



AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA TENSÃO DURANTE A DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NAS INTERFACES DE AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX ¹

Alice Barreto Bevitori²
Luis Augusto Hernandez Terrones²

Resumo

Os aços inoxidáveis superduplex se caracterizam por ter uma estrutura bifásica de ilhas de austenita dispersa numa matriz ferrítica e características intermediárias entre estas fases, que exercem 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 plástica. Para análise da variação microestrutural foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura. A partir dos resultados obtidos observou-se que os grãos da fase ferrita se deformam em maior porcentagem do que os de austenita e as pré-deformações plásticas não melhoram as propriedades mecânicas do 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.

Palavras-chave: Aço inoxidável superduplex; Encruamento; Deformação plástica.

EVALUATION OF THE INFLUENCE OF TENSION DURING PLASTIC DEFORMATION IN SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL INTERFACES

Abstract

Superduplex stainless steels are characterized by a biphasic structure of austenitic islands dispersed in a ferritic matrix and intermediate characteristics between these phases, which has a great influence in the excellent mechanical properties of steels. In this work the microstructural changes in 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 variance was used for Scanning Electron Microscope. From the results obtained showed that the grains of ferrite phase deform to a greater percentage than that of austenite and the pre-plastic deformations do not improve the mechanical properties of the material. The slip bands are perpendicular to the applied load and are formed in the ferrite grains and a few grains of austenite. The slip bands are responsible for the rupture of the material, as they 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.

Keywords: Superduplex stainless steel; Hardening; Plastic deformation.

¹ Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Universidade Estadual do Norte Fluminense.

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).⁽¹⁾

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.⁽²⁾ 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.

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%) 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.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Material Utilizado

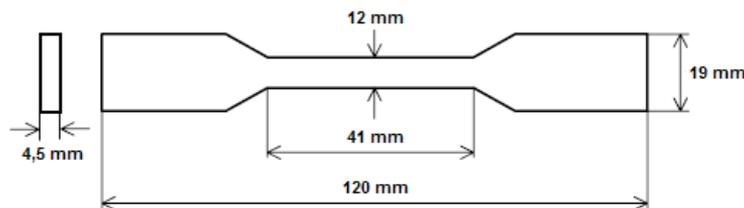
O material estudado nesta pesquisa foi um aço inoxidável superduplex 2507 recebido em formato de tubos com diâmetro interno de 76,20 mm e 5,5 mm de espessura. A composição química nominal deste aço é apresentada na Tabela 1.


Tabela 1: Composição química nominal do aço inoxidável superduplex 2507⁽³⁾

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

2.2 Corpos de Prova

Do tubo, na condição de como recebido, foram confeccionados quatro corpos de prova segundo as normas E8 da ASTM e as dimensões estão apresentadas na Figura 1. Nestes corpos de prova foram marcadas seis regiões no primeiro corpo de prova e cinco 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 1: 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. Os códigos e as condições das amostras são apresentados na Tabela 2.

Tabela 2: 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.

2.3 Procedimento para Preparação Metalográfica da Amostra

A amostra foi preparada seguindo as seguintes etapas:

2.3.1 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.

2.3.2 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).

2.3.3 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. A solução eletrolítica usada neste ataque foi preparada dissolvendo 40g de ácido oxálico (H₂C₂O₄. 2H₂O) em 400mL de água destilada, resultando em uma solução de 10%. Esse ataque foi feito com uma voltagem de 0,3V durante em média 1 minuto e 10 segundos.

2.4 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 2, e o equipamento utilizado foi a Instron 5582 do LAMAV, com velocidade de deformação de 1 mm/min.



Figura 2: Corpo de prova preso na máquina para ensaio de tração.

2.5 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.

2.6 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.

2.7 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.

2.8 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.

3 RESULTADOS

A seguir são apresentados os resultados obtidos durante a deformação plástica, para cada condição do material. Estes resultados são divididos em comportamento mecânico e comportamento microestrutural, e como a tensão aplicada para a deformação se localiza no pescoço e este efeito é mais acentuado perto da superfície da fratura, serão mostradas apenas as micrografias das regiões de ruptura.

3.1 Comportamento Mecânico

A partir das curvas de engenharia foram determinadas as propriedades mecânicas e a partir dos dados da tensão verdadeira-deformação verdadeira foi determinado o expoente de encruamento n . Os valores destas propriedades para as três condições dos materiais estão apresentados na Tabela 3.

Tabela 3: Propriedades mecânicas do material como recebido, determinadas a partir do ensaio de tração

Propriedades mecânicas calculadas	Valores obtidos CR-1.0	Valores obtidos CP-1.8,5	Valores obtidos CP-2.15
Tensão de escoamento (σ_e) MPa	500	820	891
Resistência à tração (σ_m) MPa	812	850	888
Ductilidade (%AL)	53	36	23
Resiliência (U_r) MPa	35	53,3	61,08
Tenacidade (U_T) MPa	334	332,5	210,6
Expoente de encruamento (n)	0,6	0,35	0,14

Observando os valores das propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 3, confirma-se que os valores determinados para a σ_e e σ_m do CR-1.0 estão de acordo com os valores encontrados na literatura para este tipo de material. As faixas de valores encontrados em Sandvik,⁽⁴⁾ ASM Handbook,⁽⁵⁾ e Modenesi,⁽³⁾ 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,⁽⁴⁾ ASM Handbook,⁽⁵⁾ e Modenesi,⁽³⁾ 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.*,⁽⁶⁾ para um aço inoxidável duplex X3CrMnNiMoN 25 6 4, no qual foi encontrado 51,8% AL, e por Almeida,⁽⁷⁾ 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.

3.2 Material como Recebido (CR-1.0)

3.2.1 Ensaio de tração – corpo de prova 1

Na Figura 3, 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.

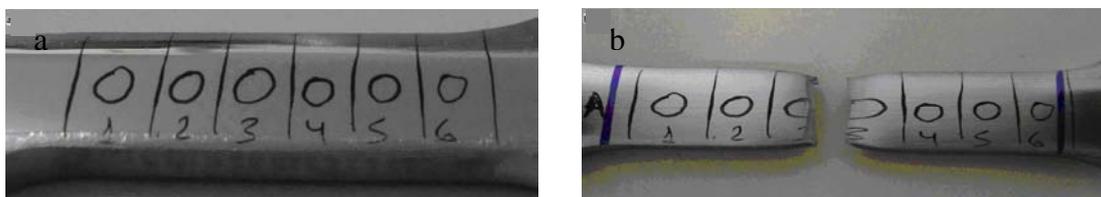


Figura 3: Material como recebido: (a) Corpo de prova antes do ensaio, (b) corpo de prova após o ensaio de tração e fratura na região 3.

3.2.2 Comportamento microestrutural

As micrografias apresentadas a seguir correspondem à microestrutura antes e depois do ensaio de tração no círculo 3 onde o efeito da tensão é maior.

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 4 (a). Em maiores aumentos, como segue na Figura 4 (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.

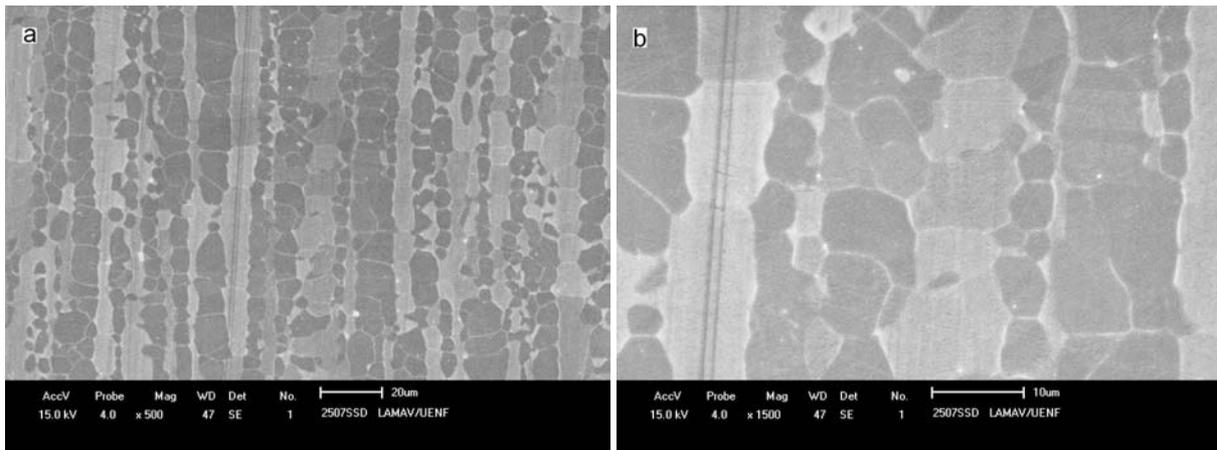


Figura 4: Micrografias obtidas na região 3 do corpo de prova como recebido (a) Grãos alongados de ferrita e austenita e (b) Nota-se ausência de precipitados no interior e no contorno dos grãos.

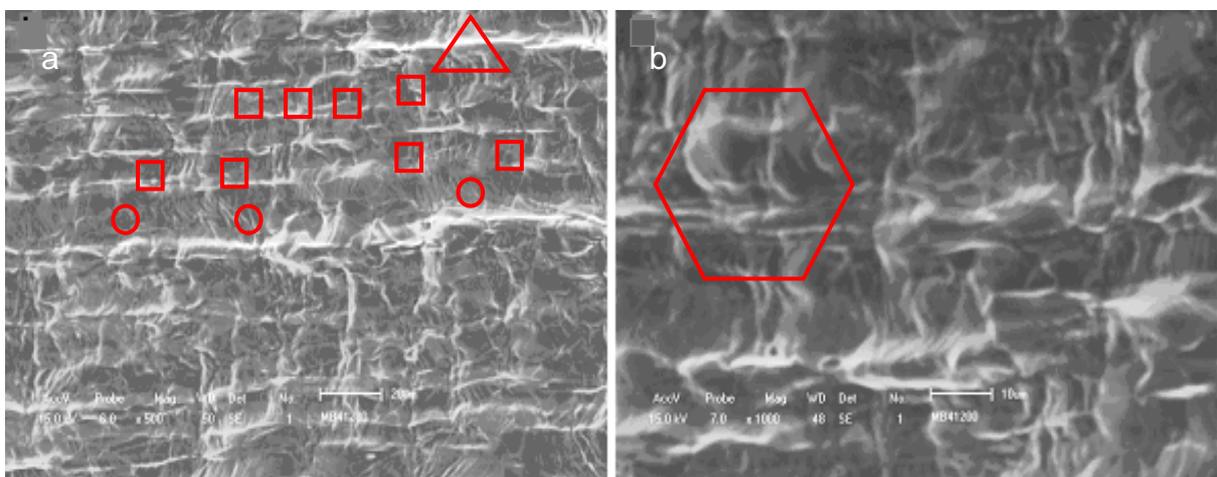


Figura 5: (a) Micrografia ótica obtida na região 3 da amostra com trincas nos contornos de grão e interfaces, (b) micrografia obtida em MEV da região 3 da amostra com bandas de deslizamento na ferrita.

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 5 (a)) e pouco na austenita (quadrados na Figura 5 (a)). De acordo com a Figura 5, observa-se também que estas bandas em alguns casos provocam uma separação em blocos no interior dos grãos da ferrita (hexágono na Figura 5 (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 5 (a)).

3.3 Material Pré-deformado 8,5% (CP-1.8,5)

3.3.1 Comportamento microestrutural

As micrografias apresentadas a seguir na figura 6 referem-se ao círculo 4 do segundo corpo de prova que foi pré-deformado plasticamente 8,5% e depois deformado até a fratura.

As primeiras imagens correspondem ao material pré-deformado plasticamente 8,5% e posteriormente as micrografias correspondentes ao corpo de prova fraturado.

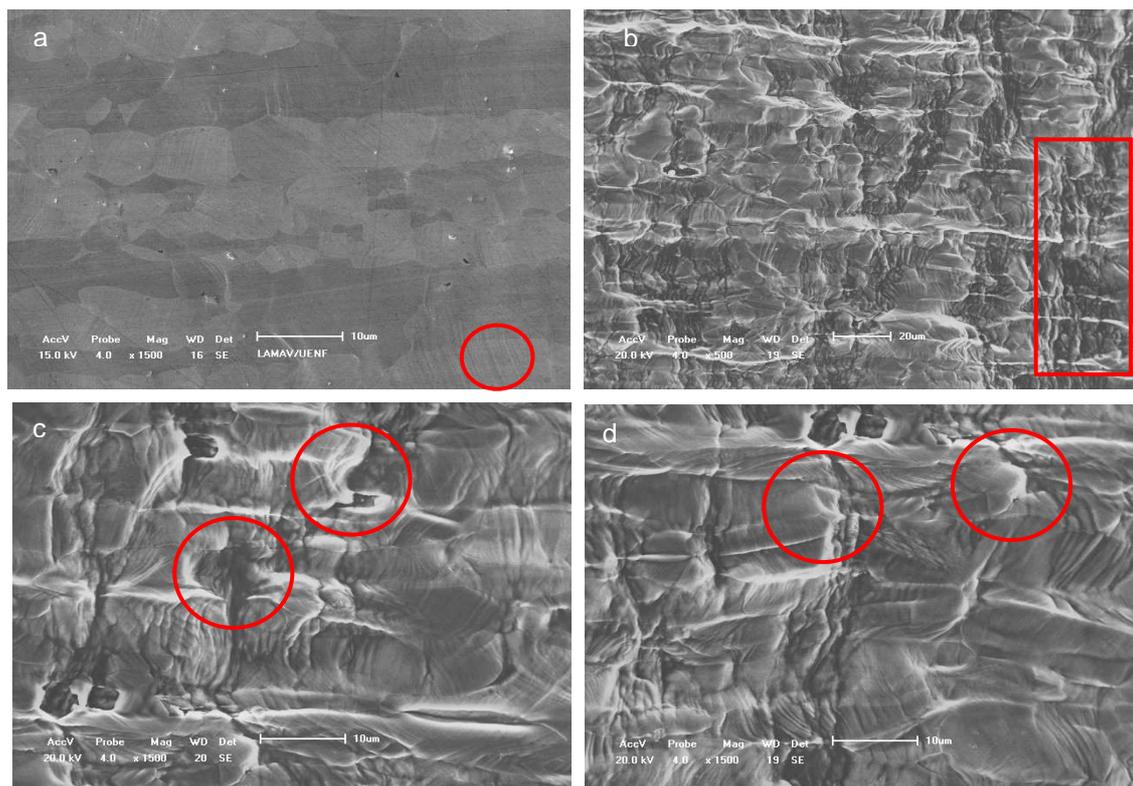


Figura 6: (a) Micrografia obtida em MEV da região 4 da amostra, após pré-deformação de 8,5%, (b), (c) e (d) Micrografias após o ensaio de tração.

Na Figura 6 (a), se observa 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 6 (a)).

Observa-se em (a) que com a pré-deformação de 8,5% os sistemas de deslizamento dos grãos austeníticos são ativados primeiro, fazendo com que as primeiras linhas de deslizamento apareçam nesta fase.

Nas Figuras 6 (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 6 (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 6 (c) e (d)).

3.4 Material Pré-deformado 15% (CP-2.15)

3.4.1 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 da região 4 por estarem bem próximas à fratura.

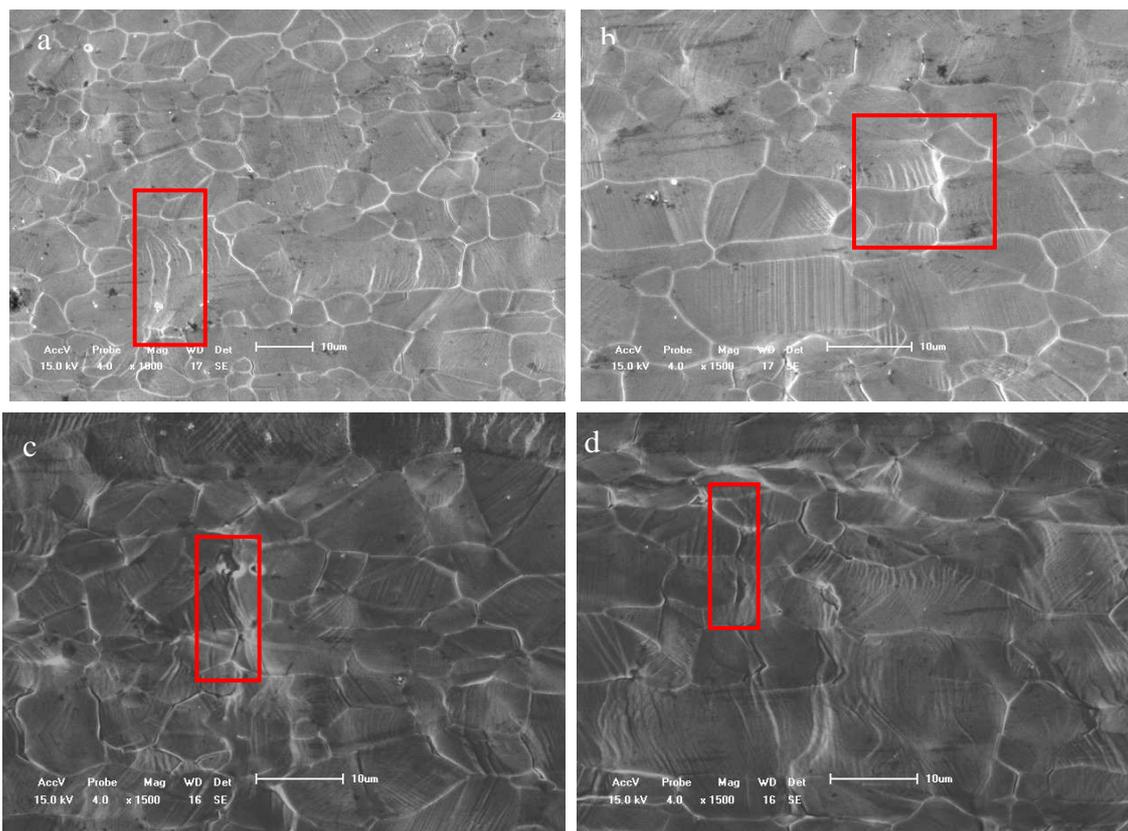


Figura 7: (a) e (b): Micrografias obtidas em MEV da região 4 da amostra, após pré-deformação de 15%, com diferentes aumentos; (c) e (d) Micrografias obtidas em MEV após ensaio de tração, com diferentes aumentos.

Devido a proximidade à fratura, observa-se com bastante evidência linhas de deslizamento curvadas, como pode ser visto no retângulo da Figura 7 (a), e algumas trincas já se iniciam pelo contorno dos grãos (Figura 7 (b)). Devido a um maior número de sistemas de deslizamento ativos, as linhas de deslizamento possuem diferentes orientações. Algumas das trincas, que estão mais realçadas nesta região do material, podem ser observadas nos retângulos da Figura 7 (c) e (d).

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.

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 dureza 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%.

Os grãos da ferrita quando comparadas as micrografias do material na condição de como recebido e pré-deformado 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, e, quando são comparadas as micrografias na condição pré-deformado 8,5% e ensaiado até a sua ruptura, 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.

4 DISCUSSÃO

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 na micrografia (a) da Figura 6. De acordo como o que foi citado por Johansson e Oden,⁽⁸⁾ os pesquisadores Magnin, Lardon e Coudreuse,⁽⁹⁾ 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.

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 α/γ (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 observou nas micrografias. Explicações para este comportamento foram estudadas por Armas et al.,⁽¹⁰⁾ que explicam que as discordâncias nos planos mais compactos 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.

De acordo com o observado nas microestruturas 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,⁽¹¹⁾ 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.

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, Sagradi e Medrano,⁽¹²⁾ que alcançou uma alongação máxima de 1.510% 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.

Nos estudos realizados por Moverare e Odén,⁽²⁾ 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.

5 CONCLUSÃO

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.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao suporte financeiro e técnico da UENF, CAPES e FAPERJ.

REFERÊNCIAS

- 1 Callister, W. D. Jr. (2002) *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*, 5ª edição, editora LTC.
- 2 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.

- 3 Modenesi, P.J. (2001) *Soldabilidade dos Aços Austeníticos*. Acesita. Osasco – SP. 1:14-64p.
- 4 Sandvik (2000) *Duplex Stainless Steels – fighting corrosion worldwide*. Disponível em: www.steel.sandvik.com.
- 5 ASM Handbook (1990) *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. 10^a ed.
- 6 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.
- 7 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.
- 8 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.
- 9 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.
- 10 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.
- 11 Reis, G. S., Balancin, O. (2008) Influência da microestrutura no comportamento plástico de aços inoxidáveis duplex. *Revista Escola de Minas*. 61 (4): 1-7.
- 12 Sagradi, M., Sagradi, P. D., Medrano, R. E. (1998) The effect of the microestrutura on the superplasticity of a duplex stainless steel. *Acta Metallurgica mater.* 46 (11): 3857-3862.