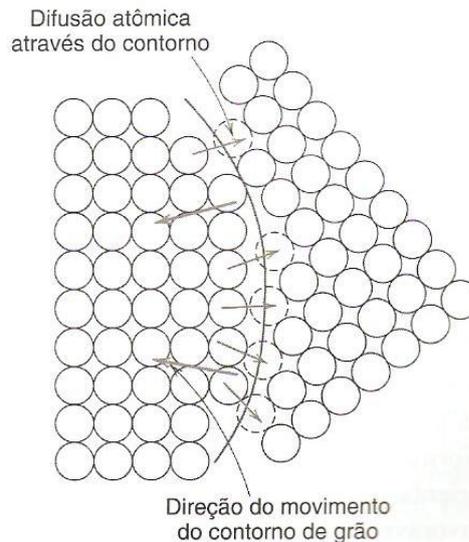


Figura 10: Representação esquemática do crescimento dos grãos através de difusão atômica (Callister, 2002).

3.2.1.3.1 Forças motrizes do movimento dos grãos

Para o movimento dos contornos de grão, consideram-se três forças motrizes específicas.

i. Energia armazenada

Em materiais trabalhados a frio, uma grande densidade de defeitos, principalmente discordâncias, é introduzida na sua rede. Esses defeitos aumentam a energia na rede cristalina. Pode-se considerar um bicristal, como mostrado na figura 11, no qual o grão I é um grão recozido e o grão II é um grão altamente trabalhado a frio.

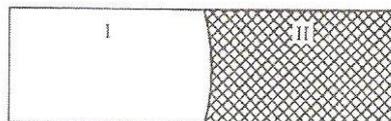


Figura 11: Contorno entre um grão recozido I, e outro trabalhado a frio, II.

O potencial químico de Gibbs (μ) é idêntico à energia livre molar parcial G , então, para a diferença de potencial químico entre dois grãos tem-se que: $\Delta\mu = \Delta\bar{E} + P\Delta\bar{V} - T\Delta\bar{S}$. Para uma boa aproximação pode-se desprezar o volume e o termo da entropia, tendo então $\Delta\mu = \bar{E}_{II} - \bar{E}_I$. A energia armazenada no grão recozido é praticamente nula, logo a velocidade do contorno de grão (v_{cg}) é:

$$v_{cg} = B \frac{E_s/A}{\lambda} \quad (\text{Eq. 04})$$

Sendo A = número de avogadro, E_s = energia armazenada por mol no grão.

Esta equação é aplicada ao problema de recristalização e indica que a velocidade do limite de grão será linear com a quantidade de energia armazenada.

ii. Deformação elástica

Para casos de tensão uniaxial, a energia por unidade de volume num material tensionado elasticamente é dado como uma propriedade conhecida como resiliência:

$$U_R = \frac{1}{2} \sigma \varepsilon \quad (\text{Eq. 05})$$

Onde σ = carga e ε = tensão.

Substituindo na lei de Hooke, tem-se $U_R = \frac{\sigma^2}{2E}$, sendo E = módulo de Young (Almeida, 2002).

iii. Curvatura da interface

Superfícies curvadas possuem uma força que atua normal a ela com o objetivo de superar a carga superficial que tende a mantê-la plana. O equilíbrio mecânico através da superfície curvada exige uma diferença de pressão na superfície.

Para este caso, pode-se levar em consideração um elemento de superfície cilíndrica, conforme mostra a figura 12(a), com um raio de curvatura r . Uma vista da borda da parte curvada da superfície está ilustrada na figura 12(b). Considera-se

que a carga superficial é igual à tensão superficial γ . Assim, a força que atua na superfície é $\gamma.l$.

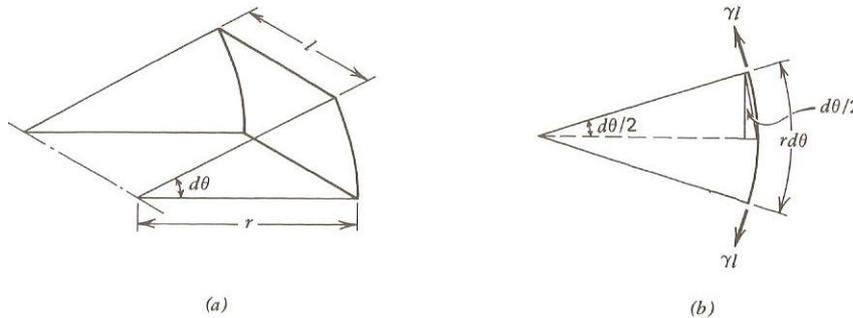


Figura 12: Elemento de superfície com curvatura cilíndrica.

O equilíbrio mecânico exige que a pressão sobre o lado côncavo da superfície seja mais elevada do que no lado convexo para que estas forças superficiais sejam balanceadas.

Sendo a pressão mais alta no lado côncavo, o potencial químico também é mais alto. Logo a diferença de potencial químico fará com que os átomos movam-se para o lado convexo.

3.3 Ensaio de tração

O ensaio de tração é um dos ensaios mecânicos mais comuns realizados para se obter informações básicas sobre a resistência de um material, e é fácil de realizar e dá muitos resultados. Consiste em aplicar no material uma carga trativa em uma máquina que é constituída por duas garras (uma fixa e outra móvel) que seguram o corpo de prova nos seus extremos. Esta carga aplicada aumenta continuamente e tende a esticar ou alongar o corpo de prova, geralmente até a sua fratura.

A carga é aplicada uniaxialmente ao longo do eixo mais comprido de um corpo de prova, de formas e dimensões padronizadas, para que os resultados obtidos possam posteriormente ser comparados. Através do ensaio, pode-se medir a variação do comprimento do corpo de prova (ΔL) em mm, como função da aplicação da carga aplicada (P) em N, e obtém-se dados quantitativos, utilizados para determinar as propriedades mecânicas do material.

Os resultados obtidos no ensaio de tração são muito importantes no controle da qualidade, para avaliar as propriedades mecânicas importante para projetos, mas

isto não é suficiente para prever o comportamento completo dos materiais sob todas as condições de carregamento. Para isto teria que complementar, por exemplo, com a mecânica da fratura (Dieter, 1988).

3.3.1 Propriedades determinadas a partir da curva $\sigma - \varepsilon$ engenharia

Para analisar o comportamento do material ao longo do ensaio de tração utiliza-se o gráfico tensão-deformação de engenharia ($\sigma_{eng} - \varepsilon_{eng}$), obtido da seguinte

maneira: $\sigma_{eng} = \frac{P}{A_0}$ (Mpa), onde A_0 é a área da seção transversal reta e

$\varepsilon_{eng} = \frac{\Delta L}{L_0}$, onde L_0 é o comprimento inicial útil do corpo de prova. Na figura 13

apresenta-se esquematicamente esta curva para um aço comum.

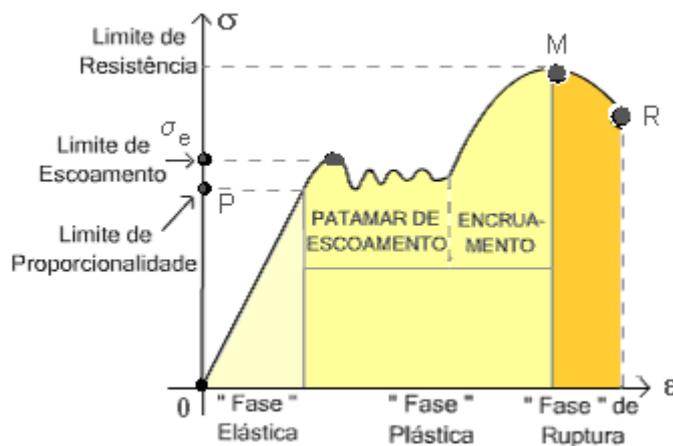


Figura 13: Curva tensão-deformação em um aço.

Do início do ensaio, até a ruptura, o material passa pelos regimes de deformação elástica e de deformação plástica:

- Deformação elástica: quando o corpo de prova é tracionado, sua deformação é proporcional ao esforço aplicado, neste regime se cumpre a Lei de Hooke ($\sigma = E \cdot \varepsilon$), por isso o trecho retilíneo do diagrama, que é representado por esta equação, onde a constante de proporcionalidade E (Mpa), é conhecida por módulo de elasticidade ou módulo de Young. As deformações elásticas não são permanentes, pois quando a carga é removida o corpo retorna ao seu formato ou dimensão original (Souza, 1982).
- Deformação plástica: terminada a zona elástica, atinge-se a zona plástica, onde a tensão e a deformação não são mais relacionadas por uma simples

constante de proporcionalidade e em qualquer ponto do diagrama. Nesta região ocorrem as deformações permanentes, e, a partir do ponto que estas deformações começam a se tornar significativas é chamado de limite de escoamento. Para metais que possuem transição gradual do regime elástico para o plástico, as deformações plásticas se iniciam no ponto na qual a curva tensão-deformação deixa de ser linear, sendo este ponto chamado de limite de proporcionalidade (Souza, 1982).

Do ponto 0 até o ponto M da figura 13, a deformação é chamada de uniforme porque toda a deformação acontece de maneira igual ao longo do comprimento útil do corpo de prova. No ponto M se forma uma estricção (pescoço) no corpo de prova e a partir de M até a fratura (R) a deformação não é mais uniforme devido à tensão triaxial mais complexa atuando no pescoço.

3.3.1.1 Propriedades de resistência

3.3.1.1.1 Módulo de elasticidade (E)

A parte linear inicial da curva tensão-deformação é o módulo de elasticidade, ou módulo de Young. O módulo de elasticidade é a medida da rigidez do material (Dieter, 1988), e é determinado pelas forças de ligação entre os átomos de um metal. Como as forças são constantes para toda estrutura que apresente o mesmo metal, o módulo de elasticidade é uma das propriedades mais constantes dos metais, podendo ser pouco alterado com adição de elementos de liga, tratamentos térmicos, na qual a estrutura metálica possa ser alterada, sendo então inversamente proporcional à temperatura como o módulo de elasticidade está relacionado com a força para separar os átomos para produzir deformação elástica. O módulo de elasticidade é maior para metais com alto ponto de fusão. De maneira rápida, nos ensaios de rotina, pode-se determinar o valor de E pelo gráfico carga-deformação, deduzindo a lei de Hooke, $\sigma = E \cdot \varepsilon$, sabendo-se que os valores de σ e ε são:

$$\sigma_{eng} = \frac{P}{A_0} \quad (\text{Eq. 06})$$

$$\varepsilon_{eng} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{Eq. 07})$$

onde: P= carga de tração, A_0 = seção inicial do corpo de prova, L_0 = comprimento inicial do corpo de prova, ΔL = variação do comprimento do corpo de prova.

$$\text{Portanto, } E = \frac{P \cdot L_0}{A_0 \cdot \Delta L}.$$

3.3.1.1.2 Rigidez

O módulo de elasticidade (E) é a inclinação da região linear, e pode ser considerado como uma medida da rigidez ou uma resistência do material à deformação elástica. A inclinação indica a força necessária para afastar os átomos e produzir deformação elástica. Quanto maior o módulo o material é mais rígido e menor será a deformação elástica resultante da aplicação de tensão.

Na tabela 6, apresentam-se os módulos de elasticidade de alguns materiais. Percebe-se que o aço é cerca de três vezes mais rígido que a liga de alumínio, isto é, a deformação do aço é cerca de 1/3 da deformação da liga para a mesma zona de tensão elástica (Souza, 1982).

Tabela 6: Módulo de elasticidade de alguns metais e ligas à temperatura ambiente.

Liga metálica	Módulo de elasticidade (GPa)
Alumínio	69
Latão	97
Cobre	110
Aço	207
Tungstênio	407

3.3.1.1.3 Tensão de escoamento (σ_e)

A tensão de escoamento (MPa) é considerada o principal parâmetro obtido do ensaio de tração, sendo um valor crítico da tensão que indica a transição entre a deformação elástica e plástica. O fenômeno de escoamento pode ser mostrado na figura 14, na qual indica a tensão de escoamento (σ_e).

No caso de curvas de engenharia como a da figura 14, existem critérios ou convenções para a determinação de um valor para a tensão de escoamento, o mais aplicado é o critério de 0,2% ($\sigma_{e 0,2}$) e se determina a partir da interseção com a curva paralela à região linear elástica em um valor 0,2% ou 0,002.

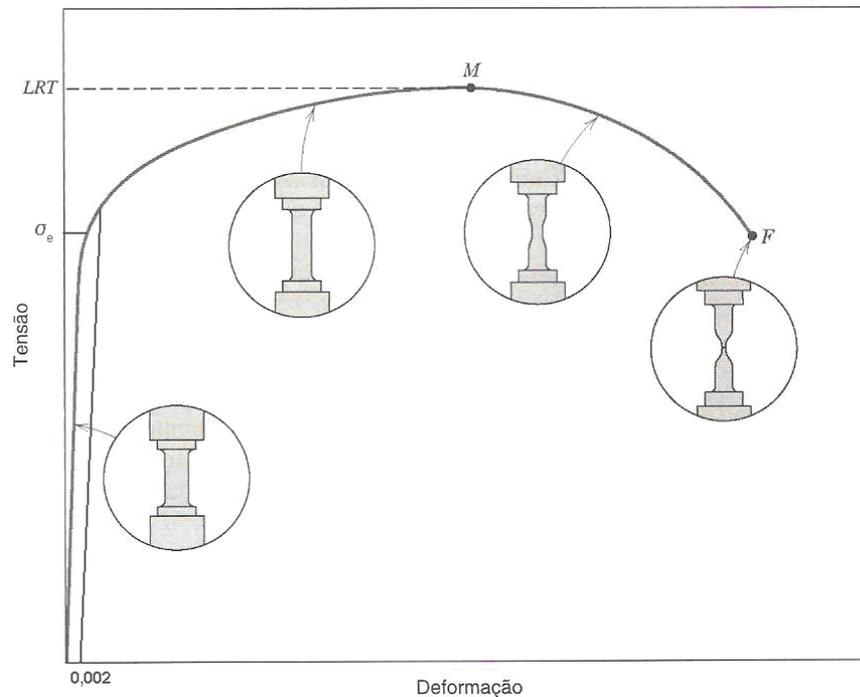


Figura 14: Curva $\sigma_{\text{eng}}-\epsilon_{\text{eng}}$ esquemática mostrando o limite de escoamento (Callister, 2002).

3.3.1.1.4 Limite de resistência máxima ou resistência à tração (σ_m)

Em um ensaio de tração a carga que é submetida à amostra aumenta até um valor limite, diminuindo então até a fratura do corpo de prova. O limite de resistência ou resistência à tração $\sigma_m = \frac{P_{\text{max}}}{A_0}$, em MPa, corresponde à tensão no ponto máximo da curva tensão-deformação de engenharia (ponto M da figura 14). Nessa tensão máxima, uma pequena constrição, ou pescoço, começa a se formar em algum ponto determinado, e toda a deformação subsequente fica confinada neste pescoço. Esse fenômeno é conhecido por “espescoçamento”, e a fratura ocorre no pescoço. O limite de resistência corresponde à tensão nominal obtida dividindo-se a carga máxima pela área da seção transversal da amostra (Callister, 2002).

3.3.1.1.5 Resiliência (U_R)

A habilidade do material absorver energia quando deformado elasticamente e retornar quando descarregado é chamado de resiliência. Isto é usualmente medido pelo módulo de resiliência, que é a deformação de energia por unidade de volume requerida para tensionar o material desde um estado com ausência de carga até a sua tensão limite de escoamento (Dieter, 1988).

A energia de deformação por unidade de volume para uma tensão uniaxial é:

$$U_0 = \frac{1}{2} \sigma_x e_x \quad (\text{Eq. 08})$$

Para a definição acima o módulo de resiliência é:

$$U_R = \frac{1}{2} \sigma_0 e_0 = \frac{1}{2} \sigma_0 \cdot \frac{\sigma_0}{E} = \frac{\sigma_0^2}{2E} \quad (\text{Eq. 09})$$

A equação indica que os materiais resilientes são aqueles que possuem limites de escoamento elevados e módulos de elasticidade pequenos; tais ligas encontram aplicações como mola (Callister, 2002).

Na tabela 7 estão indicados alguns valores de resiliência de alguns materiais utilizados em engenharia.

Tabela 7: Módulo de resiliência de alguns materiais comerciais (Souza, 1982).

Material	U_r (N.mm/mm ³)
Aço baixo carbono	0,182
Aço inoxidável	0,322
Ferro fundido	0,184
Tungstênio	1,231
Cobre	0,0145
Alumínio	0,0116
Concreto	0,004
PVC	337,5

3.3.1.1.6 Tenacidade (U_T)

A tenacidade de um material é a habilidade para absorver energia até a sua fratura. A geometria do corpo de prova, bem como a maneira como a carga é aplicada, são fatores importantes nas determinações de tenacidade (Callister, 2002).

Para metais dúcteis, o valor de U_T pode ser obtido pela seguinte expressão:

$$U_T = \frac{\sigma_e + \sigma_r}{2} \cdot \varepsilon_f \quad (\text{Eq. 10})$$

Outro método é usar uma medida aproximada da área sob a curva tensão-deformação igual a σ_r multiplicada pela deformação até a fratura ε_f , isto é,

$$U_T = \sigma_r \cdot \varepsilon_f \quad (\text{Eq. 11})$$

Para metais frágeis, como ferro fundido cinzento, o módulo de tenacidade é determinado pela expressão abaixo, considerando a curva uma parábola.

$$U_T = \frac{2}{3} \sigma_r \cdot \varepsilon_f \quad (\text{Eq. 12})$$

A unidade para tenacidade é a mesma para resiliência, isto é, energia por unidade de volume do material (Souza, 1982).

Na tabela 8 estão indicados alguns valores de tenacidade de algumas ligas utilizadas em engenharia.

Tabela 8: Tenacidade de algumas ligas (Souza, 1982).

Liga	U_T (kgf.mm/mm³)
Aço (0,13%C)	12,3
Aço (0,25%C)	15,1
Aço (0,53%C)	8,4
Aço (1,2%C)	7,6
Aço de molas	3,1
Ferro fundido	0,05
Ferro fundido ao Níquel	2,4
Bronze laminado	7,3
Duralumínio	7,1

3.3.1.1.7 Ductilidade

A ductilidade representa uma medida do grau de deformação plástica que foi suportado quando da fratura. Quando a deformação plástica do material é muito pequena ou nula quando fraturado, este é chamado de frágil. Um gráfico comparativo dos comportamentos de tensão-deformação para materiais dúcteis e frágeis está ilustrado na figura 15 (Callister, 2002).

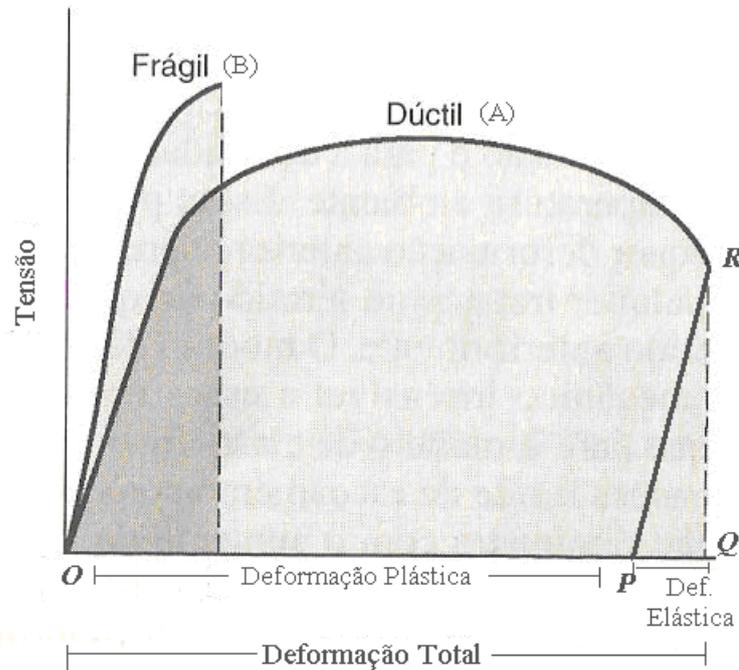


Figura 15: Comportamento tensão-deformação em tração para materiais frágeis (B) e materiais dúcteis (A) carregados até a fratura (Callister, 2002).

A ductilidade pode ser expressa como alongamento percentual, AL%, que é a porcentagem da deformação plástica no momento da fratura, logo:

$$AL\% = \left(\frac{l_f - l_0}{l_0} \right) \times 100 \quad (\text{Eq. 13})$$

Sendo l_f o comprimento no momento da fratura, determinado medindo ao juntar as duas partes do corpo de prova da fratura e l_0 , o comprimento inicial.

Na curva de engenharia da figura 15, a ductilidade (AL%) é determinada a partir da paralela (PR) à região linear elástica passando pelo ponto de fratura R. Então, na figura 15, OQ corresponde à deformação total, OP à deformação plástica e PQ à deformação elástica.

A ductilidade pode ser expressa também como a redução da área percentual, RA%, que é definida como:

$$RA\% = \left(\frac{A_0 - A_f}{A_0} \right) \times 100 \quad (\text{Eq. 14})$$

Sendo A_0 a área original da seção reta e A_f a área da seção reta no ponto de fratura, sendo os valores de AL% e RA% diferentes para o mesmo material.

3.3.2 A curva $\sigma - \epsilon$ verdadeira

Na curva de engenharia apresentada esquematicamente na figura 14 é verificada uma diminuição na tensão necessária para continuar a deformação após o ponto máximo, ponto M, parecendo indicar que o material está se tornando mais fraco. Mas, na realidade ele está aumentando sua resistência. O que acontece é que a área da seção reta diminui rapidamente na região do pescoço, onde ocorre a deformação. Com isso a capacidade do corpo de prova em suportar uma carga é reduzida, então a carga necessária para continuar a deformação também diminui, portanto a tensão (σ_{eng}) baseada na área inicial (A_0) do corpo de prova diminui, como é confirmado na queda da curva a partir do ponto M (parecendo que o material fica mais fraco).

Como mencionado acima, na verdade o material continua encruando ou aumentando sua resistência até a fratura, o qual pode ser visto na figura 16.

Utilizando uma curva chamada de tensão verdadeira-deformação verdadeira faz mais sentido. A tensão verdadeira σ_v e a deformação verdadeira ϵ_v são baseados nas dimensões instantâneas (A_i = área instantânea, L_i = alongação instantânea) e são definidas de acordo com as equações abaixo (Dieter, 1988).

$$\sigma_v = \frac{F}{A_i} \quad (\text{Eq. 15})$$

$$\epsilon_v = \ln \frac{L_i}{L_0} \quad (\text{Eq. 16})$$

Se o volume não for alterado durante a deformação, ou seja, durante a deformação uniforme, as tensões e deformações verdadeiras e de engenharia estão relacionadas de acordo com as expressões:

$$\sigma_v = \sigma(1 + \epsilon) \quad (\text{Eq. 17})$$

$$\epsilon_v = \ln(1 + \epsilon) \quad (\text{Eq. 18})$$

As equações acima valem somente até o surgimento do pescoço; além deste ponto a tensão e a deformação verdadeiras devem ser computadas a partir de medições de carga, da área da seção reta e do comprimento útil reais (Dieter, 1988).

Ao construir a curva $\sigma_v - \epsilon_v$ observa-se que as tensões necessárias para produzir deformações depois de M também aumentam.

A comparação do comportamento das curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira pode ser observado na figura 16.

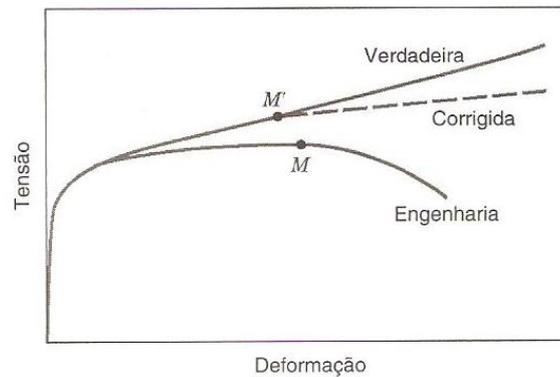


Figura 16: Comparação entre os comportamentos típicos tensão-deformação de engenharia e tensão-deformação verdadeira em tração (Callister, 2002).

Lado a lado com a formação de um pescoço está a introdução de um estado de tensão complexo na região do pescoço. Como resultado, a tensão correta no pescoço é ligeiramente inferior à tensão computada a partir da carga aplicada e da área da seção reta do pescoço, resultando na curva “corrigida” observada na figura 17 (Callister, 2002).

Em certos metais e ligas, a região da curva tensão-deformação verdadeira desde o surgimento da deformação plástica até o ponto onde inicia-se o pescoço pode ser aproximada pela equação:

$$\sigma_v = K \epsilon_v^n \quad (\text{Eq. 19})$$

Sendo K e n constantes, cujos valores irão variar de liga para liga e irão depender também da condição do material. O parâmetro n é conhecido como expoente de encruamento e possui um valor inferior à unidade (Callister, 2002).

O encruamento de um metal é caracterizado pelo seu aumento no seu endurecimento durante a deformação plástica, no qual quanto mais deformado o material, mais resistente ele se torna (Callister, 2002). O grau de encruamento de

um metal determina a forma de sua curva do diagrama tensão-deformação correspondente na zona plástica. A deformação plástica por movimento de discordâncias faz com que as imperfeições interajam entre si ou com outras imperfeições, ou indiretamente com o campo de tensões internas de várias imperfeições e obstáculos. São estas interações que levam a uma redução na mobilidade das discordâncias, havendo então uma necessidade de maior tensão para provocar maior deformação plástica. Os contornos de grão são exemplos específicos de barreiras à movimentação das discordâncias, que são empilhadas nesses contornos (Souza, 1982).

A equação $\sigma_v = K \epsilon_v^n$ representa o comportamento plástico aproximado do material até o pescoço, ou seja, o comportamento durante o encruamento e nesta parte da curva os valores de σ_v e ϵ_v podem ser determinados pelas equações 17 e 18. Ao graficar a curva de encruamento (equação 19) $\sigma_v - \epsilon_v$, pode-se determinar que a taxa de encruamento em um ponto desta curva é $\frac{\partial \sigma_v}{\partial \epsilon_v}$ (Souza, 1982).

Por outro lado, no regime uniforme a carga vai aumentando ($dP > 0$), ou seja, o material encrua. No pescoço a área do corpo de prova diminui e a carga também começa a diminuir ($dP < 0$). De acordo com as condições de instabilidade ($dP = 0$) e de volume constante ($V = A_i L_i = \text{constante}$), tem-se que a deformação tenderá a se localizar no pescoço quando a σ_v for numericamente igual a taxa de encruamento:

$\sigma_v = \frac{\partial \sigma_v}{\partial \epsilon_v}$. Também diferenciando a equação construtiva o pescoço se iniciará quando $\epsilon_v = n$, ou seja, a deformação verdadeira for numericamente igual ao coeficiente de encruamento n (Souza, 1982).

O parâmetro n da equação 19, conhecido como expoente de encruamento indica a capacidade do material de aumentar sua resistência quando é deformado plasticamente durante o ensaio de tração e pode ser determinado tomando \ln da equação 19 (Dieter, 1988).

$$\ln \sigma_v = \ln K + n \ln \epsilon_v \quad (\text{Eq. 20})$$

Graficando $\ln \sigma_v - \ln \epsilon_v$, resulta uma reta, cuja inclinação é o valor de n . A seguir, na tabela 9, são apresentados alguns valores de ligas comerciais.

Tabela 9: Valores dos coeficientes de encruamento (n) (Souza, 1982).

Material	n
Aço baixo carbono – recozido	0,261
Aço 4340 – recozido	0,150
Aço inox – 430 – recozido	0,229
Alumínio – recozido	0,211
Liga de alumínio tratada termicamente	0,160
Cobre – recozido	0,540
Latão 70/30 – recozido	0,490
Titânio	0,170

3.4 Deformação Plástica por Deslizamento

Os materiais metálicos deformam-se plasticamente por dois mecanismos principais: (1) maclação e (2) deslizamento de discordâncias. O deslizamento das discordâncias ocorre em sistemas de deslizamentos formados por um plano e uma direção cristalográfica que geralmente são as mais compactas. Este sistema depende da estrutura cristalina de cada elemento e a capacidade de um material se deformar plasticamente está relacionada com a habilidade das discordâncias se movimentarem em um determinado sistema por deslizamento (Callister, 2002).

Para ocorrer o deslizamento, os materiais podem ser solicitados em diferentes maneiras de aplicação da tensão por tensões de compressão, tração ou de cisalhamento. Como a maioria dos metais são menos resistentes ao cisalhamento que à tração e compressão e como estes últimos podem ser decompostos em componentes de cisalhamento, pode-se dizer que os metais se deformam pelo cisalhamento plástico ou pelo deslizamento de um plano cristalino em relação ao outro. Estes planos cristalinos são definidos e chamados planos de deslizamento.

O deslizamento dos planos atômicos envolve o movimento de discordâncias nestes planos e em uma direção cristalográfica específica. Em uma escala microscópica a deformação plástica é o resultado do movimento dos átomos devido à tensão aplicada. Durante este processo ligações são quebradas e outras refeitas.

Então, a formação e movimento das discordâncias têm papel fundamental para o aumento da resistência mecânica em muitos materiais. A resistência mecânica pode ser aumentada restringindo-se o movimento das discordâncias e também devido a que a própria discordância gera campos de deformação na rede cristalina, como se observa na figura 17 (Callister, 2002).

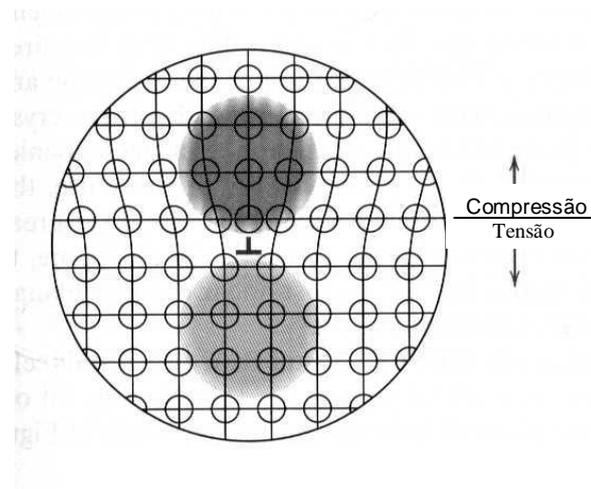


Figura 17: Regiões de compressão (parte superior) e tração (parte inferior) localizadas ao redor de uma discordância aresta (Callister, 2002).

O movimento das discordâncias pode parar na superfície do material, no contorno de grão ou em um precipitado ou outro defeito.

No deslizamento, blocos metálicos se movimentam um sobre outros ao longo dos planos cristalográficos de deslizamento. Quando isto acontece os átomos se movimentam um número inteiro de distâncias atômicas e ao longo destes planos produzindo um degrau na superfície, como mostrado na figura 18 (Callister, 2002).

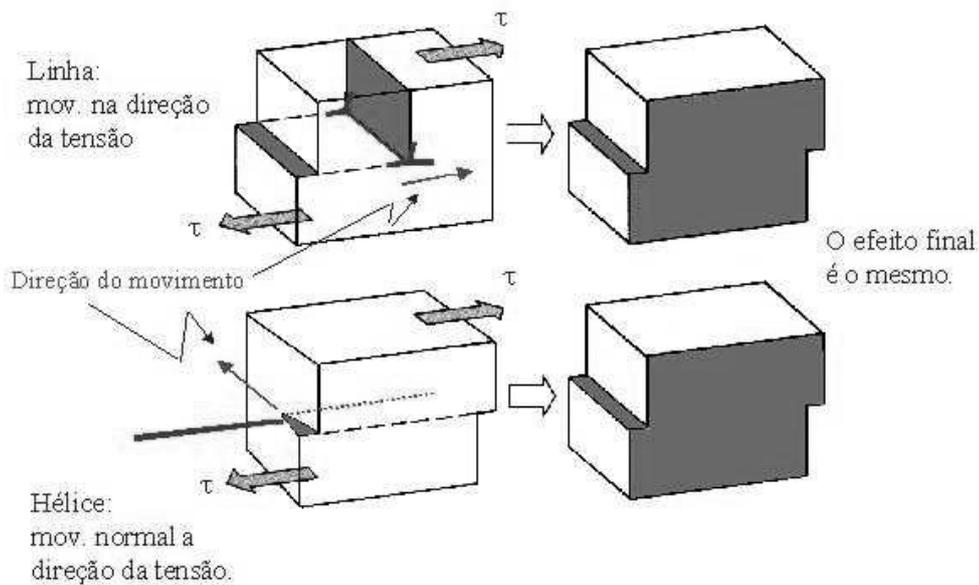


Figura 18: A formação de um degrau sobre a superfície de um cristal pelo movimento de (a) uma discordância aresta e (b) de uma discordância espiral (Callister, 2002).

Estes degraus quando observados no microscópio ótico aparecem como linhas, chamadas de linhas de deslizamento que correspondem a cada sistema ativado, como mostrado na figura 19, mas também podem ser observadas a olho nu quando se deforma superfícies bem polidas, como se observa na figura 20. Estas linhas ou degraus formam as bandas de deslizamento.

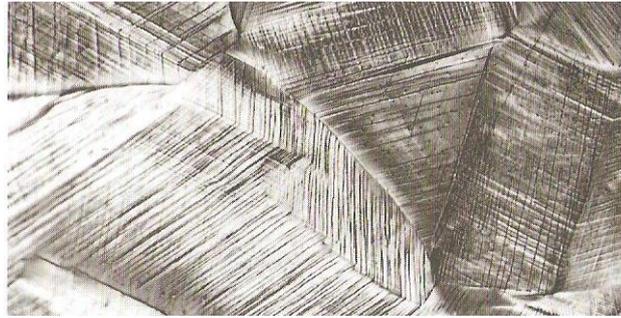


Figura 19: Linhas de deslizamento na superfície de uma amostra policristalina polida e subsequente deformada (Callister, 2002).



Figura 20: Deslizamento de um monocristal de zinco (Callister, 2002).

3.4.1 Sistemas de deslizamento

Discordâncias deslizam, em planos e direções definidos. A combinação de um plano e uma direção de deslizamento é chamado de sistema de deslizamento. A figura 21 mostra o sistema de deslizamento $\{111\} \langle 110 \rangle$ em um cristal CFC. Em cada plano $\{111\}$ existem três direções possíveis $\langle 110 \rangle$ de deslizamento (b) resultando em um total de 12 sistemas de deslizamento para esta estrutura cristalina. Os cristais cúbicos apresentam muitos sistemas de deslizamento. Outros,

como os hexagonais apresentam poucas opções, como pode ser visto na tabela 10 (Callister, 2002).

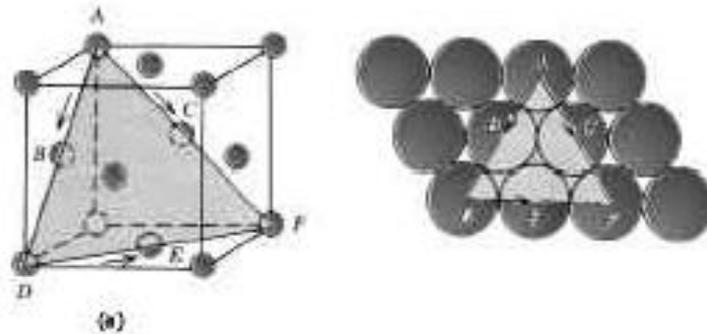


Figura 21: (a) Um sistema de deslizamento $\{111\}\langle 110\rangle$ mostrado no interior de uma célula unitária CFC. (b) O plano (111) mostrado em (a) e três direções de deslizamento $\langle 110\rangle$ no interior daquele plano compreendem possíveis sistemas de deslizamento (Callister, 2002).

Tabela 10: Sistemas de escorregamento para metais com estruturas cristalinas cúbica de faces centradas, cúbica de corpo centrado e hexagonal compactada (Callister, 2002).

<i>Metais</i>	<i>Plano de Escorregamento</i>	<i>Direção de Escorregamento</i>	<i>Número de Sistemas de Escorregamento</i>
	Cúbico de Faces Centradas		
Cu, Al, Ni, Ag, Au	$\{111\}$	$\langle 1\bar{1}0\rangle$	12
	Cúbico de Corpo Centrado		
α -Fe, W, Mo	$\{110\}$	$\langle \bar{1}11\rangle$	12
α -Fe, W	$\{211\}$	$\langle \bar{1}11\rangle$	12
α -Fe, K	$\{321\}$	$\langle \bar{1}11\rangle$	24
	Hexagonal Compacto		
Cd, Zn, Mg, Ti, Be	$\{0001\}$	$\langle 11\bar{2}0\rangle$	3
Ti, Mg, Zr	$\{10\bar{1}0\}$	$\langle 11\bar{2}0\rangle$	3
Ti, Mg	$\{10\bar{1}1\}$	$\langle 11\bar{2}0\rangle$	6

3.4.2 Deslizamento em monocristais

Durante a deformação plástica o número de discordâncias aumenta drasticamente. As discordâncias movem-se mais facilmente nos planos de maior densidade atômica (chamados planos de deslizamento). Neste caso, a energia necessária para mover uma discordância é mínima. Então, o número de planos nos quais pode ocorrer o deslizamento depende da estrutura cristalina (Callister, 2002).

Considerando o monocristal da figura 22 para cada tensão externa (tração ou compressão) aplicada, podem-se calcular uma componente de cisalhamento agindo em um dado sistema de deslizamento deste cristal. Esta componente é dada por

$$\tau_R = \sigma \cos \phi \cos \lambda \quad (\text{Eq. 21})$$

e é chamada de tensão cisalhante resolvida (τ_R) onde σ é a tensão aplicada e $\cos\phi\cos\lambda$ são o Fator de Schmidt. Existe um sistema de deslizamento com maior Fator de Schmidt, isto é, uma orientação mais favorável em relação à direção da aplicação da tensão, ou seja, uma $\tau_{R\text{máx}}$ dada por: $\tau_{R\text{máx}} = \sigma(\cos\phi\cos\lambda)_{\text{máx}}$. A deformação plástica acontece quando o $\tau_{R\text{máx}}$ atinge um valor crítico: tensão cisalhante resolvida crítica $\tau_{\text{CRSS}} = \sigma e(\cos\phi\cos\lambda)_{\text{máx}}$ (Callister, 2002).

A componente de cisalhamento é máxima quando a tensão (σ) aplicada está a 45° do plano e da direção de deslizamento ($\phi = \lambda = 45^\circ$) e é zero quando ($\phi = 0^\circ$ ou 90°) ou ($\lambda = 0^\circ$ ou 90°) (Callister, 2002).

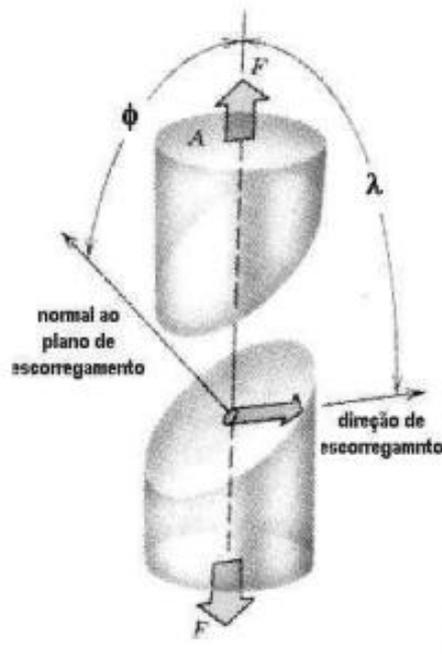


Figura 22: Relações geométricas entre o eixo de tração, plano de deslizamento e direção de deslizamento usadas para calcular a tensão de cisalhamento resolvida para um monocristal (Callister, 2002).

3.4.3 Deformação plástica em materiais policristalinos

No caso de materiais policristalinos nos quais os grãos apresentam orientações cristalográficas aleatórias, a direção do deslizamento varia de um grão

para outro de acordo com o valor do Fator de Schmidt. Em cada grão as discordâncias se movimentam primeiro ao longo dos sistemas que tem a orientação mais favorável, como pode ser visto na figura 19, nas quais as linhas de deslizamento indicam que mais de um sistema de deslizamento operam em cada grão (Callister, 2002).

Na deformação plástica de um policristal, cada grão deve sofrer localmente a mesma deformação macroscópica que os seus vizinhos mantendo-se a integridade mecânica e a coesão do material ao longo dos contornos de grão. Caso contrário o material fratura ao longo do contorno de grão. Durante a deformação plástica cada grão de maneira individual está restrito em algum grau à forma que ele pode assumir por causa dos grãos vizinhos, como é observado na figura 23. Isto significa que embora cada grão tente se deformar homogeneamente de acordo com a deformação da amostra como um todo, o freio (constrangimento) imposto pela continuidade do material (integridade) causa diferenças na deformação deste grão em relação aos grãos vizinhos (Callister, 2002).

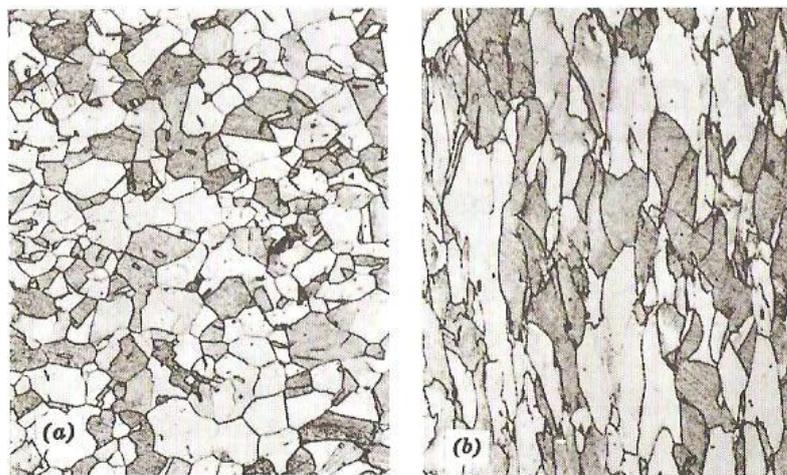


Figura 23: Alteração da estrutura do grão de um metal policristalino como resultado de uma deformação plástica. (a) Antes da deformação os grãos são equiaxiais. (b) A deformação produziu grãos alongados (Callister, 2002).

Policristais são mais resistentes do que monocristais. Além da necessidade de deformação simultânea de grãos com diferentes orientações, os contornos de grãos agem como barreiras para a movimentação das discordâncias. Portanto, são exigidas maiores tensões para iniciar o deslizamento. Para isto, contribui também as restrições geométricas impostas sobre os grãos durante a deformação. Se um

grão está orientado de maneira favorável para o deslizamento, este não poderá deformar até que os grãos adjacentes e que estão orientados de maneira menos favorável também sofram deslizamento exigindo, portanto uma tensão maior (Callister, 2002).

Por este motivo um material de grãos finos é mais duro e mais resistente do que o mesmo material com grãos grosseiros. Esta propriedade é descrita pela relação de Hall-Petch:

$$\sigma_e = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (\text{Eq. 22})$$

onde σ_e é o limite de escoamento, σ_0 , k são constantes do material e d é o tamanho médio dos grãos (Callister, 2002).

O contorno de grão interfere no movimento das discordâncias. Devido as diferentes orientações cristalinas presentes, resultantes do grande número de grãos, as direções de deslizamento das discordâncias variam de grão para grão (Callister, 2002).

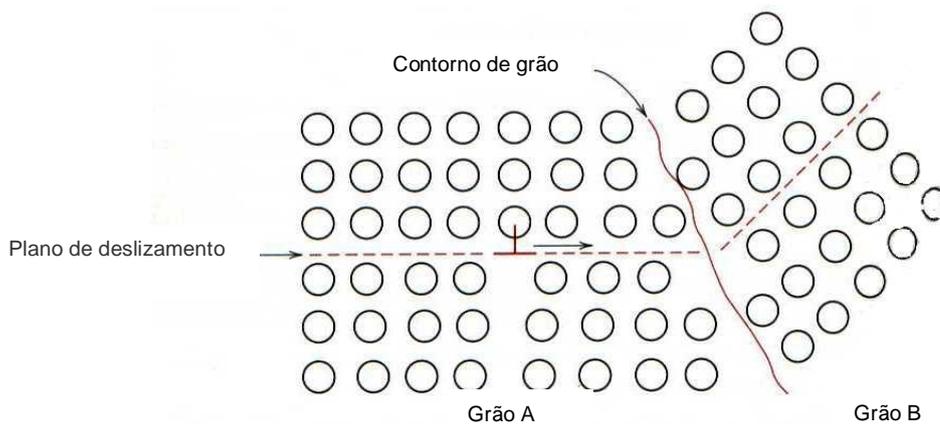


Figura 24: O movimento de uma discordância à medida que ela encontra um contorno de grão, ilustrando como o contorno atua como uma barreira à continuação do deslizamento. Os planos de deslizamento são descontínuos e mudam de posição ao atravessarem o contorno (Callister, 2002).

Capítulo 4 - Metodologia

4.1 Material utilizado

O material estudado nesta pesquisa foi um aço inoxidável superduplex 2507 recebido em formato de tubos com diâmetro interno de 76,20mm e 5,5mm de espessura. A composição química nominal deste aço é apresentada na tabela 11.

Tabela 11: Composição química nominal do aço inoxidável superduplex 2507.
(Modenesi, 2001)

Porcentagem (%peso)	Elemento químico
24-26	Cr
6-8	Ni
3-5	Mo
0,24-0,32	N
0,03	C
0,5	Si
1,2	Mn
0,03	P
0,015	S

4.2 Corpos de prova

Do tubo, na condição de como recebido, foram confeccionados 4 corpos de prova segundo as normas E8 da ASTM e as dimensões estão apresentadas na figura 25. Nestes corpos de prova foram marcadas 6 regiões no primeiro corpo de prova e 5 regiões nos demais, para serem analisadas em microscópio ótico e de varredura, para analisar e comparar a variação da microestrutura antes e após o ensaio de tração.

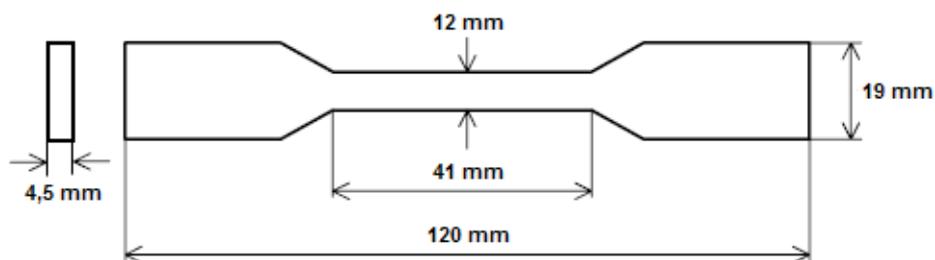


Figura 25: Dimensões do corpo de prova.

Para avaliar o encruamento do material foram realizadas pré-deformações plásticas antes dos ensaios até a fratura do corpo de prova. Primeiramente foi realizado o ensaio de tração do corpo de prova como recebido até a sua fratura, sem pré-deformação (CR-1.0), determinando suas propriedades mecânicas e analisando a microestrutura antes e depois do ensaio de tração. No segundo corpo de prova (CP-1.8,5) foi realizada uma pré-deformação plástica de 8,5%, e após ser retirado da máquina foi analisada a microestrutura nesta condição. Logo após, este CP-1.8,5 foi deformado até a fratura e analisada a microestrutura e comportamento mecânico. O mesmo procedimento foi realizado com os corpos de prova CP-2.15 e CP-3.25, com pré-deformação plástica de 15 e 25% respectivamente. Os códigos e as condições das amostras são apresentadas na tabela 12.

Tabela 12: Condições dos corpos de prova para ensaio de tração.

Corpo de prova (código)	Condição do ensaio (% deformação plástica)
CR-1.0	Corpo de prova como recebido é ensaiado até a fratura
CP-1.8,5	Corpo de prova como recebido é pré-deformado 8,5%, e depois deformado até a fratura.
CP-2.15	Corpo de prova como recebido é pré-deformado 15%, e depois deformado até a fratura.
CP-3.25	Corpo de prova como recebido é pré-deformado 25%, e depois deformado até a fratura.

4.3 Procedimento para preparação metalográfica da amostra

A amostra foi preparada seguindo as seguintes etapas:

4.3.1 Lixamento

O lixamento foi feito na lixadeira semi-automática, tipo Struers. Foram utilizadas lixas com granulometria das partículas cada vez menores. A cada troca de lixa a amostra foi girada de 90° para garantir a retirada dos riscos do lixamento anterior.

Para verificar a uniformidade do lixamento utilizou-se o microscópio ótico Jenavert. Antes de ser observada no microscópio a amostra foi lavada, com água corrente, e secada, com ajuda de um secador.

4.3.2 Polimento

O polimento mecânico foi executado por meio da lixadeira/ politriz semi-automática Struers DP-10, utilizando inicialmente um microabrasivo de alumina com granulometria de 1 μm sobre um pano de feltro. Durante esta etapa a amostra foi girada periodicamente evitando o aparecimento de rabos de cometa, poros, inclusões e precipitados de manchas de desgaste do pano.

O segundo polimento foi realizado manualmente, utilizando alumina de granulometria de 0,05 μm sobre um novo pano de feltro.

A qualidade do primeiro e segundo polimento foi controlada pelo microscópio Jenavert (observação campo claro e escuro).

4.3.3 Ataque

O ataque realizado na amostra foi o ataque eletrolítico para a revelação da estrutura da amostra consiste em aplicar à amostra, imersa em um eletrólito, um determinado potencial anódico, situado no intervalo dos potenciais favoráveis para o ataque seletivo. Devido ao ataque seletivo das fases, a superfície da amostra adquire um micro-relevo estrutural visível ao microscópio. A solução eletrolítica usada neste ataque foi preparada dissolvendo 40 g de ácido oxálico ($\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) em 400mL de água destilada, resultando em uma solução de 10%. No potencial do ataque são mantidas diferentes correntes anódicas sobre as fases, levando a rápida dissolução de constituintes de menor nobreza e a lenta dissolução para os de maior nobreza. Esse ataque foi feito com uma voltagem de 0,3 V durante em média 1 minuto e 10 segundos.

4.4 Ensaio de Tração

O teste de tração foi realizado com o eixo de aplicação da carga paralelo ao eixo de conformação, como mostrado na figura 26, e o equipamento utilizado foi a Instron 5582 do LAMAV.



Figura 26: Corpo de prova preso na máquina para ensaio de tração.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina INSTRON, modelo 5582 do LAMAV, com velocidade de deformação de 1mm/min.

4.5 Microscopia Ótica

A microscopia ótica da amostra foi feita antes e depois do ensaio de tração, com o objetivo de comparar as alterações microestruturais. Os microscópios óticos utilizados foram o Jenavert para verificação da eficácia do lixamento e do polimento, e o Neophot-32 para registro das imagens. No Jenavert observou-se a amostra em campo claro e em campo escuro para acompanhar os riscos restantes do lixamento e do polimento. No Neophot observou-se o aspecto microestrutural da amostra antes e após o ensaio de tração, em campo claro.

4.6 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada antes e depois do ensaio de tração, assim como a microscopia ótica, para comparar as alterações ocorridas com as fases ferrita e austenita. O equipamento usado foi o SUPERSCAN – Scanning Electron Microscope, marca Shimadzu, modelo SSX-550 do LAMAV-UENF.

4.7 Dureza

Com o objetivo de avaliar as mudanças nesta propriedade nas diferentes condições do material, foi medida a dureza Rockwell A da amostra na condição como recebida e após o ensaio de tração.

O equipamento utilizado foi o durômetro Emco-test, do LAMAV/CCT/UENF.

4.8 Microdureza

Com o objetivo de avaliar as mudanças nesta propriedade em regiões correspondentes a cada fase ferrita e austenita nas diferentes condições do material, foi medida a microdureza Vickers (HV) da amostra na condição como recebida e após o ensaio de tração.

O equipamento utilizado foi da marca Time e modelo Time Group Inc., que pode ser encontrado no LAMAV/CCT/UENF.

Capítulo 5 - Resultados e discussão

A seguir são apresentados os resultados obtidos durante a deformação plástica, para cada condição do material. Estes resultados são divididos em dois tópicos: comportamento mecânico (1) e comportamento microestrutural (2). No comportamento mecânico são determinadas as propriedades mecânicas e a influência da pré-deformação (encruamento) no material, e no comportamento microestrutural as mudanças na microestrutura dando ênfase à participação dos grãos e interfaces, deformação individual das fases e mecanismos e tipos de fratura.

5.1 Material como recebido (CR-1.0)

5.1.1 Comportamento Mecânico

Ensaio de Tração – Corpo de prova 1

Na figura 27, em (a), apresenta-se uma fotografia do comprimento útil do primeiro corpo de prova, sem pré-deformação, com as regiões indicadas para obter as micrografias da microestrutura antes e depois do ensaio de tração. Em (b), tem-se o corpo de prova depois do ensaio de tração que foi realizado até a ruptura que ocorreu na região indicada 3.

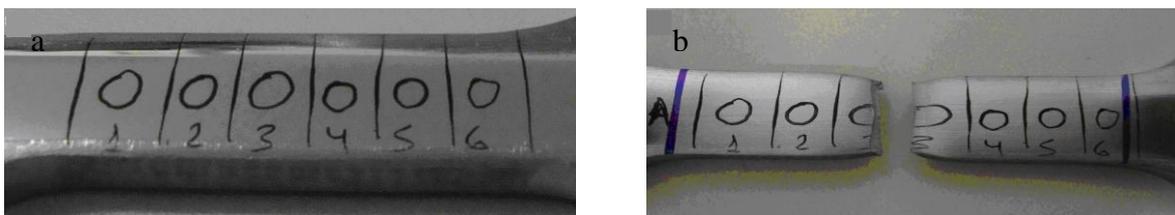


Figura 27: Material como recebido: (a) Corpo de prova antes do ensaio, (b) corpo de prova após o ensaio de tração e fratura na região 3.

As figuras 28, 29 e 30 apresentam as curvas tensão-deformação de engenharia, tensão-deformação verdadeira, e o gráfico $\ln\sigma_v - \ln\varepsilon_v$. A partir das curvas de engenharia foram determinadas as propriedades mecânicas e a partir dos dados da $\sigma_v - \varepsilon_v$ foi determinado o expoente de encruamento n . Os valores destas propriedades estão apresentados na tabela 13.

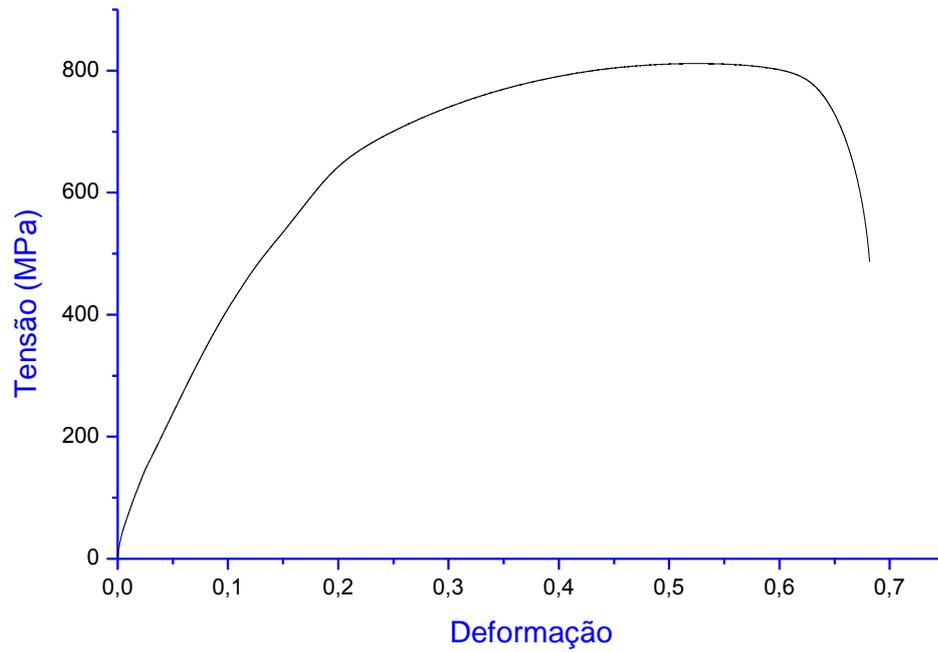


Figura 28: Curva tensão de engenharia, deformação de engenharia do material como recebido.

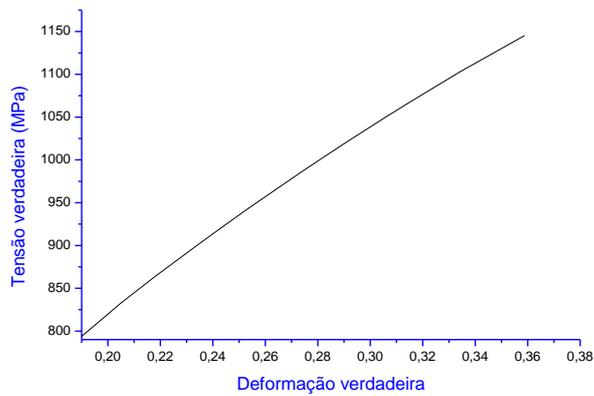


Figura 29: Curva tensão-deformação verdadeira do material como recebido.

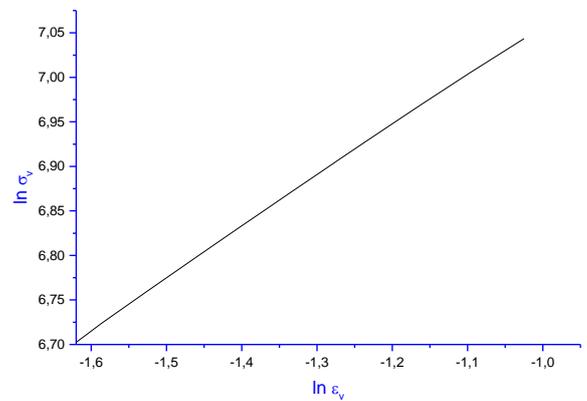


Figura 30: Retra $\ln \sigma - \ln \epsilon_v$ do material como recebido.

Tabela 13: Propriedades mecânicas do material como recebido, determinadas a partir do ensaio de tração.

Propriedades mecânicas calculadas	Valores obtidos
Tensão de escoamento (σ_e) MPa	500
Resistência à tração (σ_m) MPa	812
Ductilidade (%AL)	53
Resiliência (U_r) MPa	35
Tenacidade (U_T) MPa	334
Expoente de encruamento (n)	0,6
Módulo de Elasticidade (E) MPa	3150

Observando os valores das propriedades mecânicas apresentadas na tabela 13, confirma-se que os valores determinados para a σ_e e σ_m estão de acordo com os valores encontrados na literatura para este tipo de material. As faixas de valores encontrados em Sandvik, 2000, ASM Handbook, 1990 e Modenesi, 2001 são aproximadamente 550 MPa para a tensão de escoamento e entre 800 e 1000 MPa para a resistência à tração.

De acordo também com o catálogo da Sandvik, 2000, ASM Handbook, 1990 e Modenesi, 2001 a ductilidade, expressa em alongamento percentual varia entre 25-30%. Valores próximos ao encontrado para o aço do presente trabalho foram determinados por Kolednik *et al.*, 1996 para um aço inoxidável duplex X3CrMnNiMoN 25 6 4, no qual foi encontrado 51,8%AL, e por Almeida, 2003, um valor de 48%AL para um aço inoxidável duplex 2507, ambos com ensaios na direção longitudinal, ou seja, o eixo de aplicação da carga é paralelo à direção de conformação.

Estas propriedades, alta ductilidade, boa tensão de escoamento e excelente resistência à tração são atribuídas principalmente ao papel das interfaces α/γ . No trabalho de Kolednik e colaboradores, 1996, realizado para avaliar a resistência à fratura de um aço superduplex, considerando o caminho da pré trinca em relação à anisotropia do material, estes autores mostraram que, as trincas nucleiam ou se iniciam na ferrita, mas quando chegam na interface α/γ não passam para a austenita fazendo com que a trinca siga o caminho desta interface favorecido pela anisotropia do material e direção da aplicação da carga.

Um fato interessante no comportamento mecânico deste aço foi o elevado aumento da resistência durante a deformação plástica. Isto é devido a ductilidade e a resistência à tração estarem relacionados ao expoente de encruamento (n), que de acordo com as condições para o início da estricção deve cumprir que $n = \varepsilon_v$ (Eq. 23)

$$\text{e } n = \frac{\partial \sigma_v}{\partial \varepsilon_v}. \text{ (Eq. 24)}$$

No caso do alto valor do expoente de encruamento $n=0,6$, pode-se dizer que isto resulta em um elevado valor de resistência à tração σ_m , uma vez que os mecanismos de endurecimento, logo após σ_e , são mais predominantes até atingir o valor elevado da resistência à tração e conseqüente formação do pescoço. O valor de n além de indicar um aumento da resistência do material durante a deformação plástica faz com que este seja mais resistente até o momento da fratura contribuindo para o alto valor da ductilidade e tenacidade.

5.1.2 Comportamento Microestrutural

As micrografias apresentadas a seguir nas figuras 31 até 34 correspondem à microestrutura antes e depois do ensaio de tração nos círculos 3, 4 e 5 da figura 19, nas quais tentou-se registrar imagens das mesmas áreas ou regiões equivalentes.

Inicialmente são apresentadas as micrografias perto da superfície de fratura no corpo de prova (região 3), onde o efeito da tensão é maior. Na seqüência, são apresentadas a microestrutura das regiões 4 e 5, se afastando da região de fratura, nas quais o efeito da tensão é menor.

Região 3

O material como recebido e antes do ensaio de tração apresenta uma microestrutura composta das fases austenita e ferrita, em proporções equivalentes, sendo a ferrita a fase matriz, e a austenita a fase dispersa, como é observado na figura 31 (a). Em maiores aumentos, como segue na figura 31 (b), a estrutura é alongada na direção da laminação, e tanto no interior dos grãos, como no contorno destes não foram observados precipitados, nem presença de partículas de segunda fase.

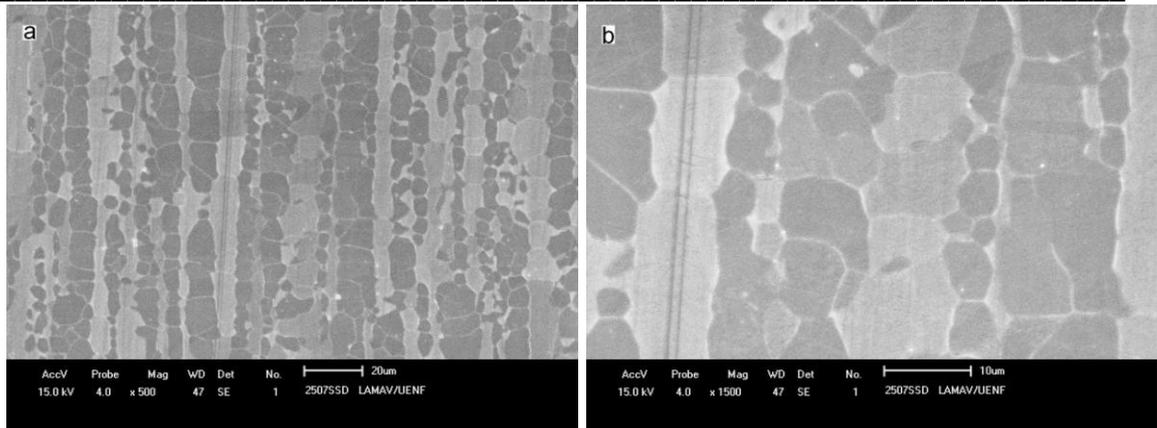


Figura 31: Micrografias obtidas na região 3 do corpo de prova como recebido (a) Grãos alongados de ferrita e austenita e (b) Nota-se ausência de precipitados no interior e no contorno dos grãos.

Após o ensaio de tração do material como recebido observou-se na região 3 uma alta deformação dos grãos, com bandas de deslizamento bastante curvadas principalmente na fase ferrítica (círculos na figura 32 (a)) e pouco na austenita (quadrados na figura 32 (a)). De acordo com a figura 32, observa-se também que estas bandas em alguns casos provocam uma separação em blocos no interior dos grãos da ferrita (hexágono na figura 32 (b)).

Esta observação indica que os sistemas de deslizamento das discordâncias iniciadas na ferrita não atravessam a interface α/γ , fazendo com que os grãos de ferrita se dividam em blocos ou que a trinca siga pelas interfaces α/γ ou contornos de grão (triângulo na figura 32 (a)).

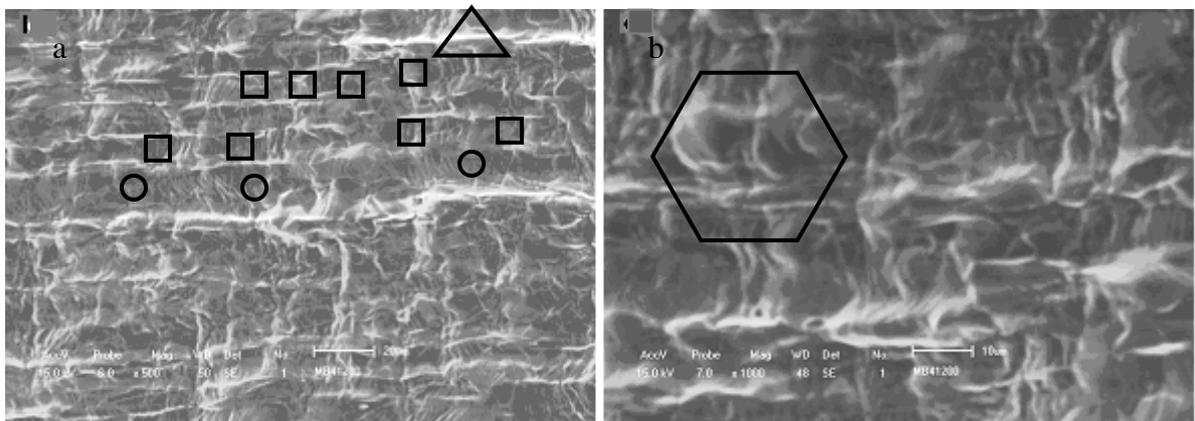


Figura 32: (a) Micrografia ótica obtida na região 3 da amostra com bandas de deslizamento na ferrita, (b) e (c) micrografia obtida em MEV da região 3 da amostra com trincas nos contornos de grão e interfaces.

Regiões 4 e 5

As micrografias da microestrutura das regiões 4 e 5 antes e depois do ensaio de tração são apresentadas nas figuras 33 e 34. Nestas duas regiões observa-se que a ferrita é a fase que mais se deforma, tendo mais bandas de deslizamento do que na austenita. Observa-se que as bandas são menos curvadas do que na região 3 da amostra.

Nas regiões 4 e 5 devido à diminuição do efeito da tensão observa-se uma menor deformação na morfologia original dos grãos, no qual não há separação em blocos no interior dos mesmos como observado na região 3.

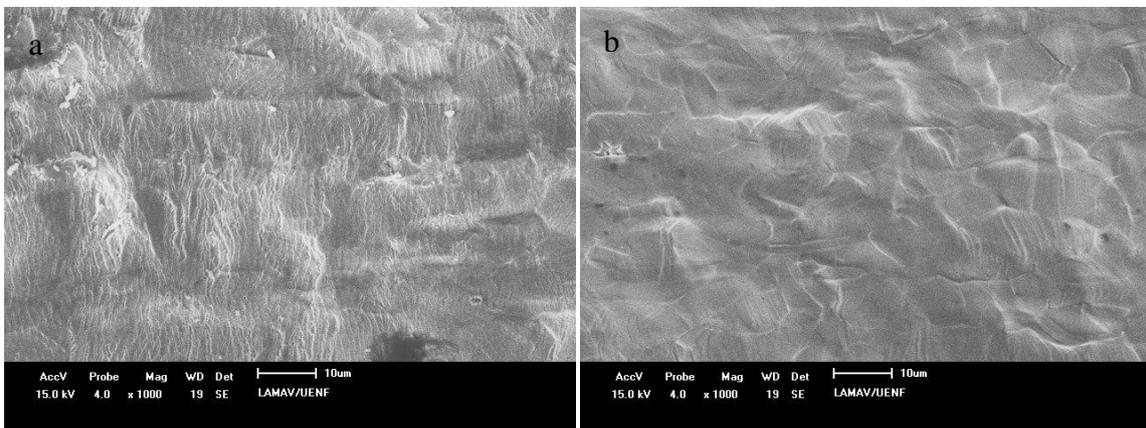


Figura 33: (a) e (b) Micrografias da região 4 da amostra com bandas de deslizamento e trincas nos contornos de grão e interfaces.

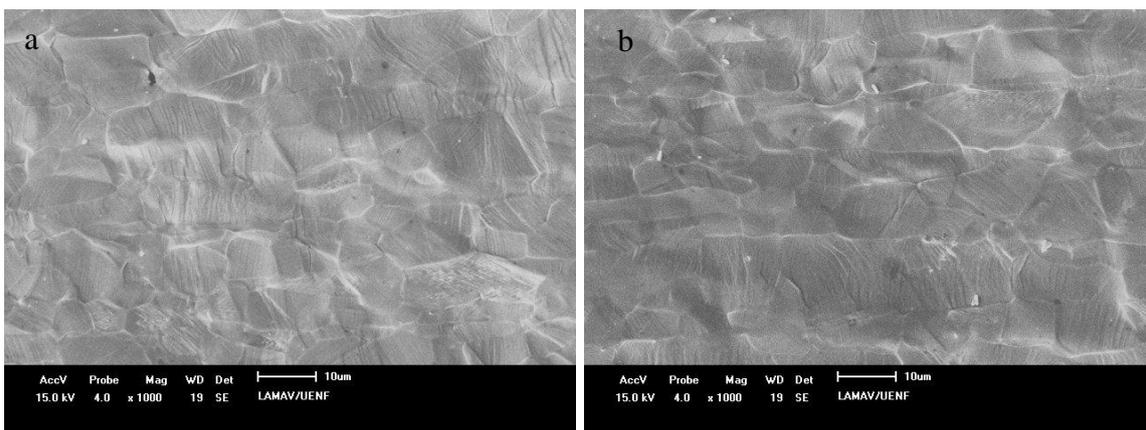


Figura 34: (a) e (b) Micrografias da região 5 da amostra com bandas de deslizamento na ferrita.

De acordo com o observado na microestrutura depois do ensaio de tração, o efeito da tensão na ferrita é maior do que na austenita ao longo de todo o comprimento útil do corpo de prova. Os grãos ferríticos apresentam bandas de deslizamento que no início da deformação são poucas e retas perpendiculares à tensão aplicada e a medida que aumenta a tensão e próximo a superfície de fratura tornam-se mais curvadas.

Comportamento mecânico semelhante foi encontrado por Balancin e Reis, 2008, em um trabalho sobre a influência da microestrutura no comportamento plástico de um aço duplex. Neste trabalho mesmo o material submetido a ensaio de torção a quente, a microestrutura e principalmente a interface tiveram um mesmo comportamento do que aqui observado. Quando as duas fases α/γ estão presentes em porcentagens aproximadamente iguais na forma de lamelas, a deformação inicia-se na ferrita e prossegue com a transferência de carga para a fase austenítica, que se alonga e se alinha com a direção de deformação até alcançar um pico de tensões. Após o pico de tensões, a matriz flui ao redor ou paralelamente às partículas, quando a austenita está grosseiramente dispersa, e inicia-se um processo de fragmentação das lamelas, quando a austenita percola a amostra.

Por outro lado as observações dos resultados do presente trabalho não concordam plenamente com os resultados obtidos por Moverare e colaboradores, 2002. Em um trabalho avaliando a distribuição de cargas aplicadas, entre as fases ferrita e austenita de um aço duplex, estes autores encontraram que a distribuição de carga entre as fases depende da direção de aplicação da carga, e que para cargas na direção de laminação ambas as fases se deformam plasticamente no mesmo nível e que a ferrita se deforma mais só quando a carga é aplicada 45° à direção de laminação e que na direção transversal a austenita é a que mais se deforma.

Este papel das interfaces é muito importante porque contribui também para o comportamento superplástico dos aços duplex e superduplex, que se desenvolve quando o material é submetido a um aquecimento, como foi realizado por Sagradi e colaboradores, 1998, que alcançou uma alongação máxima de 1510% com uma taxa de deformação inicial de $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ em um aço duplex ensaiado ao redor de 1000°C . Para esta condição, o valor de n encontrado foi de 0,64 e não houve formação de pescoço. Graus mais elevados de superplasticidade são obtidos quando a microestrutura inicial do material é fina e homogênea.

5.2 Material pré-deformado 8,5% (CP-1.8,5)

5.2.1 Comportamento Mecânico

Ensaio de Tração – Corpo de prova 2

Um segundo corpo de prova como recebido foi pré-deformado plasticamente até 8,5% e a sua curva tensão de engenharia-deformação de engenharia deste ensaio parcial é apresentada na figura 35.

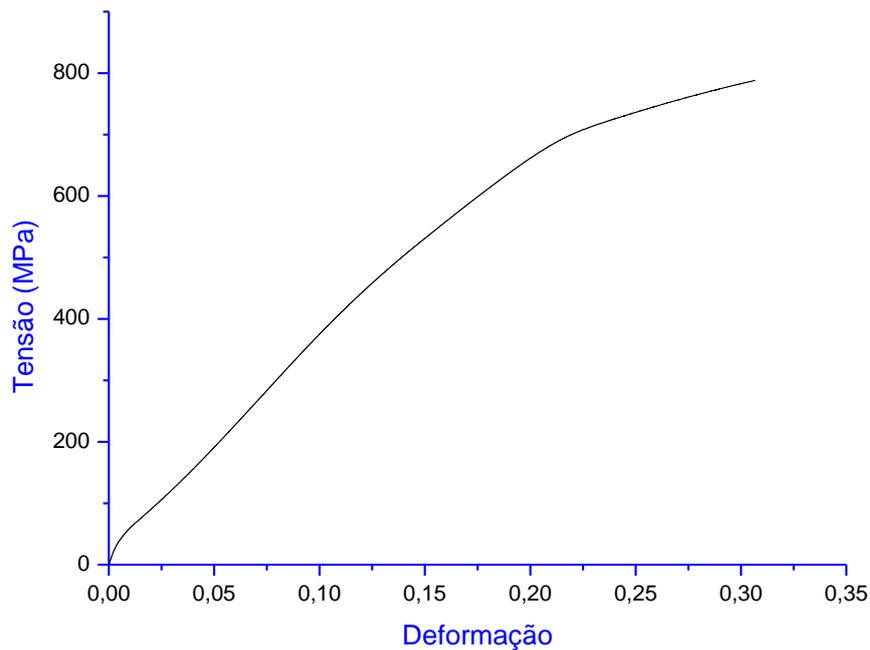


Figura 35: Curva tensão de engenharia-deformação de engenharia do material como recebido sendo pré-deformado plasticamente até 8,5%.

Depois deste ensaio de tração parcial até uma pré-deformação plástica de 8,5% o corpo de prova foi retirado da máquina e sua microestrutura foi analisada em MEV, e antes de ser colocado novamente na máquina Instron novas medidas de A_0 e L_0 foram feitas e então o corpo de prova foi ensaiado até a ruptura.

As curvas de engenharia, verdadeira e gráfico $\ln\sigma_v - \ln\varepsilon_v$ do material nesta condição são apresentadas nas figuras 36, 37 e 38, respectivamente e os valores das propriedades mecânicas do material nesta condição na tabela 14.

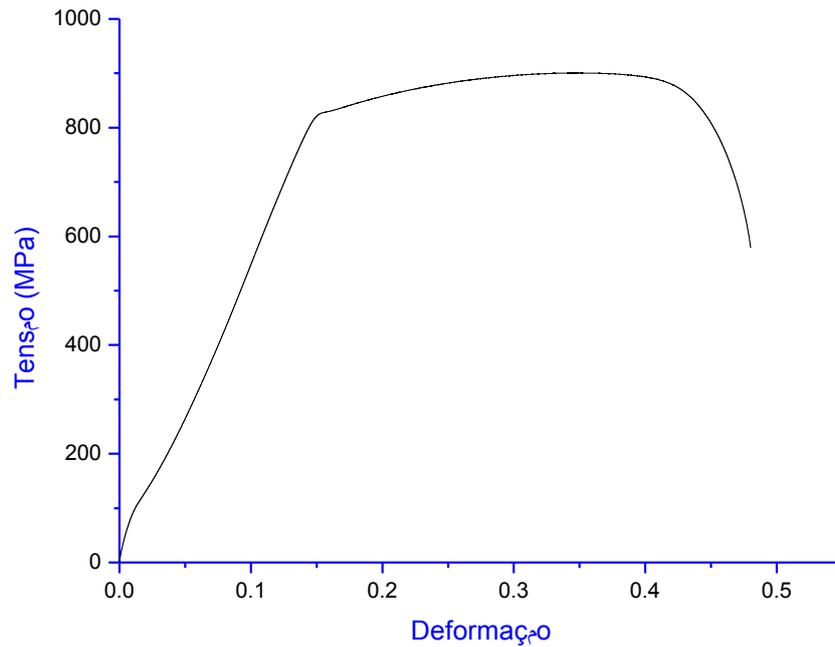


Figura 36: Curva tensão-deformação de engenharia do material pré-deformado plasticamente 8,5% e logo ensaiado até a fratura.

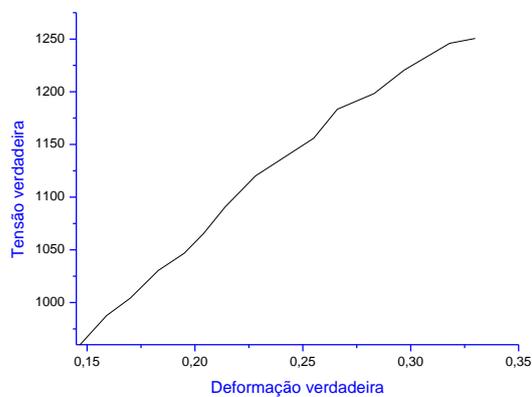


Figura 37: Curva tensão-deformação verdadeira do material pré-deformado plasticamente 8,5% e logo ensaiado até a fratura.

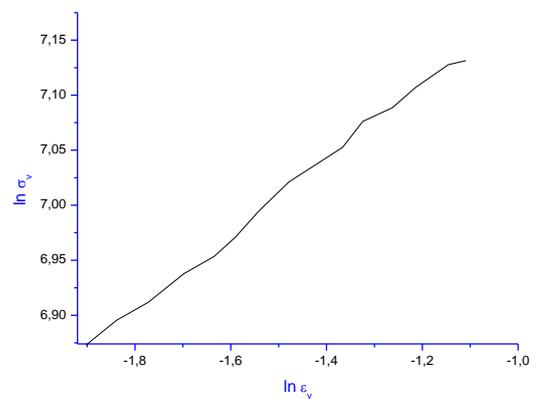


Figura 38: Curva $\ln \sigma_v - \ln \epsilon_v$ do material pré-deformado plasticamente 8,5% e logo ensaiado até a fratura..

Tabela 14: Propriedades mecânicas calculadas a partir do ensaio de tração do material pré-deformado 8,5% e ensaiado até a ruptura.

Propriedades mecânicas calculadas	Valores obtidos
Tensão de escoamento (σ_e) MPa	808
Resistência à tração (σ_m) MPa	902
Ductilidade (%AL)	36
Resiliência (U_r) MPa	53,3
Tenacidade (U_T) MPa	332,5
Expoente de encruamento (n)	0,35
Módulo de Elasticidade (E) MPa	5500

Comparando os resultados das propriedades mecânicas, obtidos para o material pré-deformado em 8,5% e deformado até a ruptura em relação aqueles do material na condição como recebido e deformado até ruptura, pode-se observar que o material na condição CP-1.8.5 aumentou a sua σ_e , σ_m e E, de 500 MPa para 808 MPa, de 812 MPa para 902 MPa e de 3150 para 5500 MPa, respectivamente. Por outro lado, a ductilidade experimentou uma queda de 53% para 36% e a resiliência aumentou de 35 para 53MPa, mas se manteve o valor da tenacidade.

Em relação ao valor do coeficiente de encruamento, n, para o corpo de prova CP-1.8,5, diminuiu de 0,6 para 0,35 em relação ao primeiro (CR-1.0). Este comportamento fica evidente comparando as curvas das figuras 28 e 36, nas quais pode ser observado que apesar do material ter aumentado sua tensão de escoamento (σ_e) e sua resistência à tração (σ_m), indicando um aumento na resistência, depois da pré-deformação plástica de 8,5%, ou seja, por efeito do encruamento. Houve também uma perda na ductilidade, que é o conceito envolvido na definição de n, o qual também diminuiu.

5.2.2 Comportamento Microestrutural

As micrografias apresentadas a seguir nas figuras 39 até 41 referem-se aos círculos 3, 4 e 5 do segundo corpo de prova que foi pré-deformado plasticamente 8,5% e depois deformado até a fratura.

As primeiras imagens correspondem ao material no seu estado como recebido, e na seqüência são apresentadas as micrografias do material pré-deformado

plasticamente 8,5% e posteriormente as micrografias correspondentes ao corpo de prova fraturado.

Região 3

Na figura 39 (a) é apresentada a micrografia do material na condição como recebido obtida em MEV. Como visto anteriormente a microestrutura do material é bifásica, e consiste de uma matriz ferrítica na qual se encontra a austenita como fase dispersa.

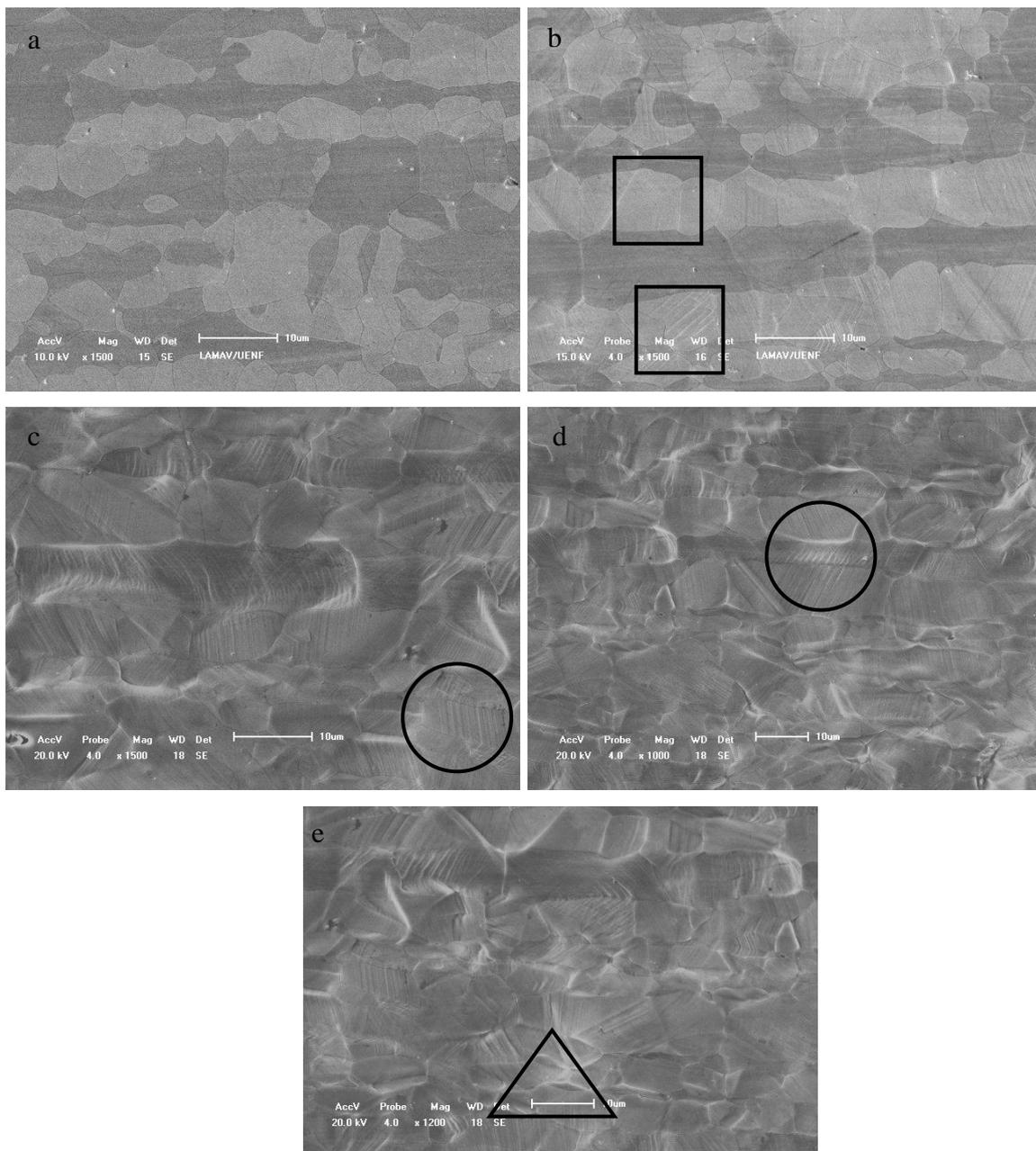


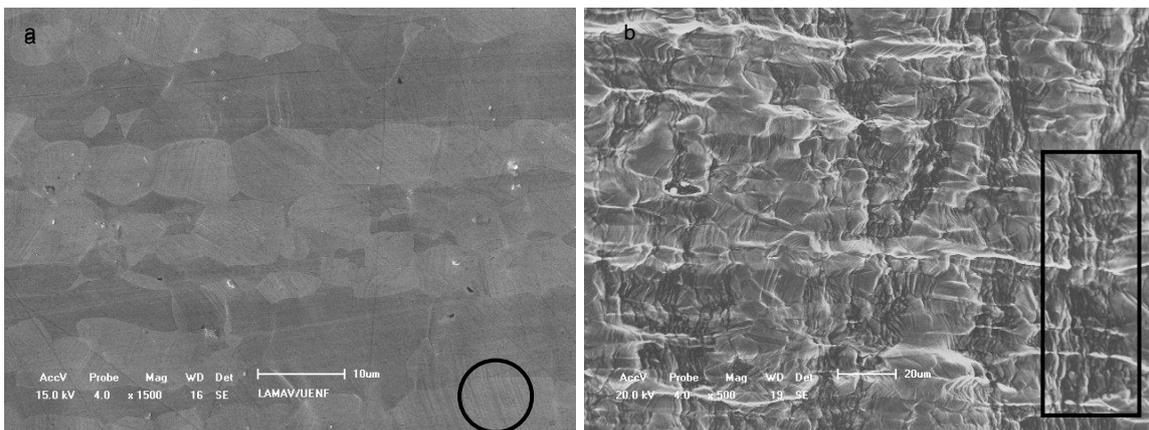
Figura 39: (a) Micrografia obtida em MEV da região 3 da amostra, antes do ensaio de tração, (b) Micrografia obtida em MEV com pré-deformação de 8,5%, (c), (d) e (e) Micrografias obtidas em MEV do material deformado até a fratura.

Na micrografia da figura 39 (b) observou-se que com uma pré-deformação de 8,5%, onde o material ainda está no regime de deformação uniforme, não impede que neste nível de deformação já seja observado o aparecimento linhas de deslizamento no interior dos grãos, principalmente os austeníticos (quadrado na figura 39 (b)).

A partir da deformação do pescoço até a fratura, a deformação do material não é mais uniforme. A tensão aplicada para a deformação se localiza no pescoço e este efeito é mais acentuado perto da superfície da fratura, com evidentes linhas de deslizamento chegando a ser curvadas (círculo na figura 39 (c) e (d)), e trincas que se propagam pelo interior dos grãos ferríticos (triângulo na figura 39 (e)), conforme pode ser verificado nas figuras 39 (c), (d) e (e).

Região 4

Na figura 40 (a), a micrografia corresponde à região 4 do material após ser pré-deformado plasticamente 8,5%. O que se observa também é que com este nível de pré-deformação estabelecido, a tensão aplicada já foi suficiente para que os sistemas de deslizamentos, mais favoráveis em ambas as fases e já ativados, apresentem poucas linhas de deslizamento nos grãos (círculo na figura 40 (a)).



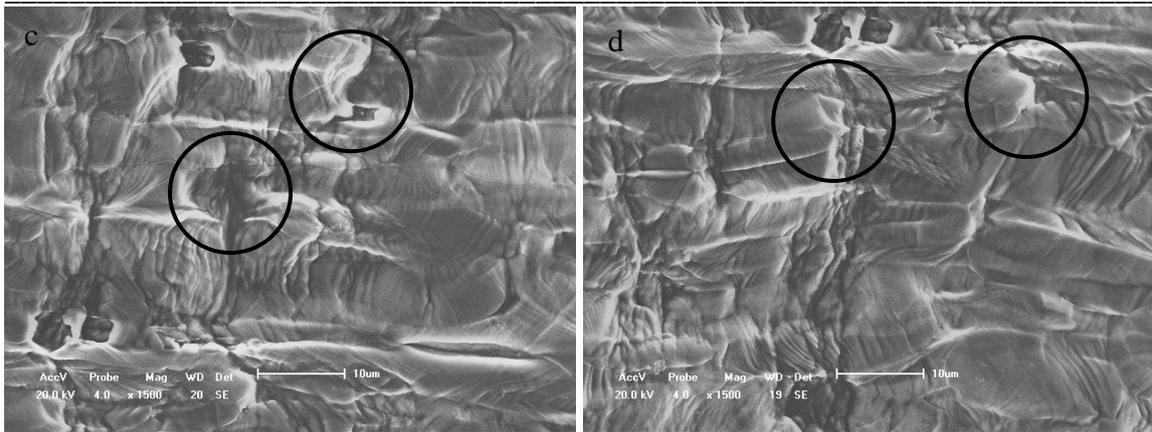
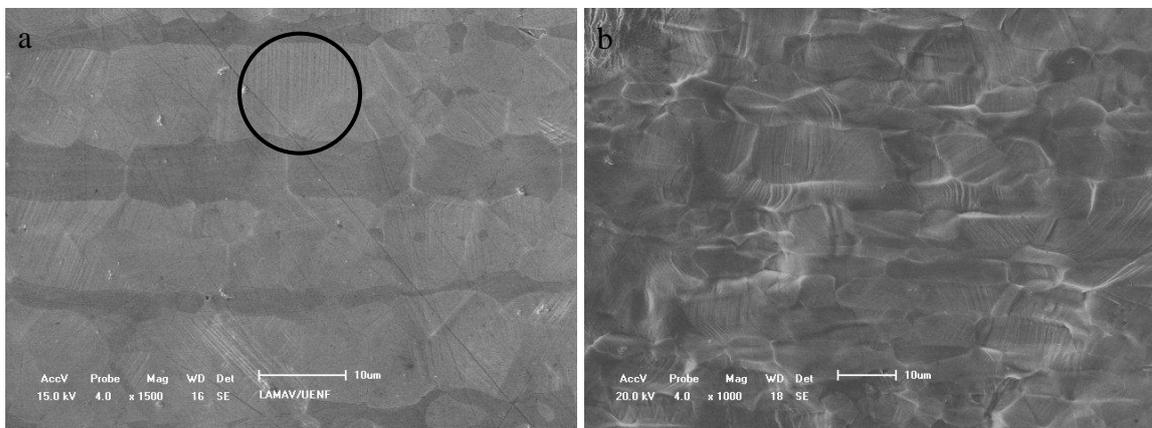


Figura 40: (a) Micrografia obtida em MEV da região 4 da amostra, após pré-deformação de 8,5%, (b), (c) e (d) Micrografias após o ensaio de tração.

Nas figuras 40 (b), (c) e (d) é evidente a deformação plástica do material após sua ruptura, pois observa-se um grande número de bandas de deslizamento e trincas (retângulo na figura 40 (b)), devido a fratura do material ter ocorrido nesta região, onde o efeito da tensão é mais acentuado. As trincas atravessam somente o interior da ferrita, e na austenita segue o caminho da interface austenita/ferrita ou contorno austenita/austenita (círculo nas figuras 40 (c) e (d)).

Região 5

Nas micrografias da figura 41 (a), que corresponde ao material com 8,5% de pré-deformação, observa-se que o material ainda sofre deformação uniforme mesmo nesta região que é localizada próxima ao pescoço, ficando constatado pelas poucas linhas de deslizamento visualizadas (círculo na figura 41 (a)).



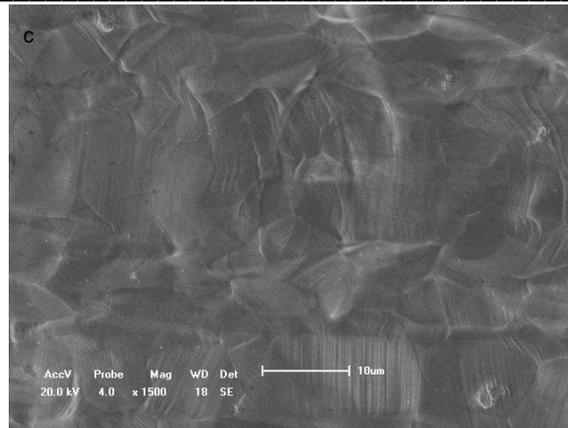


Figura 41: (a) Micrografia obtida em MEV da região 5 da amostra, após pré-deformação de 8,5%, (b) e (c) Micrografias após ensaio de tração.

As micrografias da figura 41 (b) e (c) apresentam um grande número de bandas de deslizamento (quadrado na figura 41 (c)), assim como a figura 41, mas um maior número de bandas de deslizamento e trincas nas interfaces e contornos de grão são evidentes na região na qual o material se rompeu após ser ensaiado até a ruptura.

5.3 Material pré-deformado 15% (CP-2.15)

5.3.1 Comportamento Mecânico

Ensaio de Tração – Corpo de prova 3

Um terceiro corpo de prova como recebido teve sua microestrutura analisada em MEV e depois foi submetido ao ensaio de tração e pré-deformado plasticamente até 15% e a sua curva tensão de engenharia-deformação de engenharia deste ensaio parcial é apresentada na figura 42.

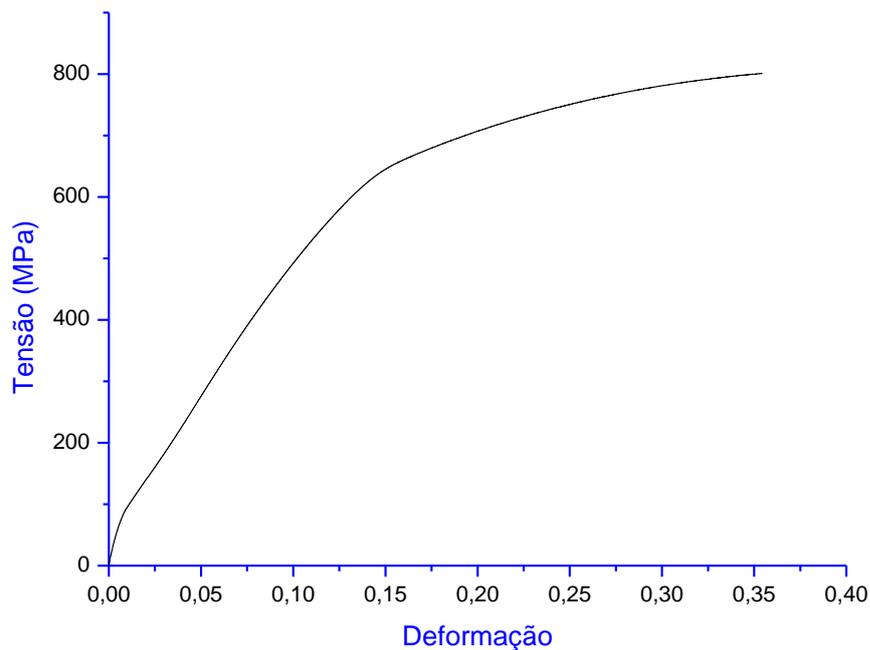


Figura 42: Curva tensão-deformação de engenharia do material como recebido sendo pré-deformado plasticamente até 15%.

Depois de ser pré-deformado plasticamente 15% a microestrutura do corpo de prova foi novamente analisada em MEV e novas medidas de A_0 e L_0 foram feitas para que o corpo de prova fosse novamente colocado na Instron para ser então ensaiado até a ruptura.

As curvas de engenharia, verdadeira e gráfico $\ln\sigma_v - \ln\varepsilon_v$ do material após sua ruptura são apresentadas nas figuras 43, 44 e 45, respectivamente e os valores das propriedades mecânicas do material nesta condição na tabela 15.

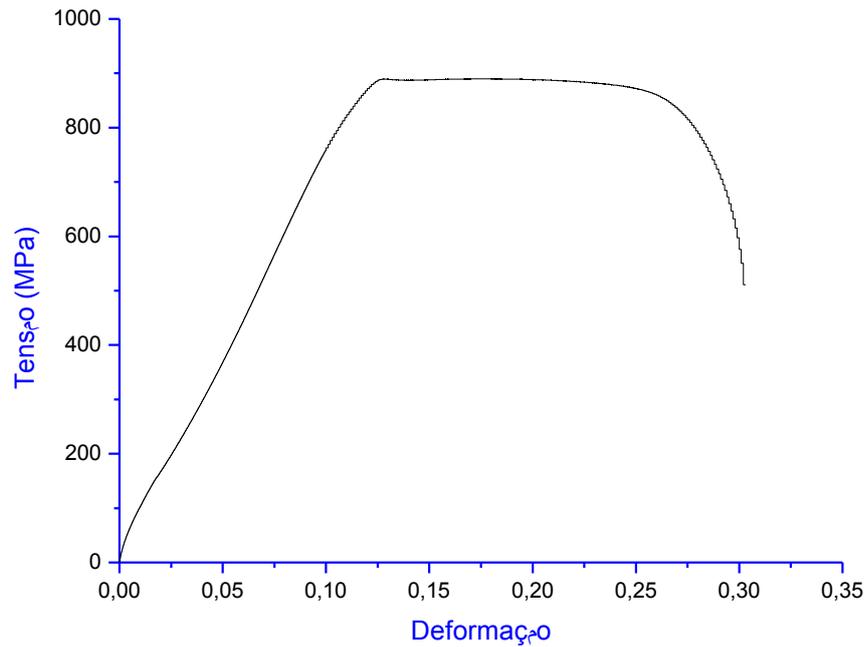


Figura 43: Curva tensão-deformação de engenharia do material pré-deformado plasticamente 15% e logo ensaiado até a fratura.

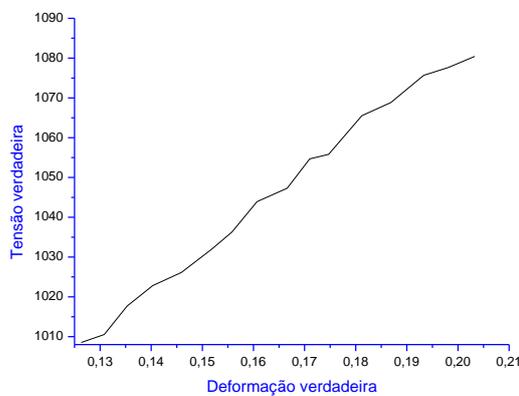


Figura 44: Curva tensão-deformação verdadeira do material pré-deformado plasticamente 15% e logo ensaiado até a fratura.

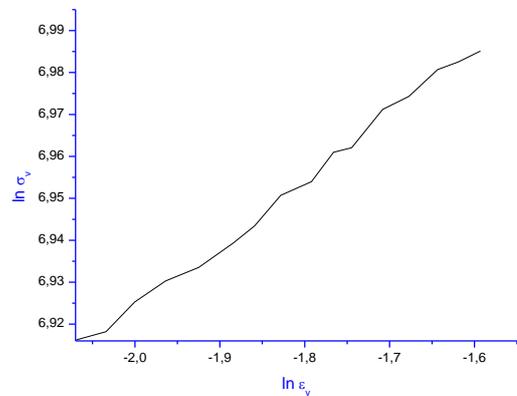


Figura 45: Curva $\ln \sigma_v - \ln \epsilon_v$ do material pré-deformado plasticamente 15% e logo ensaiado até a fratura.

Tabela 15: Propriedades mecânicas calculadas a partir do ensaio de tração do material pré-deformado 15% e ensaiado até a ruptura.

Propriedades mecânicas calculadas	Valores obtidos
Tensão de escoamento (σ_e) MPa	789
Resistência à tração (σ_m) MPa	896
Ductilidade (%AL)	23
Resiliência (U_r) MPa	61,08
Tenacidade (U_T) MPa	210,60
Expoente de encruamento (n)	0,14
Módulo de Elasticidade (E) MPa	7120

Comparando os resultados das propriedades mecânicas, obtidos para o material pré-deformado em 15% e deformado até a ruptura (CP-2.15) em relação ao material pré-deformado em 8,5% e deformado até a ruptura (CP-1.8,5) e também ao material na condição como recebido e deformado até ruptura (CR-1.0), pode-se observar que o material na condição CP-2.15 teve valores da tensão de escoamento e resistência à tração entre os valores calculados para os dois corpos de prova anteriores e, o Módulo de Elasticidade aumentou. Por outro lado, a ductilidade encontrada de 23% foi menor que a dos outros dois corpos de prova, sendo que do CR-1.0 teve uma ductilidade de 53% e o CP-1.8,5 36%, mas a resiliência aumentou para 61,08 MPa, e a tenacidade que anteriormente havia se mantido aproximadamente igual para as duas primeiras condições do material, nesta condição experimentou uma queda de aproximadamente 333 MPa para 210,6 MPa.

Em relação ao valor do coeficiente de encruamento, n, para o corpo de prova CP-2.15, encontrou-se que este valor diminuiu em relação ao CP-1.8,5 e ao CR-1.0, passando de 0,6 para 0,35, e neste corpo de prova o valor encontrado foi de 0,14. Este comportamento fica evidente comparando as curvas das figuras 28, 36 e 43 nas quais pode ser observado que apesar do material ter aumentado sua tensão de escoamento (σ_e) e sua resistência à tração (σ_m) quando comparado ao CR-1.0, indicando um aumento na resistência, depois da pré-deformação plástica, ou seja, por efeito do encruamento. Houve também uma perda na ductilidade, que é o conceito envolvido na definição de n, o qual também diminuiu.

5.3.2 Comportamento Microestrutural

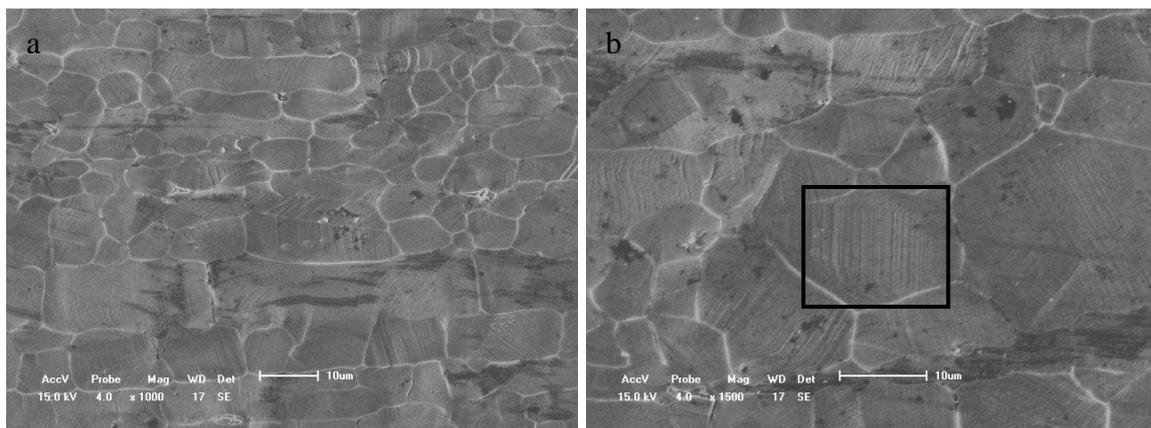
As micrografias deste terceiro corpo de prova serão apresentadas primeiramente após o material ter sido pré-deformado plasticamente 15% e na seqüência serão observadas as micrografias do material após o ensaio de tração até a ruptura.

O corpo de prova rompeu entre as regiões 4 e 5, então será dado ênfase às micrografias das regiões 3, 4 e 5 por estarem mais próximas à fratura.

Região 3

Na figura 46 são observadas micrografias do material após sua pré-deformação de 15%. Com a tensão aplicada já é possível observar alterações na microestrutura do material, sendo evidente linhas e bandas de deslizamento no interior e no contorno dos grãos.

No interior dos retângulos da figura 46 (b) e (d) observa-se algumas das linhas de deslizamento provenientes desta pré-deformação de 15% que o material foi submetido. Como a carga aplicada já foi considerada suficiente para alterar significativamente a microestrutura do material, as linhas de deslizamento já se apresentam curvadas em alguns grãos do material, como pode ser observado no interior do círculo da figura 46 (c).



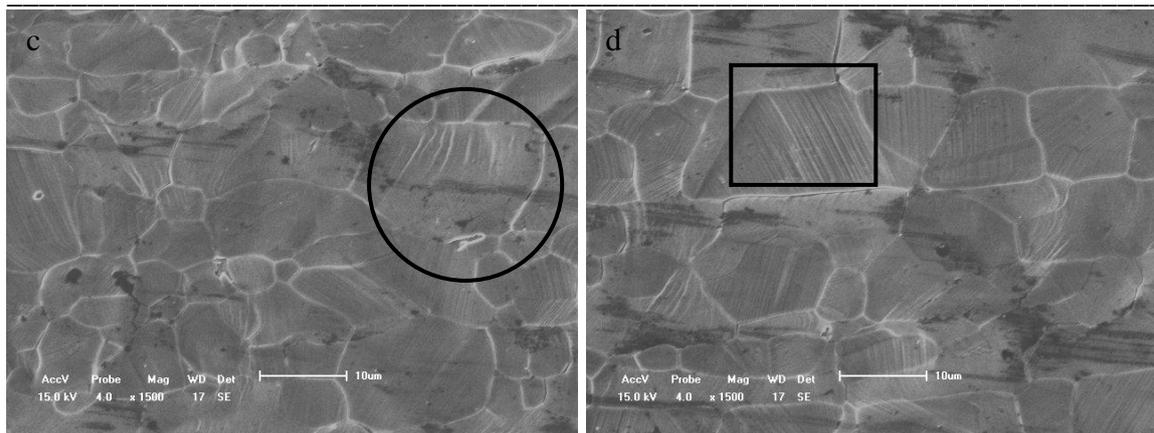
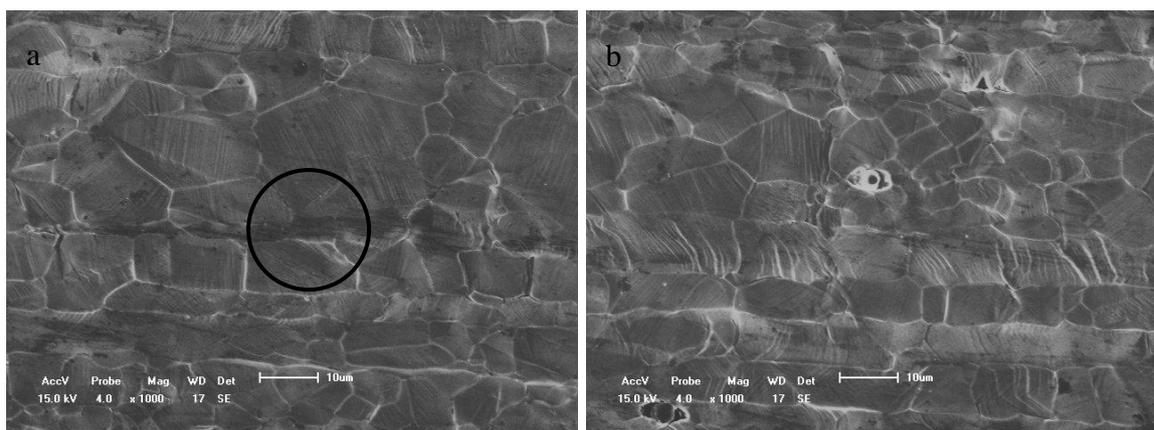


Figura 46: (a), (b), (c), (d) e (e): Micrografias obtidas em MEV da região 3 da amostra, após pré-deformação de 15%, com diferentes aumentos.

Após o material ter sido submetido à pré-deformação plástica de 15% nova carga foi aplicada tornando mais evidente as bandas e linhas de deslizamento e conseqüente ruptura do material após a formação do pescoço, conforme pode ser observado na figura 47.

Além das linhas de deslizamento, que são mais acentuadas e mais curvadas após a fratura do material, as trincas já aparecem nesta região do material, sendo estas do tipo que se propagam pelo interior dos grãos, como pode ser observado no círculo da figura 47 (a), e também ocorre a propagação de trincas pelo contorno dos grãos (figura 47 (d)).



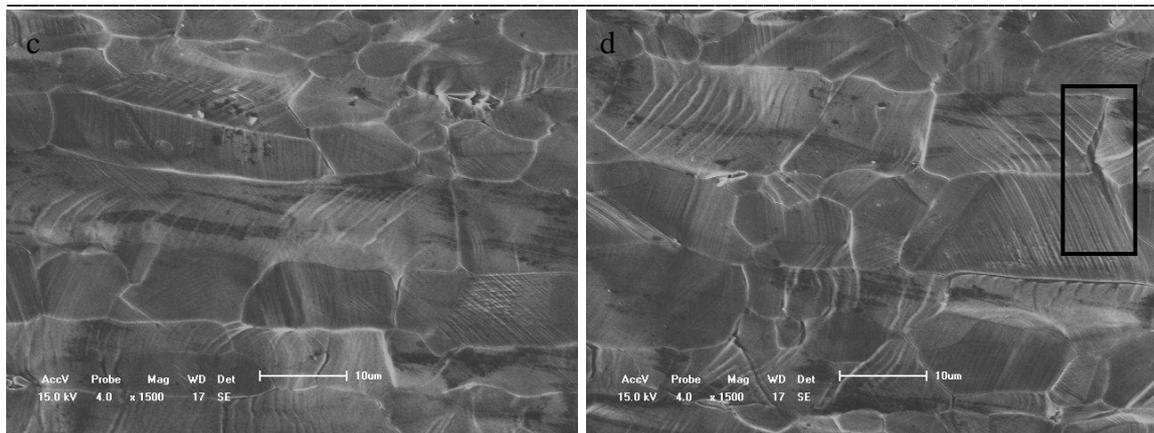
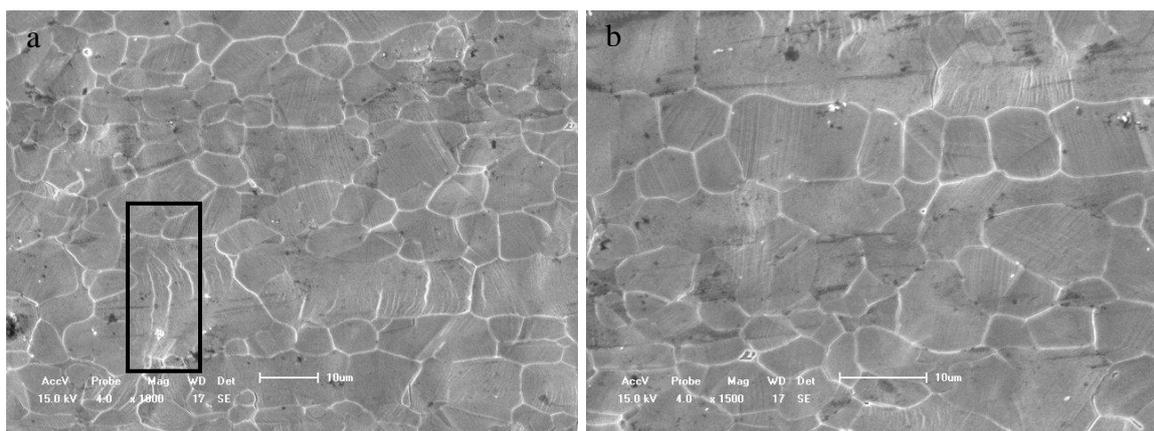


Figura 47: Micrografias obtidas em MEV da região 3 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos.

Região 4

A figura 48 apresenta o material pré-deformado plasticamente próximo à região em que ocorreu a fratura. Assim como na região 3 são observadas linhas e bandas de deslizamento devido ao efeito da tensão do encruamento.

Devido a proximidade à fratura, observa-se com mais evidências linhas de deslizamento curvadas, como pode ser visto no retângulo da figura 48 (a), e algumas trincas já se iniciam pelo contorno dos grãos (figura 48 (c)). Devido a um maior número de sistemas de deslizamento ativos, as linhas de deslizamento possuem diferentes orientações, como se observa no círculo da figura 48 (d).



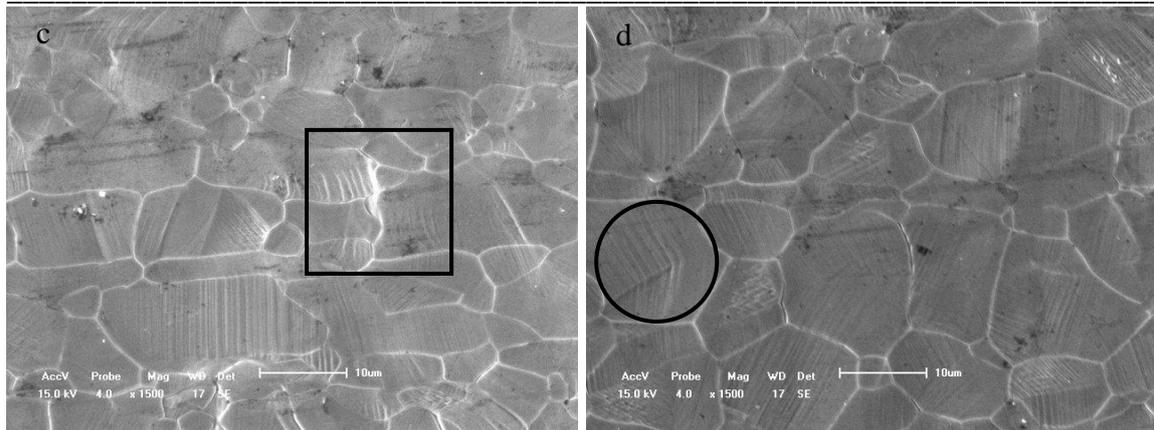
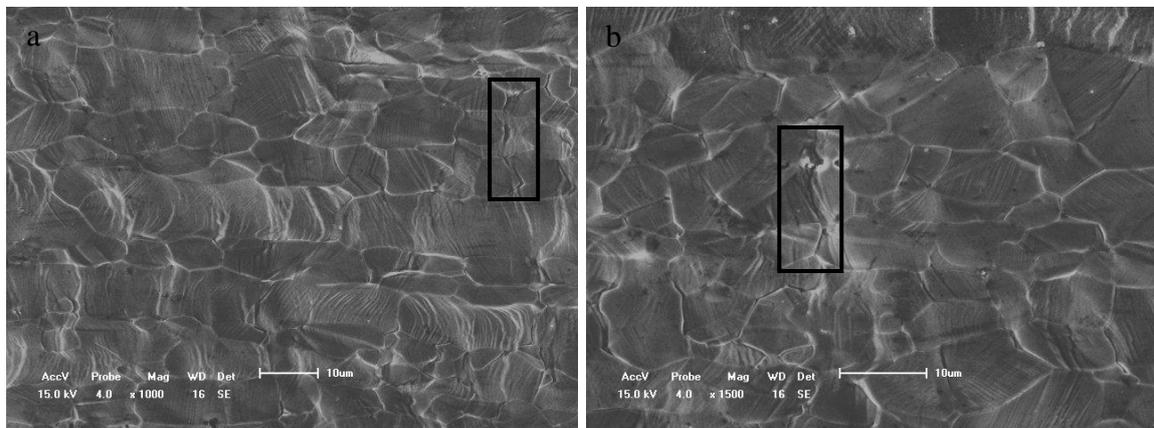


Figura 48: (a), (b), (c) e (d): Micrografias obtidas em MEV da região 4 da amostra, após pré-deformação de 15%, com diferentes aumentos.

Observa-se nas próximas micrografias, apresentadas na figura 49, que devido à proximidade com a região de fratura, a microestrutura do material foi mais alterada do que na região 3, podendo ser observado com mais ênfase as linhas e bandas de deslizamento e trincas no interior e contorno dos grãos.

Algumas das trincas, que estão mais realçadas nesta região do material, podem ser observadas nos retângulos da figura 49.



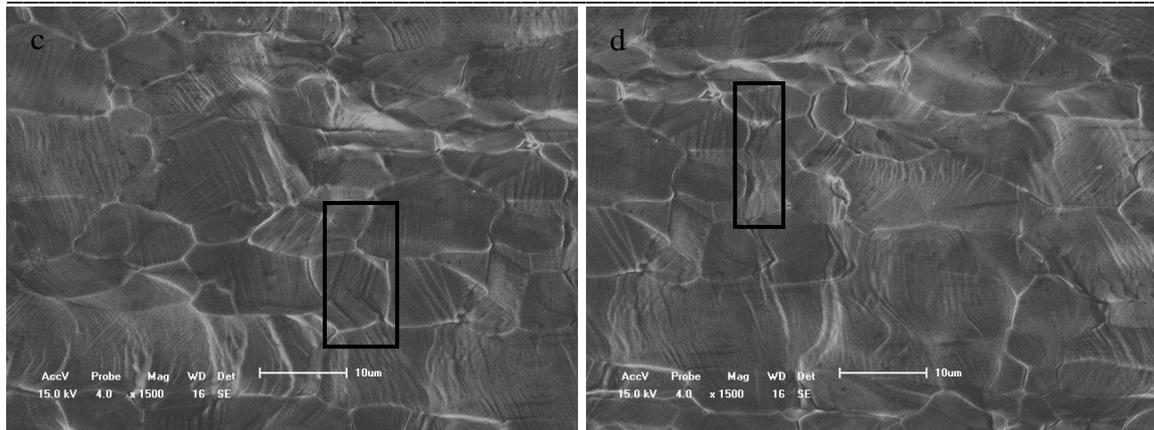


Figura 49: Micrografias obtidas em MEV da região 4 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos.

Região 5

As micrografias obtidas da região 5 são equivalente às micrografias da região 4 devido ao corpo de prova ter rompido exatamente no meio das duas regiões. Então, na figura 50, são observadas linhas e bandas de deslizamento do material pré-deformado plasticamente 15% assim como foram observadas na figura 48.

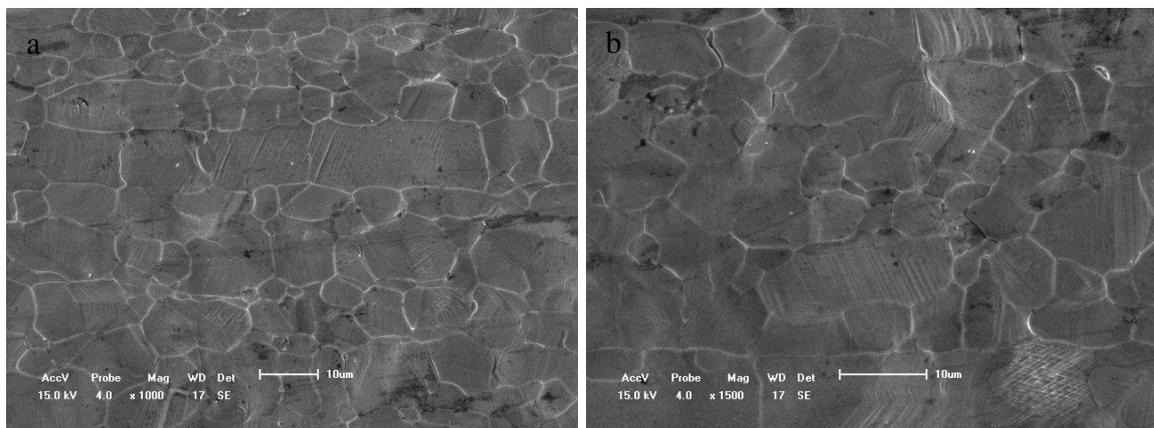


Figura 50: (a) e (b): Micrografias obtidas em MEV da região 5 da amostra, após pré-deformação de 15%, com diferentes aumentos.

Assim como quando o material foi pré-deformado plasticamente o efeito da tensão foi o mesmo nas regiões 4 e 5, após ser deformado até a fratura as mesmas alterações microestruturais foram observadas, conforme visto na figura 51.

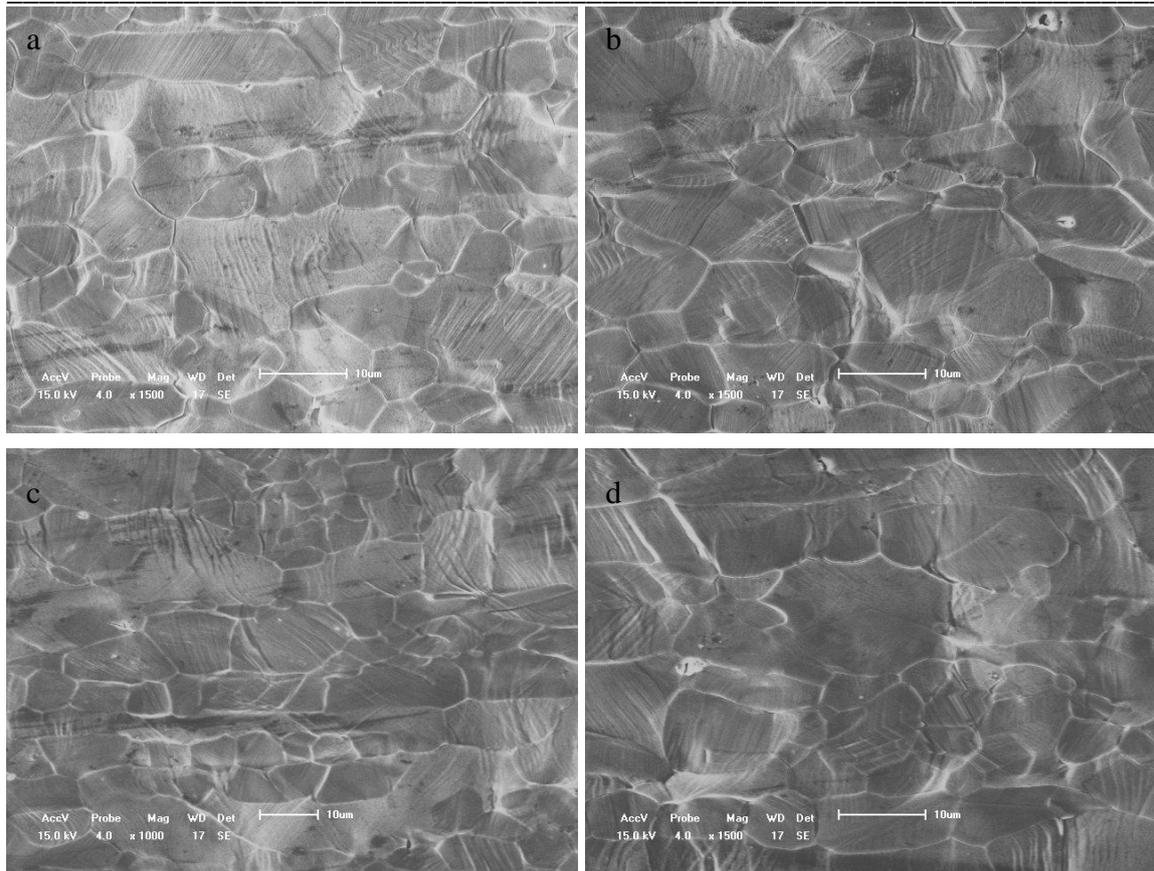


Figura 51: Micrografias obtidas em MEV da região 5 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos.

5.4 Material pré-deformado 25% (CP-3.25)

5.4.1 Comportamento Mecânico

Ensaio de Tração – Corpo de prova 4

Um quarto corpo de prova como recebido foi primeiramente pré-deformado plasticamente até 25% e depois deformado até a fratura.

A curva de engenharia do material submetido ao ensaio de tração e pré-deformado 25% está apresentada na figura 52.

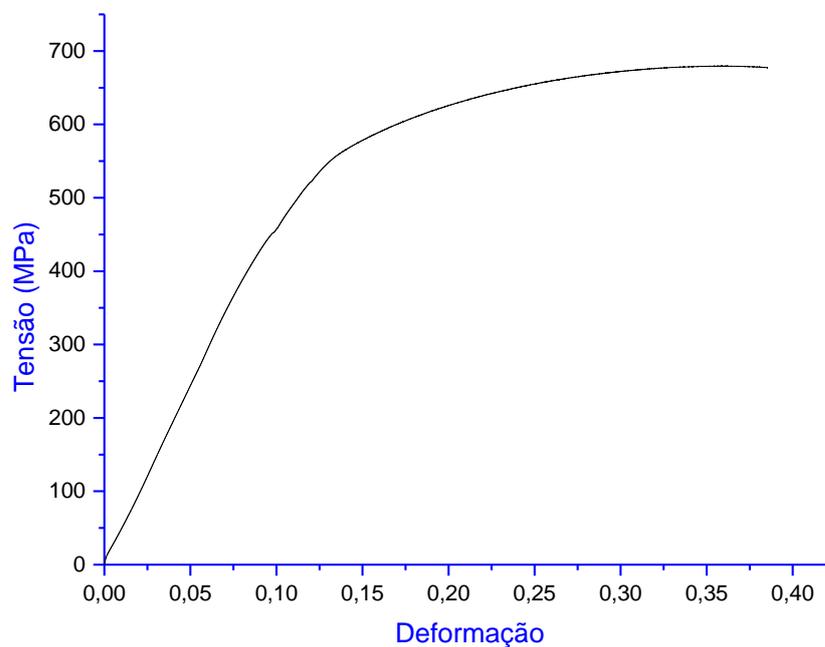


Figura 52: Curva tensão-deformação de engenharia do material como recebido sendo pré-deformado plasticamente até 25%.

Depois de o material ter sido submetido ao ensaio de tração para uma pré-deformação plástica de 25% a microestrutura do corpo de prova foi novamente analisada em MEV e antes do material ser novamente ensaiado até a ruptura na Instron novas medidas de A_0 e L_0 foram feitas.

As curvas de engenharia, verdadeira e gráfico $\ln\sigma_v - \ln\varepsilon_v$ do material nesta nova condição são apresentadas nas figuras 53, 54 e 55, respectivamente e os valores das propriedades mecânicas do material nesta condição na tabela 16.

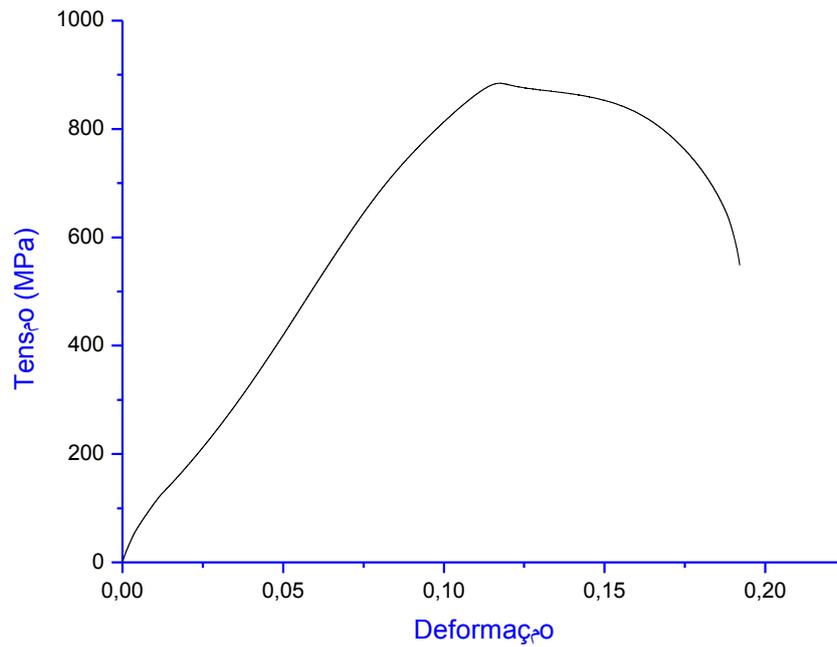


Figura 53: Curva tensão-deformação de engenharia do material pré-deformado plasticamente 25% e logo ensaiado até a fratura.

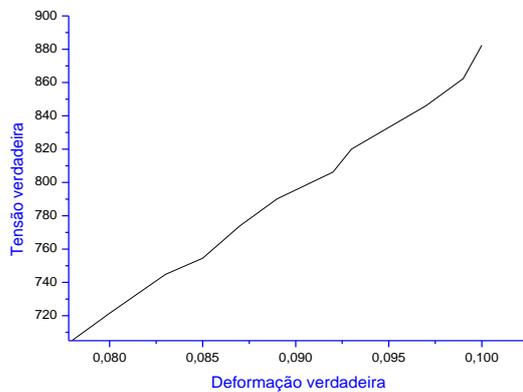


Figura 54: Curva tensão-deformação verdadeira do material pré-deformado plasticamente 25% e logo ensaiado até a fratura.

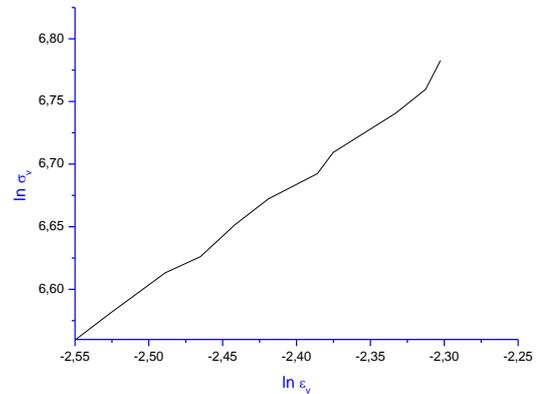


Figura 55: Curva $\ln \sigma_v - \ln \epsilon_v$ do material pré-deformado plasticamente 25% e logo ensaiado até a fratura.

Tabela 16: Propriedades mecânicas calculadas a partir do ensaio de tração do material pré-deformado 25% e ensaiado até a ruptura.

Propriedades mecânicas calculadas	Valores obtidos
Tensão de escoamento (σ_e) MPa	679
Resistência à tração (σ_m) MPa	877
Ductilidade (%AL)	13
Resiliência (U_r) MPa	36
Tenacidade (U_T) MPa	143
Expoente de encruamento (n)	0,23
Módulo de Elasticidade (E) MPa	8000

Em relação aos quatro resultados das propriedades mecânicas, pode-se observar a variação em função das pré-deformações plásticas na figura 56 e, para este corpo de prova, encontrou-se valores ainda menores para a tensão de escoamento e resistência à tração, e o expoente de encruamento, se encontrou entre 0,35 e 0,14, que referem-se aos materiais pré-deformados 8,5 e 15%. Por outro lado, a ductilidade de 13% seguiu a mesma queda que havia tendo para os outros corpos de prova, que haviam sido 53, 36 e 23%. Mas a resiliência teve um valor de 36 MPa, que é aproximadamente igual ao primeiro corpo de prova que não sofreu encruamento. A tenacidade que anteriormente havia se mantido aproximadamente igual para as duas primeiras condições do material (333 MPa), nesta condição experimentou uma queda para 143 MPa assim como no terceiro corpo de prova que o valor encontrado foi de 210,6 MPa. O módulo de elasticidade apresentou comportamento semelhante para as quatro condições do material, aumentando em função do aumento da pré-deformação plástica.

Os resultados dos ensaios mecânicos realizados por Jiménez e colaboradores, 2001, mostram que o aço inoxidável duplex apresenta todas as características de deformação de ligas superplástica: alongamento grande à falha e um baixo valor de coeficiente de encruamento (n).

Resultados e discussão

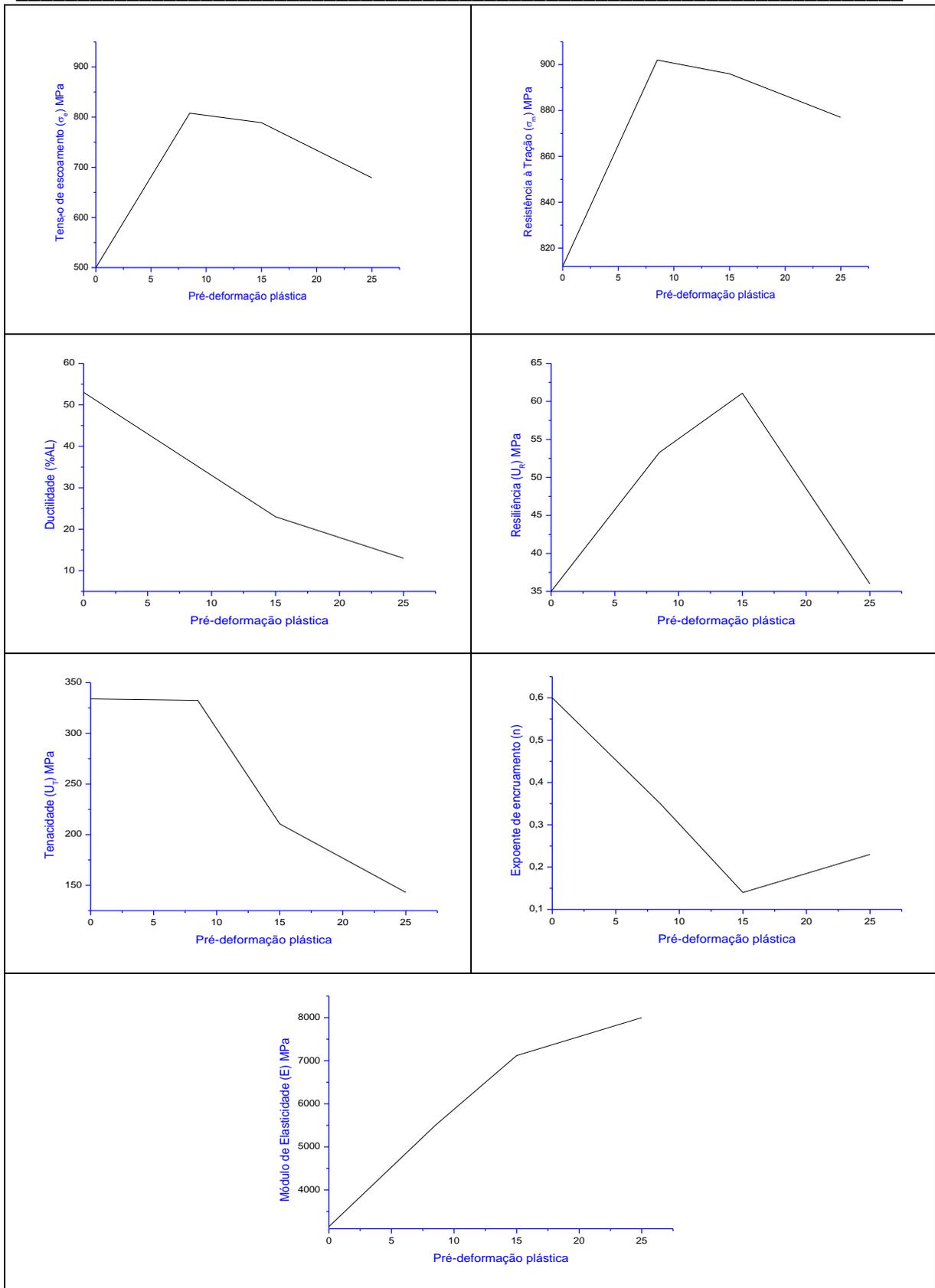


Figura 56: Variação das propriedades mecânicas em função das pré-deformações plásticas.

5.4.2 Comportamento Microestrutural

Levando em consideração que este quarto corpo de prova pré-deformado plasticamente 25% rompeu na região 3, serão observadas nas micrografias das figuras 56 à 61 imagens do material na sua condição pré-deformada e após sua ruptura, dando ênfase à região 2 e 4, que são anterior e posterior à ruptura.

Região 2

Na figura 57 o material já havia sofrido uma pré-deformação de 25%, que já foi suficiente para ativar os sistemas de deslizamento e observar linhas e bandas de deslizamento bastante expressivas na microestrutura do material.

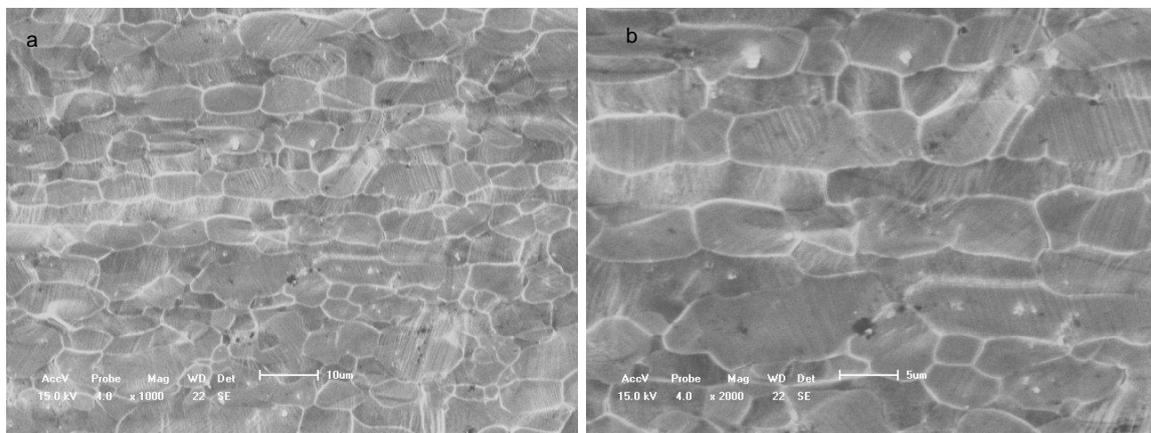


Figura 57: Micrografias obtidas da região 2 da amostra, após pré-deformação de 25%, com diferentes aumentos.

Na figura 58 o material já havia sido ensaiado até a sua ruptura, e as linhas e bandas de deslizamento são mais acentuadas do que antes do material romper, e também se observa que as linhas de deslizamento são curvadas nesta condição do material.

No quadrado marcado na figura 58 (b), observa-se que as linhas de deslizamento possuem diferentes orientações cristalográficas.

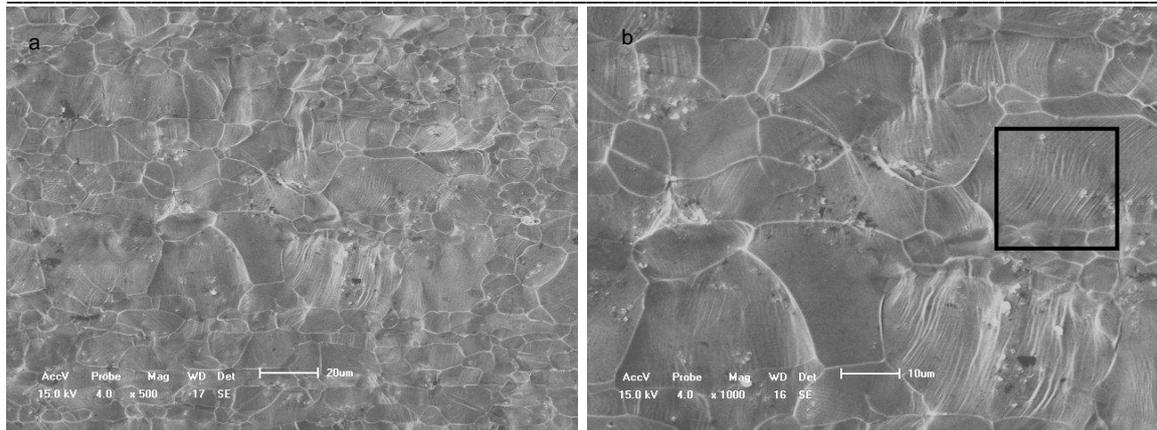


Figura 58: Micrografias obtidas da região 2 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos.

Região 3

Nesta região que ocorreu a ruptura do material somente a pré-deformação já foi suficiente para se observar bastante alteração na microestrutura do material, como se observa na figura 59, sendo que as linhas de deslizamento possuem diferentes direções em relação ao eixo de aplicação da carga, como pode ser visto na região marcada da figura 59 (a).

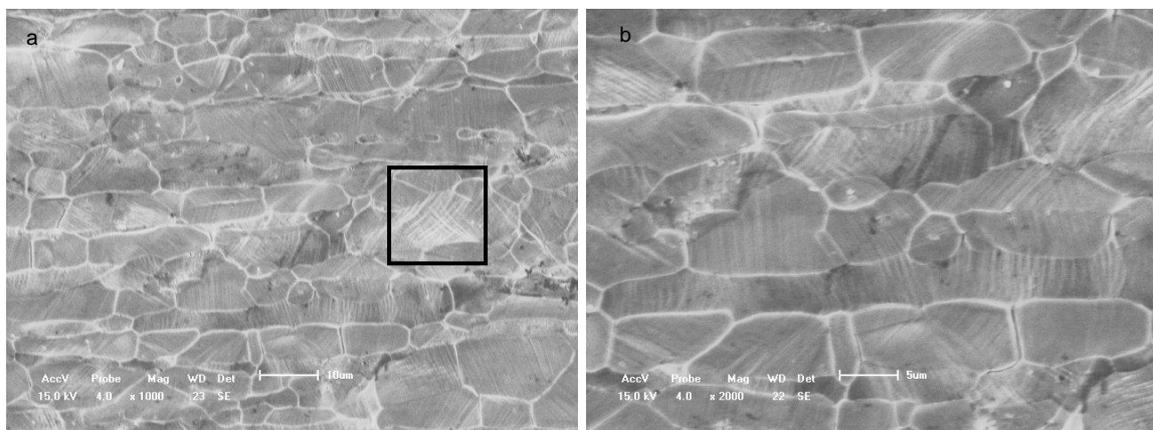


Figura 59: Micrografias obtidas da região 3 da amostra, após pré-deformação de 25%, com diferentes aumentos.

Após o material ser ensaiado até a ruptura além das linhas e bandas de deslizamento já se observa nesta região de fratura trincas no interior e contorno dos grãos, como pode ser visto na figura 60. Nesta região os efeitos da tensão são mais acentuados do que nas outras regiões, pois a tensão aplicada para a deformação se

localiza no pescoço, e com isto pode ser observado às trincas que se propagam pelo interior e contorno dos grãos, de acordo com as marcações da figura abaixo.

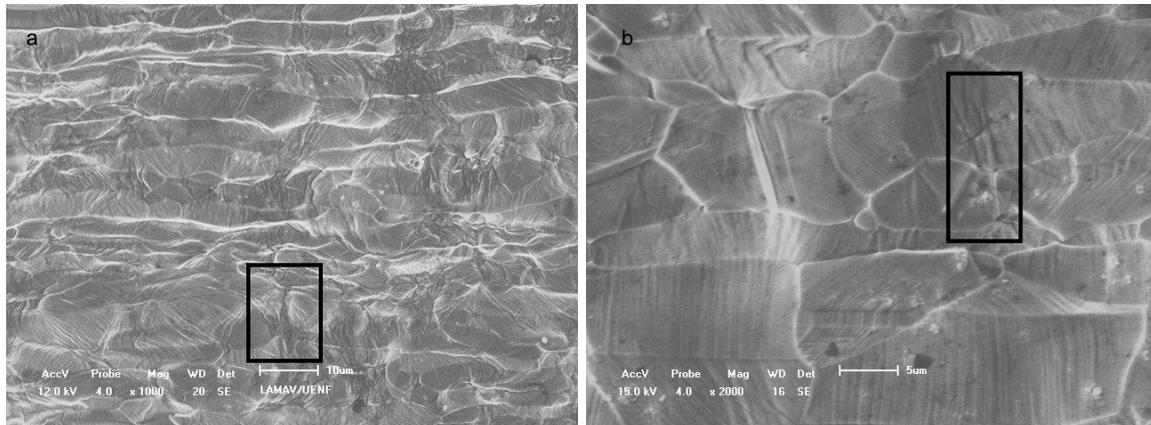


Figura 60: Micrografias obtidas da região 3 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos.

Região 4

Na figura 61 as observações são equivalentes as que já foram apresentadas sobre a região 2 do material, figura 57 e 58 pois a distância da ruptura é proporcional entre as 2 regiões.

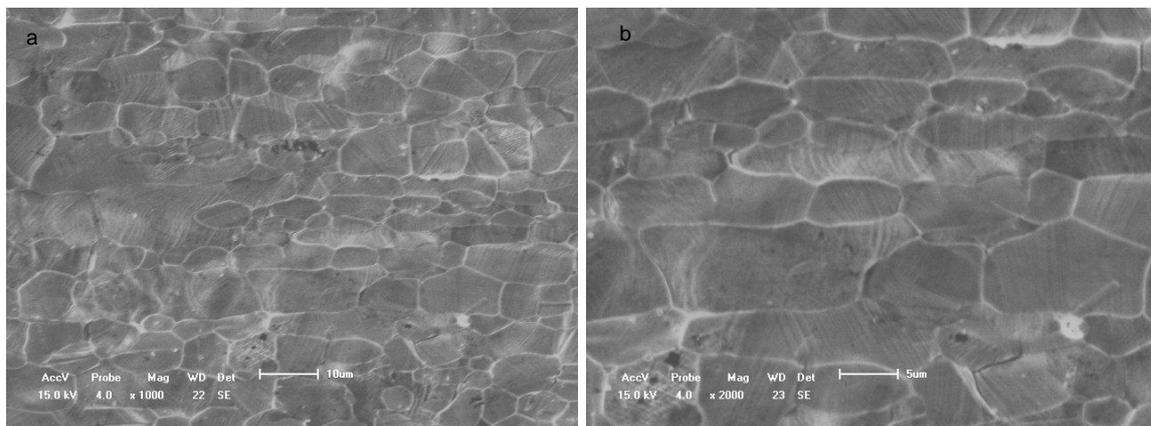


Figura 61: Micrografias obtidas da região 4 da amostra, após pré-deformação de 25%, com diferentes aumentos.

Assim como na região 2, na figura 62 observa-se um maior efeito da tensão do que quando o material havia sido somente pré-deformado. As linhas e bandas de deslizamento são mais acentuadas e chegam até a serem curvadas.

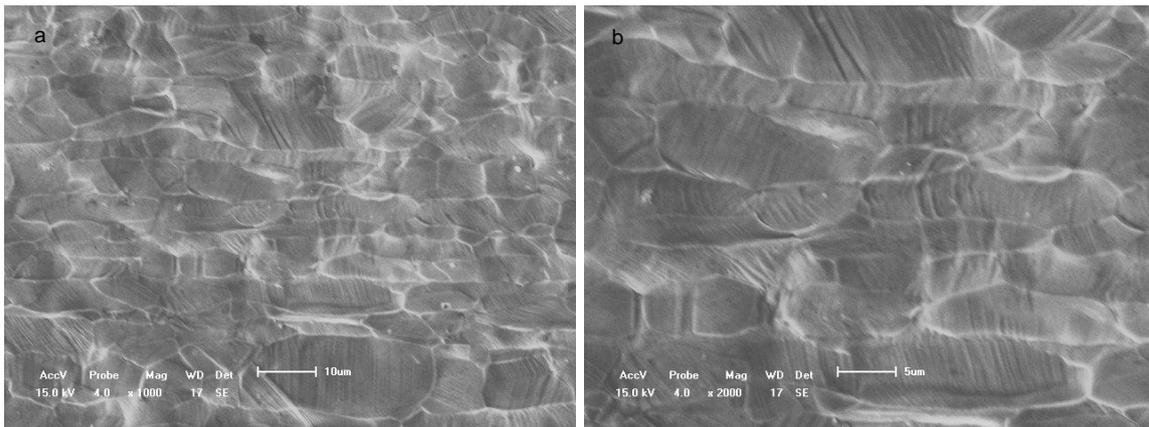


Figura 62: Micrografias obtidas da região 4 da amostra, após ensaio de tração, com diferentes aumentos.

Foram realizadas medidas de microdureza do material na sua condição de como recebido, e, para a região austenítica a microdureza encontrada foi de 299,87 Kgf/mm², com desvio padrão de 2,066 e para a região ferrítica o valor encontrado foi de 292,63 Kgf/mm², com desvio padrão de 4,31. De acordo com a diferença nos valores confirma-se a teoria de que os grãos da austenita são mais duros e mais resistentes do que os grãos da matriz ferrítica, que por sua vez são mais dúcteis, devido a austenita ter microdureza maior do que a ferrita.

Nos estudos realizados por Moverare e colaboradores, 2002, foi ressaltado que a microdureza de duas fases em aço inoxidável duplex tem sido investigada por diversos autores. Tem sido observado que ambas as fases têm a mesma dureza se o teor de Nitrogênio total é de aproximadamente 0,12% peso e ambas as fases têm um tamanho de grão semelhante. Se o teor de Nitrogênio é menor do que 0,12% peso, a ferrita é mais dura do que a austenita. Por outro lado, se o teor de Nitrogênio é maior do que 0,12% peso, a austenita é mais dura do que a ferrita. Como o aço que foi estudado possui entre 0,24 e 0,32% em peso de Nitrogênio e suas fases possuem tamanhos diferentes, os resultados encontrados para a microdureza estão de acordo com as pesquisas realizadas.

Após o ensaio de tração não foi possível medir a microdureza das fases, pois a amostra torna-se ondulada, o que impede a focalização no microdurômetro.

A dureza foi medida para comparar as propriedades mecânicas do aço após ser submetido ao ensaio de tração. Para o material na condição de como recebido a

Resultados e discussão

duresa encontrada foi de 64,036 MPa, com desvio padrão de 0,439 e após ser tracionado o valor foi de 71,55MPa, com desvio padrão de 0,39 para o material pré-deformado 8,5% e de 70,67MPa, com desvio padrão de 1,27 para o material pré-deformado 15%.

5.5 Comparação entre o comportamento mecânico dos quatro corpos de prova

De acordo com o ensaio de tração das quatro amostras, é apresentado de maneira conjunta as curvas tensão de engenharia-deformação de engenharia (Figura 62) e tensão verdadeira-deformação verdadeira (Figura 63) para as quatro condições: CR-1.0 (como recebido até a ruptura), CP-1.8,5 (pré-deformado 8,5% até a ruptura), CP-2.15 (pré-deformado 15% até a ruptura) e CP-3.25 (pré-deformado 25% até a ruptura).

Nestas curvas observa-se que a medida que se aumenta o nível de pré-deformação, as propriedades mecânicas apresentam uma perda no regime plástico, apesar de inicialmente ocorrer um aumento da resistência à tração e na tensão de escoamento, medidas no regime elástico.

Nas curvas verdadeiras observa-se que não houve aumento da resistência com o aumento da pré-deformação durante a deformação plástica. Com isto, fica evidente que a pré-deformação não é adequada para melhorar as propriedades mecânicas deste tipo de aço.

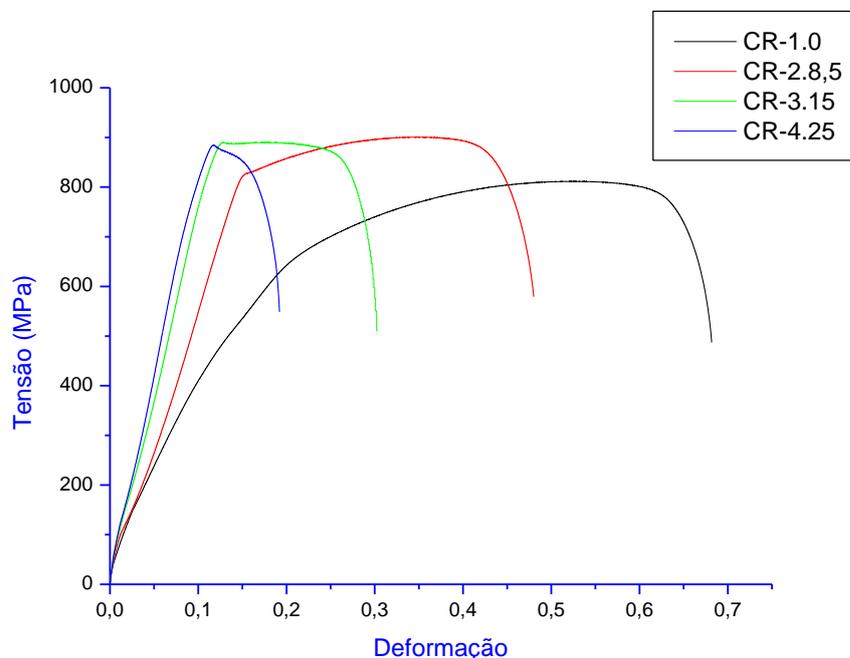


Figura 62: Comparação das curvas tensão de engenharia-deformação de engenharia para o CR-1.0, CP-1.8,5, CP-2.15 e CP-3.25.

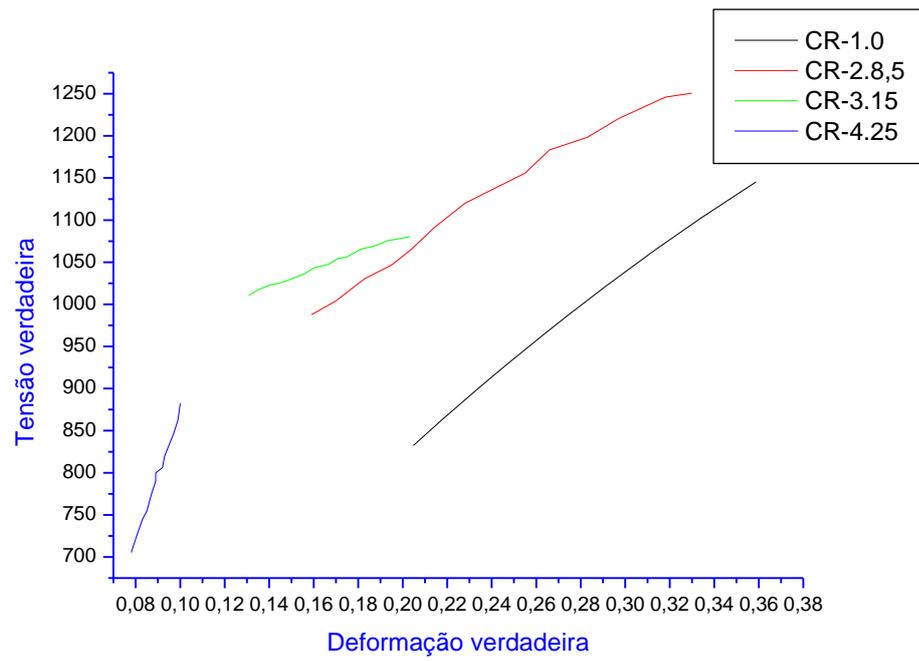


Figura 63: Comparação das curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira para o CR-1.0, CP-1.8,5, CP-2.15 e CP-3.25.

5.6 Mecanismo e tipo de fratura

5.6.1 Material pré-deformado 25%

Para determinar o tipo e o mecanismo de fratura pelo qual o material rompe foi utilizada a amostra CP-3.25 que foi pré-deformada 25%, e depois deformada até a fratura.

Foi analisada a microestrutura nos três estágios do material, sendo estes: como recebido, pré-deformado 25% e deformado até a fratura, em três círculos (2, 3 e 4), sendo a fratura localizada na região 3.

Sabe-se que a orientação dos sistemas de deslizamento varia das discordâncias no interior dos grãos em relação ao eixo de aplicação da carga, e os grãos que possuem maior número de sistemas de deslizamento, neste caso, a austenita, atingem um valor crítico e se deformam primeiro por possuírem maior fator de Schmid, como pode ser observado nas micrografias da figura 65. Observa-se em (b) que com a pré-deformação de 25% os sistemas de deslizamento dos grãos austeníticos são ativados primeiro, fazendo com que as primeiras linhas de deslizamento apareçam nesta fase. De acordo como o que foi citado por Johansson e colaboradores, 2000, os pesquisadores Magnin e colaboradores, 1988, explicam que o início da trinca está relacionado com os mecanismos de deformação cíclica, sendo a trinca da austenita iniciada em níveis de deformação plástica relativamente baixos e da ferrita em altas taxas de deformação plástica. Estes resultados são apoiados por estudos posteriores em aços inoxidáveis duplex com maior teor de nitrogênio.

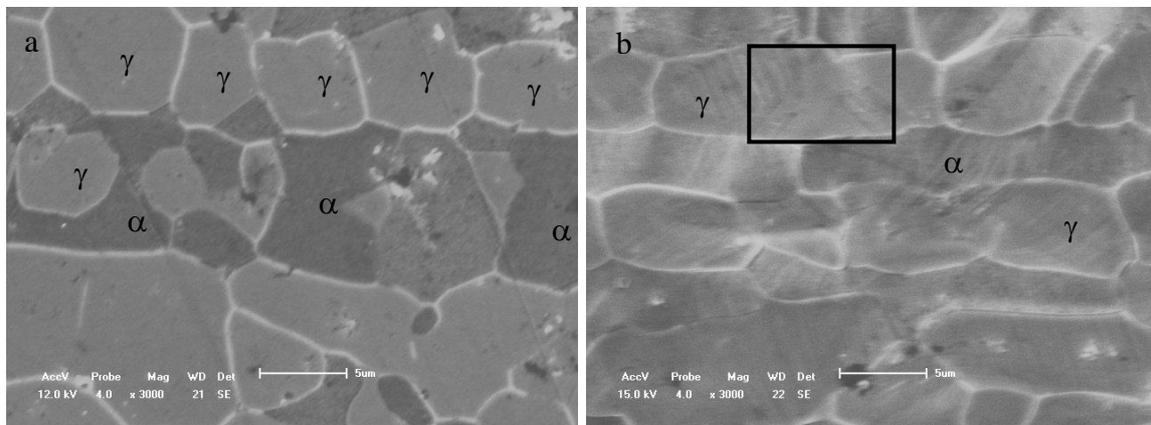




Figura 65: Região 2: (a) material como recebido; (b) pré-deformado; (c) material até a ruptura.

As bandas de deslizamento formadas a partir dos diferentes sistemas de deslizamento da ferrita indicam o modo de fratura e os caminhos seguidos pelas trincas. Como estas bandas não atravessam a interface a/g (da ferrita para a austenita), a trinca formada a partir das bandas de deslizamento tende a seguir o caminho dos contornos e das interfaces, como se observa no retângulo da figura 64 (c). Explicações para este comportamento foram estudadas por Armas e seus colaboradores, 2006, que explicam que as discordâncias nos planos $\{111\}$ da austenita podem interagir e formar uma estrutura celular bem desenvolvida, que aumenta a dureza da fase austenítica bloqueando a passagem da trinca ou banda.

O principal mecanismo de deformação plástica observado em diversos estudos coincidem com este aqui apresentado, como por exemplo, de Moverare e colaboradores, 2002, no qual explicando a partição da carga aplicada nas fases austenita e ferrita do aço superduplex encontraram que as fases se deformam plasticamente de maneira igual, e o deslizamento intragranular de discordâncias é o principal mecanismo de deformação plástica inclusive que este deslizamento aliado à porcentagem de Nitrogênio incrementa a dureza da fase austenítica. Porém, existem estudos que abordam o critério de clivagem cristalográfica para explicar a formação da trinca do material. Cirdi e colaboradores, 2001, observaram que a ruptura se inicia no plano $\{100\}$ do grão da ferrita (planos de menor energia superficial), e que é perpendicular à direção de tração, provando assim o papel principal da orientação cristalográfica da ferrita para o início da trinca, e com o cristal favoravelmente orientado para a clivagem.

Estas observações também são mostradas na figura 66.

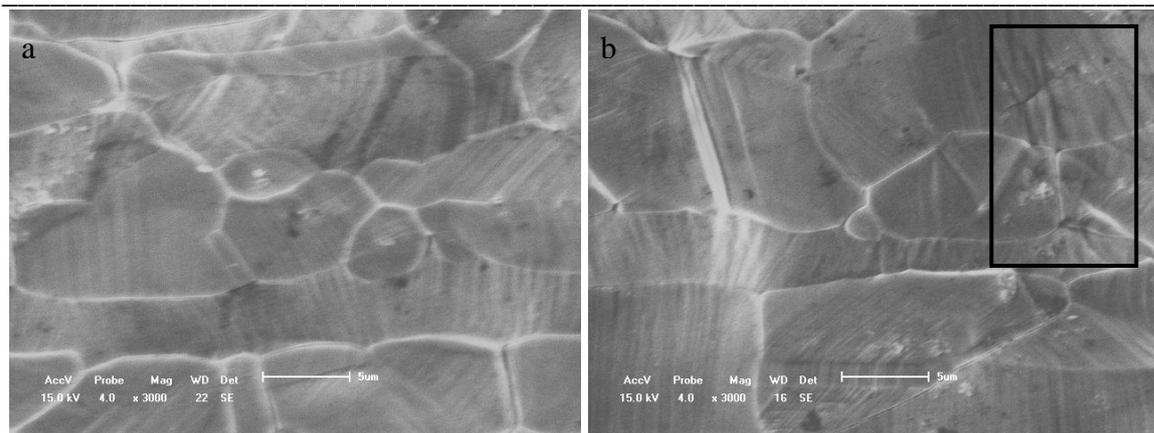
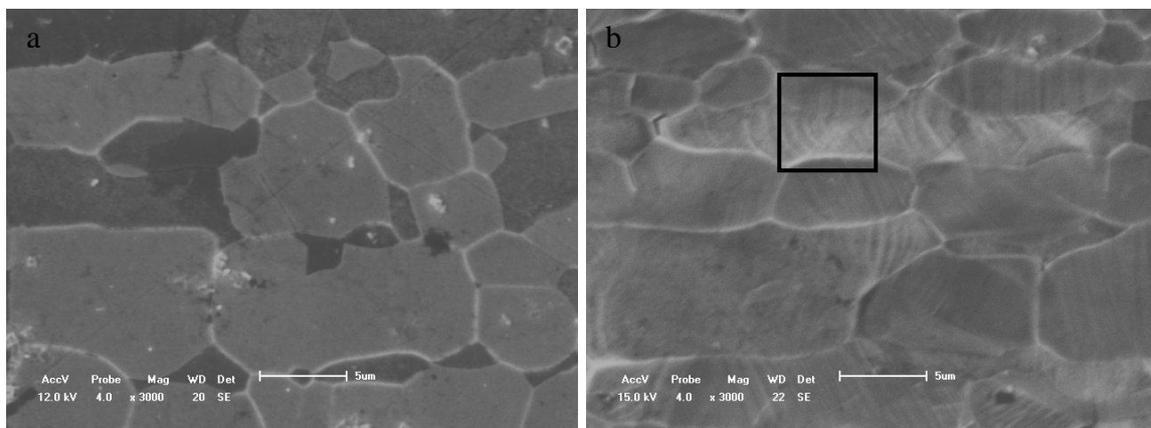


Figura 66: Região 3: (a) material como recebido; (b) pré deformado; (c) até a ruptura.

Na figura 67, observa-se em (b) que no material pré-deformado 25% os grãos austeníticos possuem bandas de deslizamento mais acentuadas do que os grãos ferríticos, e as explicações para tal acontecimento são as mesmas já ressaltadas anteriormente.

Também observa-se na figura 67 (c), que a trinca tende a seguir no interior do grão da ferrita e quando atinge o grão da austenita segue pelo contorno de grão e interfaces .



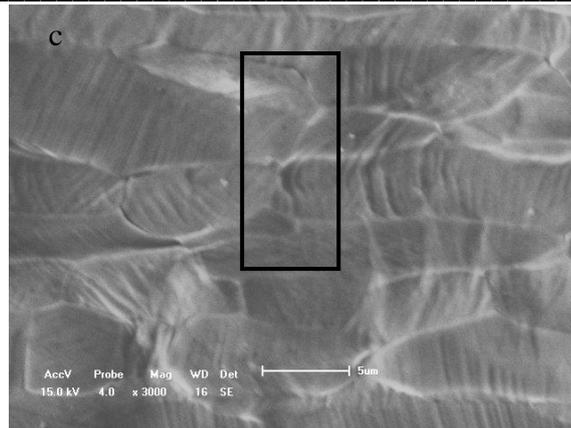


Figura 67: Região 4: (a) como recebido; (b) pré deformado; (c) até a ruptura.

5.7 Deformação individual das fases

Para avaliar a deformação individual da ferrita e da austenita foram realizadas medidas exatamente dos mesmos grãos do corpo de prova, na condição como recebido até a sua pré-deformação de 8,5% (CR-1.8,5) e na condição pré-deformada 8,5% até a sua ruptura, como segue nas figuras de 68 até 74, na qual os grãos austeníticos são identificados pela letra *a* e os grãos ferríticos pela letra *f*.

Com uma pré-deformação macroscópica de 8,5%, a tensão aplicada provoca uma alteração na microestrutura do material, sendo que a fase ferrítica sofreu maior deformação do que a fase austenítica. Este resultado afirma o fato da fase ferrítica (α) ser caracterizada como uma fase dúctil e a austenítica (γ) dura.

Os grãos da ferrita se deformaram em média 12% enquanto que o da austenita 9%, variando a deformação individual dos grãos de 8-16% para a ferrita e de 3-11% para a austenita. Isto está relacionada à orientação do sistema de deslizamento com relação ao eixo de aplicação da carga, em que os grãos que possuem os sistemas de deslizamentos com orientação mais favorável (maior fator de Schmid) atingem um valor crítico e se deformam primeiro.

5.7.1 Material como recebido até sua pré deformação

Na figura 68, os grãos austeníticos se deformaram em média 5,64%, e os grãos ferríticos 6,60%.

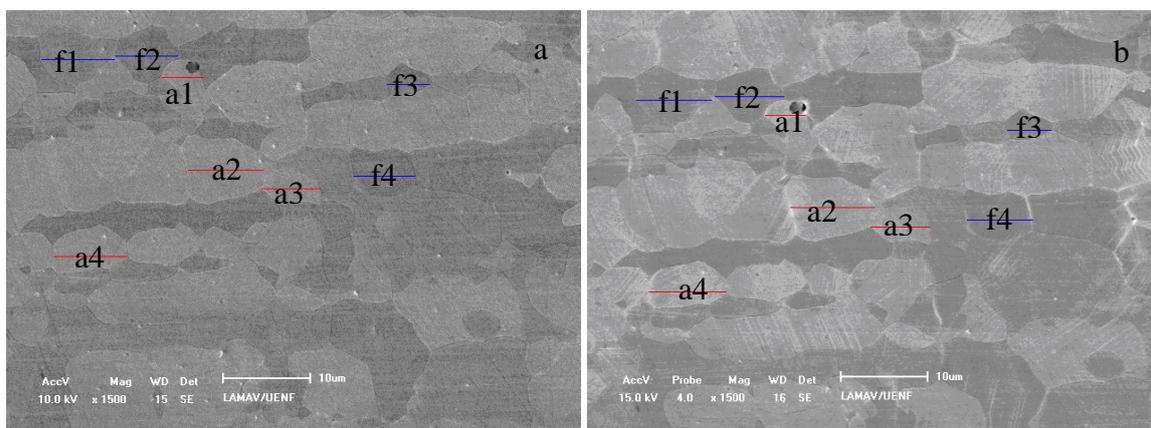


Figura 68: Círculo 1: (a) material como recebido; (b) material pré deformado.

Na figura 69, os grãos austeníticos se deformaram em média 4,35%, e os grãos ferríticos 4,43%.

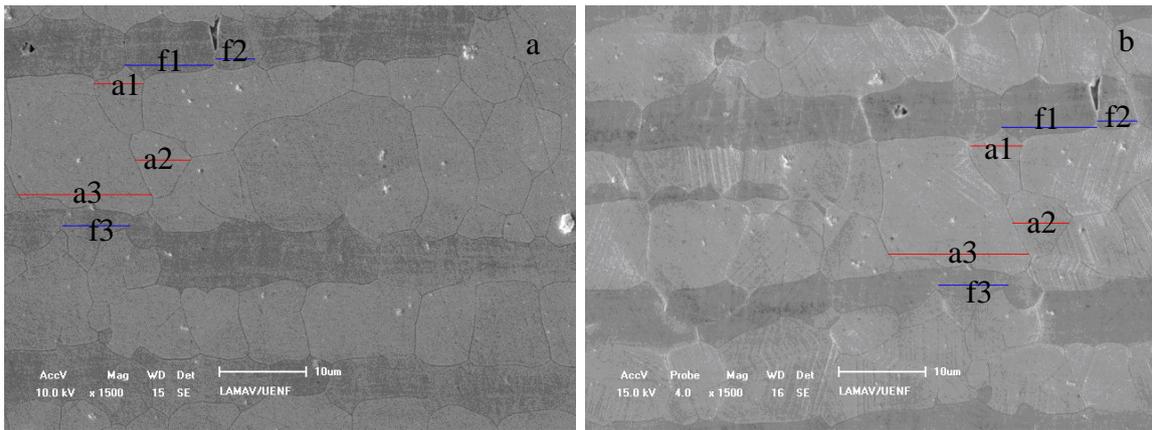


Figura 69: Círculo 2: (a) como recebido; (b) pré-deformado.

Na figura 70, os grãos austeníticos se deformaram em média 9,84%, e os grãos ferríticos 11,56%.

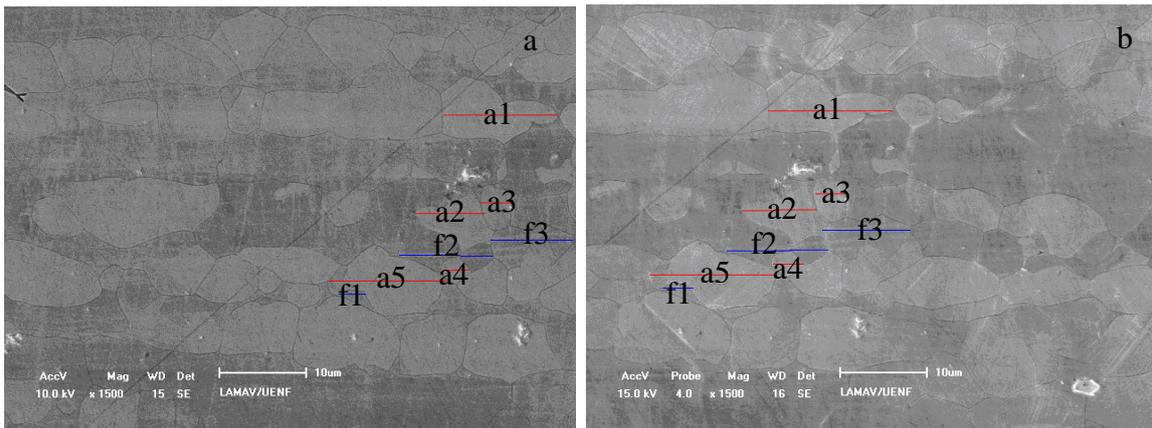


Figura 70: Círculo 2: (a) como recebido; (b) pré-deformado.

Na figura 71, os grãos austeníticos se deformaram em média 7,64%, e os grãos ferríticos 13,96%.

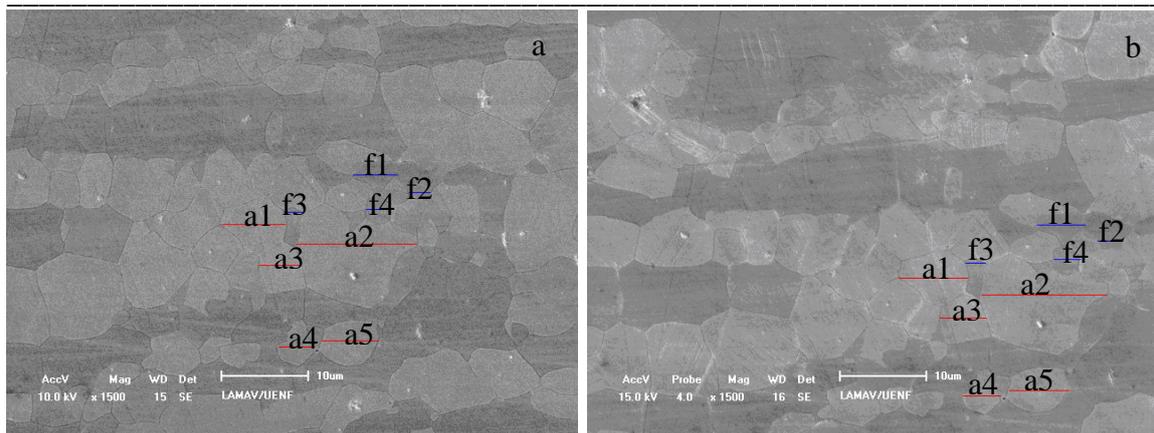


Figura 71: Círculo 3: (a) como recebido; (b) pré-deformado.

Na figura 72, os grãos austeníticos se deformaram em média 6,16%, e os grãos ferríticos 15,59%.

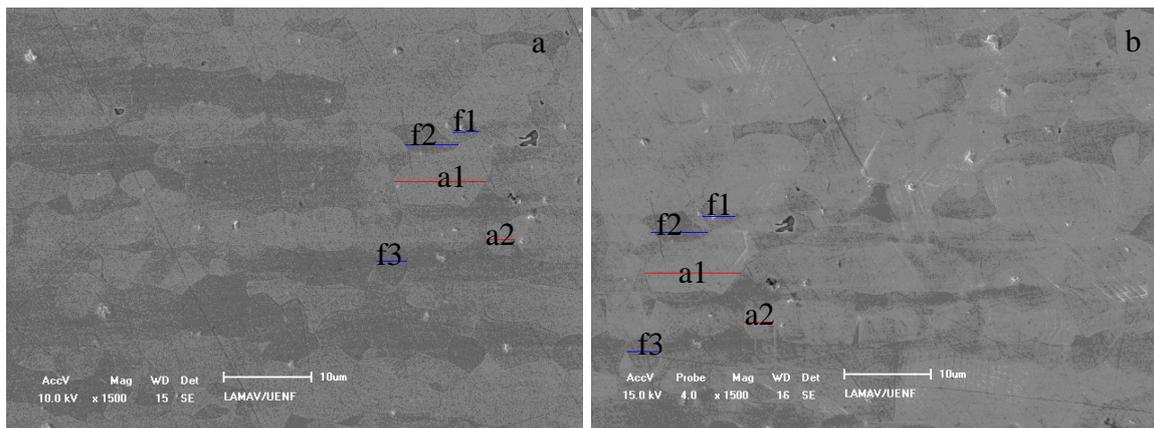


Figura 72: Círculo 4: (a) como recebido; (b) pré-deformado.

Os grãos da ferrita se deformaram em média 10,43% enquanto que o da austenita 6,73%, variando a deformação individual dos grãos de 4-16% para a ferrita e de 4-10% para a austenita.

5.7.2 Material pré-deformado até a sua ruptura

Na figura 73, os grãos austeníticos se deformaram em média 12,77%, e os grãos ferríticos 11,27%.

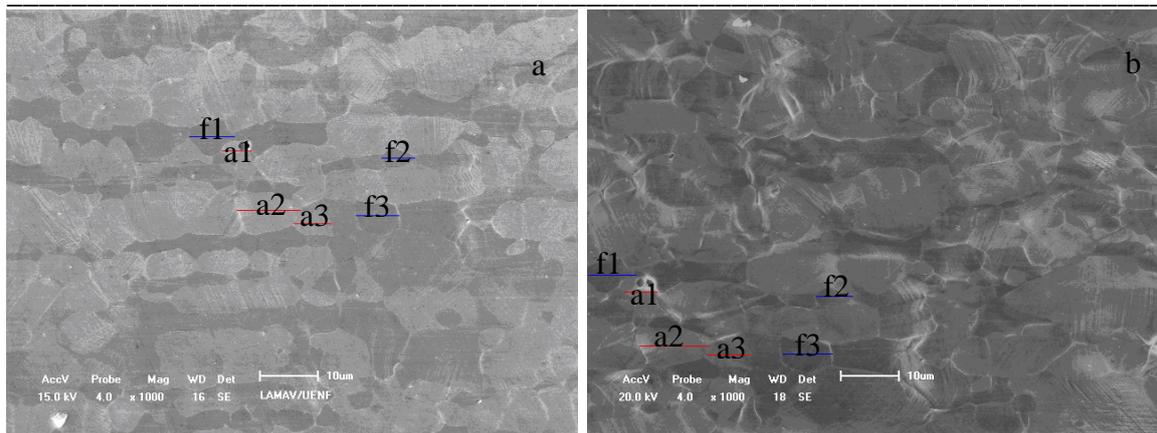


Figura 73: Círculo 1: (a) pré-deformado; (b) rompido.

Na figura 74, os grãos austeníticos se deformaram em média 14,57%, e os grãos ferríticos 18,05%.

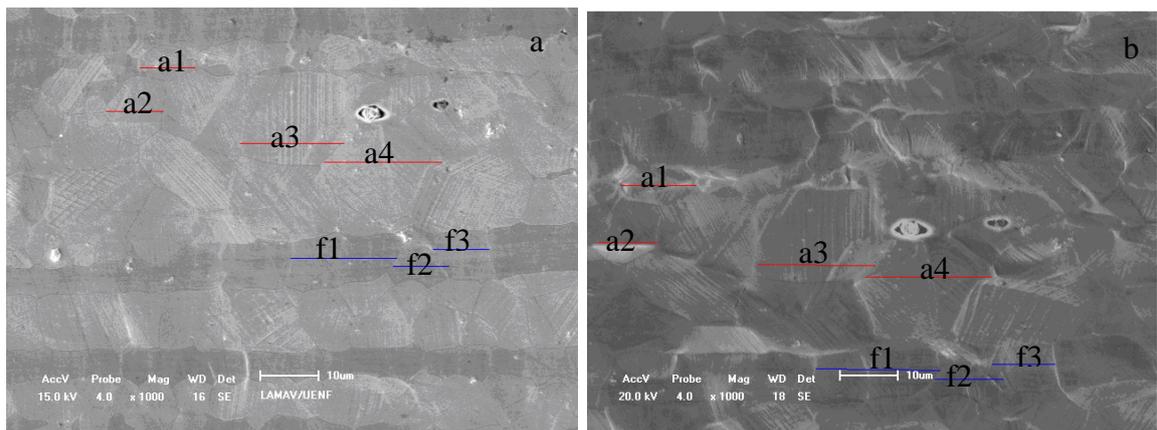


Figura 74: Círculo 2: (a) pré-deformado; (b) rompido.

Os grãos da ferrita se deformaram em média 14,66% enquanto que o da austenita 13,67%, variando a deformação individual dos grãos de 9-24% para a ferrita e de 5-17% para a austenita.

Capítulo 6 - Conclusões

Do estudo da influência da pré-deformação plástica nas propriedades e microestrutura de um aço inoxidável superduplex 2507, as seguintes conclusões podem ser obtidas:

- O material na condição como recebido possui microestrutura bifásica com matriz ferrítica e austenita como fase dispersa em proporções aproximadamente iguais.
- À medida que se aumentou o nível de pré-deformação, o material teve um comportamento no regime plástico com propriedades mecânicas inferiores ao material na condição de como recebido, comprovado através das curvas de engenharia e verdadeira até a ruptura do material. O coeficiente de encruamento, n , também diminuiu caracterizando uma baixa influência do encruamento nas propriedades do material.
- As bandas de deslizamento são evidentes nos grãos da ferrita e em alguns grãos da austenita, e são perpendiculares à direção de aplicação da carga, tornando-se mais evidentes e mais curvadas à medida que se aproxima da superfície de fratura. Comparando-se a deformação individual das fases ferrita e austenita observou-se que a ferrita sofreu maior porcentagem de deformação.
- As trincas atravessam através dos contornos dos grãos α/α e/ou γ/γ , levando até a ruptura do material, e as interfaces α/γ (ferrita-austenita) são resistentes e inibem a passagem das trincas.
- Diante desta pesquisa, concluiu-se então que o encruamento não é o mecanismo de endurecimento mais apropriado para melhorar as propriedades mecânicas do aço inoxidável superduplex.

Capítulo 7 - Referências Bibliográficas

- Almeida, A. P. S. (2003), *Review- Estágio atual dos aços inoxidáveis – Relação: Propriedades mecânicas-microestrutura*. Monografia - Campos dos Goytacazes-RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense-UENF, 45-47p.
- Almeida, L. C. (2002) *Aços para concreto armado*. Universidade Estadual de Campinas – Departamento de Estruturas, 8-10p.
- Amadou T. (2000) Influence of Thermal Aging on the Reactivity of Duplex Stainless Steel Surfaces. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 31 A: 2015-2021.
- Armas, A. I., Marinelli, M. C., Herenú, S., Degallaix, S., Armas, A. F. (2006) On the cyclic softening behavior of SAF 2507 duplex stainless steel. *Acta Materialia*. 54: 5041-5049.
- ASM Handbook (1990) *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. 10^a ed.
- Brooks, J. A., Thompson, A. W., Willians, J. C. (1984) A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking. *Welding Journal*, 71-83. Apud Modenesi, P.J., (2001) *Soldabilidade dos Aços Austeníticos*. Acesita. Osasco – SP. 1: 41p.
- Cabrera, J. M., Mateo, A., Llanes, L., Prado, J. M., Anglada, M. (2003) *Hot deformation of duplex stainless steels*. *Journal of Materials processing Technology*, Barcelona, Spain, p.1-5.
- Callister, W. D. Jr. (2002) *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*, 5^a edição, editora LTC.

- Chiaverini, F. (1977) *Aços e Ferros Fundidos*. 4 ed. ABM, São Paulo. 309-344. Apud Modenesi, P.J. (2001) *Soldabilidade dos Aços Austeníticos*. Acesita. Osasco – SP. Vol.1, 14-64p.
- Cirdi, L. M., Lebrun, J. L., Inal, K., Barbier, G. (2001) Experimental Approach of a crystallographic cleavage criterion in a cast aged duplex stainless steel. *Acta Materialia*. 49: 3879-3887.
- Dias, G. P., Reguly, A., Strohaecker, T. R. (2008) Fracture toughness evaluation of supermartensitic stainless steel submitted to cathodic protection in seawater environment. *Estudos Tecnológicos*. 4 (3): 146-156.
- Dieter, G.E. (1988): *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Book Company. 74-79p.
- Jencus, P., Polák, J., Lukáz, P., Muránsky, O. (2006) In situ neutron diffraction study of the low cycle fatigue of the α - γ duplex stainless steel. *Physica B*. 385-386: 597-599.
- Jiménez, J. A., Frommeyer, G. Carsí, M. Ruano, O. A. (2001) Superplastic properties of a δ/γ stainless steel. *Material Science and Engineering*. A 307: 134-142.
- Johansson, J., Odén, M. (2000) Load Sharing between Austenite and Ferrite in a duplex stainless steel during cyclic loading. *Metallurgical and Materials Transaction A*. 31A: 1557:1570.
- Johansson, J., Odén, M. (2001) Influence of texture and anisotropy on microstresses and flow behavior in a duplex stainless steel during loading. *In: International Centre for Diffraction Data 2001, Advances in X-Ray Analysis*. 44: 229-234.
- Johansson, J., Odén, M., Zeng, X. H. (1999) Evolution of the residual stress state in a duplex stainless steel during loading. *Acta Materialia*. 47 (9): 2669-2684.

-
- Kolednik, O., Albrecht, M., Berchthaler, M., Germ, H., Pippan, R., Riemelmoser, F., Stampf, J., Wei, J. (1996) The fracture resistance of a ferritic-austenitic duplex steel. *Acta metallurgica mater.* 44 (8): 3307-3319.
- Lima, A. C., *Efeito do envelhecimento a diversas temperaturas na microestrutura de um aço inoxidável superduplex.* (2005) Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) –Campos dos Goytacazes- RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense - UENF, 10-28p.
- Magnin, T., Lardon, J., Coudreuse, L. (1988) Low-Cycle Fatigue. *ASTM STP, ASTM, Philadelphia, PA.* 942: 812-823 Apud Johansson, J., Odén, M. (2000) Load Sharing between Austenite and Ferrite in a duplex stainless steel during cyclic loading. *Metallurgical and Materials Transaction A.* 31A: 1557:1570.
- Martins, M., Casteletti, L. C. (2005) Caracterização Microestrutural do Aço Inoxidável Super Duplex ASTM a 890° 6A.. *12º CONAF, Congresso de Fundição.* São Paulo, p. 2-4.
- Matlakhov, N. A. (2008) Apostila: *Prevenção da corrosão.* LAMAV/CCT, Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF, Campos dos Goytacazes - RJ. Capítulo 8: 125-127p.
- Modenesi, P.J. (2001) *Soldabilidade dos Aços Austeníticos.* Acesita. Osasco – SP. 1:14-64p.
- Morais, W. A. (2004) *Conformação plástica dos metais.* Universidade de Santa Cecília – Santos – SP.
- Moverare, J. J., Odén, M. (2002) Influence of elastic and plastic anisotropy on the flow behavior in a duplex stainless steel. *Metallurgical and Materials Transaction A.* 33A: 57-71.

- Nilsson, J. O. (2000) Mechanical Properties, Microstructural Stability and kinetics of σ -Phase Formation in 29Cr-6Ni-2Mo-0,38N Superduplex Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 31-A: 35-45.
- Padilha, A. F., Guedes, L. C. (1994) *Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades*. Curitiba, Hemus Livraria, Distribuidora e Editora.
- Reis, G. S., Balancin, O. (2008) Influência da microestrutura no comportamento plástico de aços inoxidáveis duplex. *Revista Escola de Minas*. 61 (4): 1-7.
- Reis, G. S., Medeiros, M. A., Balancim, O. (2008) Influência da taxa de deformação sobre o fenômeno de fluxo localizado durante a deformação a quente do aço inoxidável duplex din w. nr. 1.4462. *18º CBECiMat*. Porto de Galinhas, Recife, PE. P. 2-5.
- Reisch, A. W., Brummer, M., Hadler, B., Wolbank, B., Werner, E. A. (2006) Influence of temperature, cold deformation and a constant mechanical load on the microstructural stability of a nitrogen alloyed duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering*. A 416: 1-10.
- Sagradi, M., Sagradi, P. D., Medrano, R. E. (1998) The effect of the microstructure on the superplasticity of a duplex stainless steel. *Acta Metallurgica mater*. 46 (11): 3857-3862.
- Sandvik (2000) *Duplex Stainless Steels – fighting corrosion worldwide*. Disponível em: www.steel.sandvik.com.
- Senatore, M., Finzetto, L., Perea, E. (2007) Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. *Revista Escola de Minas*. 60 (1): 1-8.
- Souza, S. A. (1982) *Ensaio Mecânicos de materiais metálicos - Fundamentos teóricos e práticos*. São Paulo, Editora Edgard Blücher Ltda. 35-39p.

Tsuzaki, K., Xiaoxu, H., Maki, T. (1996) Mechanism of dynamic continuous recrystallization during superplastic deformation in a microduplex stainless steel. *Acta Materialia*. 44:4491-4499.

Tebecherani, C. T. P. (2008) Aços inoxidáveis. *Pipe System*. 1-27.

Weber, L., Uggowitzer, P.J. (1998) Partitioning of Chromium and molybdenum in superduplex stainless steels with respect to Nitrogen and Nickel content. *Materials Science and Engineering; A* 242: 222-229.