

VARIAÇÃO DO ESTADO DE TENSÕES RESIDUAIS
INTRODUZIDAS POR *SHOT PEENING* EM AÇO DUPLEX UNS S 31803
DURANTE CICLOS DE FADIGA

Peter Douglas de Souza Pedrosa

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Prof. João Marcos Alcoforado Rebello, Dr.

Prof. Fernando Luiz Bastian, P.hD.

Prof. Luiz Henrique de Almeida, D.Sc.

Prof. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, D.Sc.

Prof^a. Maria da Penha Cindra Fonseca, D.Sc

RIO DE JANEIRO - RJ- BRASIL

MARÇO 2007

PEDROSA, PETER

Varição do estado de tensões residuais introduzidas por *shot peening* em aço duplex durante ciclos de fadiga [Rio de Janeiro] 2007.

XXIII, 165 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ, D.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2007)

Tese de Doutorado - Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Tensões residuais

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

AGRADECIMENTOS

- Ao amigo e Prof. D.Sc. Joel Regueira Teodósio, pelo grande incentivo e ajuda a realização deste trabalho e que ele possa se reabilitar de sua enfermidade para que a nossa jornada de pesquisadores não termine tão precocemente neste momento.
- Ao Prof. D.Sc. Sergio Souto Maior Tavares pela ajuda e incentivo durante trabalhos anteriores e este em especial.
- A Prof.^a D.Sc. Maria da Penha Cindra Fonseca pelo incentivo que me fez olhar sempre para frente.
- Ao Prof. Dr. João Marcos Alcoforado por me ajudar em um momento tão difícil da minha jornada.
- Ao Técnico Sr. Marciano pela confecção do cassete de austenita.
- Ao Técnico Sr. Nelson por me ajudar na preparação das amostras para observação em microscopia ótica e de varredura.
- Ao Técnico Felipe e Carla por me ajudarem nas observações realizadas no microscópio eletrônico de varredura.
- Ao Técnico Francisco da NHK molas por me ajudar na realização dos *shot peening* na metade das minhas amostras de fadiga estudadas.
- Ao Técnico Fabio Aguiar do laboratório de análise de tensões que não mediu esforços para me ajudar na maior parte deste trabalho.
- A Prof. D.Sc. Paulo Emilio Valadão pela disponibilização da máquina de fadiga para realização dos ensaios desta tese.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Ciências (D.Sc.)

VARIAÇÃO DO ESTADO DE TENSÕES RESIDUAIS
INTRODUZIDAS POR *SHOT PEENING*
EM AÇO DUPLEX DURANTE CICLOS DE FADIGA

Peter Douglas de Souza Pedrosa

Março/2007

Orientadores: Joel Regueira Teodósio

João Marcos Alcoforado Rebello

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Este estudo visa acompanhar a variação das tensões residuais introduzidas por *shot peening*, nas fases ferrítica e austenítica presente no aço inoxidável duplex, tanto na superfície da amostra como abaixo dela em ciclos de fadiga, através da técnica de raios-X. Os resultados indicam que o processo de *shot peening* introduziu tensões residuais compressivas em ambas as fases com aumento da vida em fadiga. Por outro lado o carregamento cíclico provocou alívio parcial ou total nestes campos de tensões residuais .

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

VARIATION OF RESIDUALS STRESSES STATED
INTRODUCED BY *SHOT PEENING*
IN DUPLEX STEEL DURING CYCLES OF FATIGUE

Peter Douglas de Souza Pedrosa

March/2007

Advisors: Joel Regueira Teodósio
João Marcos Alcoforado Rebello

Department: Metalurgical and Materials Engineering

This study deals follow up to the variation of residuals stresses introduced by *shot peening*, in the individual phases ferrite and austenite of duplex stainless steels, in the surface, as well below that, during fatigue cycles using the X-ray diffraction technique. The results show that, the *shot peening* method induced compressive residuals stresses in both phases improving fatigue life. However, the loading cycle reduced partially or totally these residuals stresses.

ÍNDICE

CAPÍTULO I	1
INTRODUÇÃO.....	1
CAPÍTULO II.....	5
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
II.1 TENSÕES RESIDUAIS	5
II.2 GERAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS	7
II.3 O PROCESSO DE FADIGA	8
II.4 RESISTÊNCIA À FADIGA.....	9
II.4.1 RESISTÊNCIA À FADIGA DE ALTO CICLO EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX E AUSTENÍTICOS.....	10
II.4.3 LEI DAS CONDIÇÕES SUPERFICIAIS EM FADIGA	18
II.5 EFEITOS DAS TENSÕES RESIDUAIS	21
II.6 MÉTODOS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS	24
II.6.1 MÉTODO DE TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	26
II.7 TRATAMENTO DE SHOT PEENING	33
II.8. RELAXAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS	37
II.9. MUDANÇA MICROESTRUTURAL	62
CAPÍTULO III	70
MATERIAIS E MÉTODOS.....	70
III.1. MEDIÇÃO DE TENSÕES COM EQUIPAMENTO PORTÁTIL	74

III.2. SEPARAÇÃO DAS MACROTENSÕES E MICROTENSÕES EM AÇOS MULTIFÁSICOS	81
III.3. POLIMENTO ELETROLÍTICO.....	82
III.4. ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	84
III.5. ENSAIOS DE FADIGA.....	85
III.6. MICROSCOPIA ÓTICA E DE VARREDURA	87
CAPITULO IV.....	88
RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	88
IV.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO	89
IV.2 ENSAIOS DE FADIGA.....	90
IV.3 TENSÕES TOTAIS RESIDUAIS	92
IV.4 RELAXAÇÃO DE TENSÕES TOTAIS RESIDUAIS	94
IV.4.1 REGIME DE BAIXO CICLO (10^3)	95
IV.4.2 REGIME DE MÉDIO CICLO (10^4 e 10^5)	98
IV.4.3 REGIME DE ALTO CICLO (10^6 e 10^7).....	105
IV.5 MACROTENSÕES RESIDUAIS.....	114
IV.6. RELAXAÇÃO DAS MACROTENSÕES RESIDUAIS	115
IV.6.1 REGIME DE BAIXO CICLO (10^3)	115
IV.6.2 REGIME DE MÉDIO CICLO (10^4 e 10^5)	117
IV.6.3 REGIME DE ALTO CICLO (10^6 e 10^7).....	120
IV.7 MICROTENSÕES RESIDUAIS	124
IV.8. RELAXAÇÃO DAS MICROTENSÕES RESIDUAIS	126
IV.8.1 REGIME DE BAIXO CICLO (10^3)	126

IV.8.2 REGIME DE MÉDIO CICLO (10^4 e 10^5)	129
IV.8.3 REGIME DE ALTO CICLO (10^6 e 10^7)	134
IV.9 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA E DE VARREDURA	140
IV.9.1 MICROSCOPIA ÓTICA	140
IV.9.2 MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA	141
IV.9.3 FRATURAS OBSERVADAS NO MEV	151
CAPÍTULO V	156
CONCLUSÕES	156
CAPÍTULO VI	158
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	158

ÍNDICE DE FIGURAS

- Figura I.1. Desenho esquemático do processo de fabricação dos aços inoxidáveis duplex fundido e obtenção da estrutura duplex.
- Figura II.1.1. Ilustração da definição de tensão residual.
- Figura II.4.1.1 Curva S-N apresenta o limite de fadiga do aço inoxidável duplex.
- Figura II.4.1.2. Curva S- N do SAF 2205, com defeitos superficiais; inclusões sub-superficiais; nas amostras como-recebidas e envelhecidas.
- Figura II.4.1.3. Curva S-N do SAF 2507, com defeitos superficiais; defeitos sub-superficiais; nas amostras como-recebida.
- Figura II.4.2.1. Evolução da amplitude da tensão com o nº de ciclos N do aço inoxidável duplex 0,15%N ciclado à temperatura ambiente, para diferentes níveis de deformação e em uma taxa de deformação de $4 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$.
- Figura II.4.2.2. Evolução da amplitude da tensão com a fração da vida em fadiga do aço inoxidável duplex 0,15% N ciclado à temperatura ambiente, para diferentes níveis de deformação e em uma taxa de deformação de $4 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$.
- Figura II.4.2.3. Coalescimento de trincas curtas em ligas duplex envelhecidas com 50% γ / 50% α (fácil sobreposição de áreas plásticas) e ligas duplex com 70% γ / 30% α (difícil sobreposição de áreas plásticas).
- Figura II.4.3.1 Comparação de concentração de tensão (K_t) e fatores de intensidade de tensão (K_I) para não homogeneidades do mesmo tipo na superfície e no interior da amostra.
- Figura II.5.1. Superposição de tensões residual e aplicada.
- Figura II.5.2 Tensões residuais tiradas usando o diagrama de Goodman e Haigh.

- Figura II.6.1.1. Difração de raios-X em um cristal não deformado.
- Figura II.6.1.2. Difração de raios-x em um cristal deformado.
- Figura II.6.1.3. Método de raios-X com possibilidade de seleção de grãos.
- Figura II.6.1.4. Evolução das tensões residuais axiais após o descarregamento do teste de tração para fase austenítica.
- Figura II.6.1.5. Evolução das tensões residuais axiais após o descarregamento do teste de tração para fase ferrítica.
- Figura II.6.1.6. Medidas de tensões residuais na fase ferrítica.
- Figura II.6.1.7. Medidas de tensões residuais na fase austenítica.
- Figura II.7.1 Perfil típico de tensões residuais após tratamento de *shot peening*.
- Figura II.7.2. Curvas S-N comparativas do material sem jateamento com as condições de *shot peening* estudadas.
- Figura II.7.3. Campo das tensões residuais compressivas do aço AISI 4340 de quatro intensidades de *shot peening* estudadas.
- Figura II.8.1. Relaxação das tensões em 0.0141 A, solicitada a 931 MPa.
- Figura II.8.2. Relaxação das tensões em 0.0141 A, solicitada a 1130 MPa.
- Figura II.8.3. Relaxação das tensões em 0.0141 A, solicitada a 840 MPa.
- Figura II.8.4. Relaxação das tensões em 0.0083 A, solicitada a 931 MPa.
- Figura II.8.5. Relaxação das tensões em 0.0063 A, solicitada a 931 MPa.
- Figura II.8.6. Relaxação da tensão residual em 29 kg/mm².
- Figura II.8.7. Relaxação da tensão residual em 27 kg/mm².
- Figura II.8.8. Relaxação da tensão residual em 25 kg/mm².
- Figura II.8.9. Relaxação da tensão residual em 23 kg/mm².
- Figura II.8.10. Relaxação da tensão residual em 21,3 kg/mm².

- Figura II.8.11. Valor da tensão residual após o primeiro ciclo de fadiga.
- Figura II.8.12. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na perlita ciclada a 345 MPa sem deformação inicial.
- Figura II.8.13. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na perlita ciclada a 345 MPa com + 0,0075 de deformação inicial.
- Figura II.8.14. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na perlita ciclada a 345 MPa com – 0,0075 de deformação inicial.
- Figura II.8.15. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na esferoidita ciclada a 345 MPa sem deformação inicial.
- Figura II.8.16 Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na esferoidita ciclada a 345 MPa com + 0,0075 de deformação inicial.
- Figura II.8.17 Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na esferoidita ciclada a 345 MPa para com – 0,0075 de deformação inicial.
- Figura II.8.18 Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na martensita revenida ciclada a 345 MPa sem deformação inicial.
- Figura II.8.19 Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na martensita revenida ciclada a 345 MPa com + 0,005 de deformação inicial.
- Figura II.8.20 Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na martensita revenida ciclada a 345 MPa com– 0,005 de deformação inicial.
- Figura II.8.21. Microtensões como função da tensão aplicada.
- Figura II.8.22. Evolução da microtensão residual na amostra descarregada durante a fadiga na direção de laminação.
- Figura II.8.23. Evolução da microtensão residual na amostra descarregada durante a fadiga na direção transversal.

- Figura II.8.24. Evolução da microtensão residual na amostra descarregada durante a fadiga na direção normal.
- Figura II.8.25. Evolução da microtensão na carga máxima aplicada, durante a fadiga na direção de laminação.
- Figura II.8.26. Evolução da microtensão na carga máxima aplicada, durante a fadiga na direção transversal.
- Figura II.8.27. Evolução da microtensão na carga máxima aplicada, durante a fadiga na direção normal.
- Figura II.8.28. Tensão medida na condição pré-deformada vs deformação aplicada na direção da laminação.
- Figura II.8.29. Tensão medida na condição pré-deformada vs deformação aplicada a 45° da direção da laminação.
- Figura II.8.30. Tensão medida na condição pré-deformada vs deformação aplicada na direção transversal da laminação.
- Figura II.9.1. Influência dos níveis de tensões sobre a dureza.
- Figura II.9.2. Perfil de dureza da superfície até o interior da amostra.
- Figura II.9.3 Pré iniciação de dano em fadiga do material UNS S 31803 com o recebido, α - fase ferrítica, γ fase austenítica (a) $\Delta\sigma = 490$ MPa, $N = 2,6 \times 10^4$ ciclos; (b) $\Delta\sigma = 320$ MPa, $N = 1,62 \times 10^6$ ciclos; (c) e (d) $\Delta\sigma = 250$ MPa, $N = 1,18 \times 10^8$ ciclos.
- Figura II.9.4. Pré iniciação de dano em fadiga do material UNS S 31803 com o recebido, α - fase ferrítica, γ fase austenítica, $\Delta\sigma = 250$ MPa, $N = 1,18 \times 10^8$ ciclos.

- Figura. II.9.5. Imagens do microscópio eletrônico de transmissão do aço inoxidável duplex pré-deformado (Estruturas de discordâncias planares na fase austenítica).
- Figura. II.9.6. Imagens do microscópio eletrônico de transmissão do aço inoxidável duplex pré-deformado (Deslizamentos cruzados na fase ferrítica).
- Figura III.1. Equipamento portátil para medição de tensões.
- Figura III.2. Esquema ótico do equipamento portátil de raios -X.
- Figura III.3. Desenho esquemático do colimador para a medição da austenita.
- Figura III.4. Sistema de coordenadas polares.
- Figura III.5. Projeção estereográfica do " ψ - goniômetro" usada no equipamento portátil de raios-X
- Figura III.6. Esquema de medição de tensões com o equipamento portátil.
- Figura III.7. Determinação do máximo (L_0) da raia de 0^0 para cálculo do valor de tensão.
- Figura III.8. Determinação do máximo (L_{50}) da raia de 50^0 para cálculo do valor de tensão.
- Figura III.9. Calibração do equipamento portátil de raios-X. Raia de 0^0 .
- Figura III.10. Calibração do equipamento portátil de raios-X. Raia de 50^0 .
- Figura III.3.1. Desenho esquemático de montagem para polimento eletrolítico.
- Figura III.4.1. Dimensão do corpo-de-prova de tração utilizado.
- Figura III.5.1. Corpo-de-prova utilizado nos ensaios de fadiga.
- Figura III.6.1. Desenho esquemático da amostra utilizada em microscopia ótica e de varredura.

- Figura IV.1.1. Curva tensão vs deformação das amostras como recebida e com intensidade *shot peening* de 0,39 Almen.
- Figura IV.2.1. Curva comparativa S-N do aço UNS S 31803 na condição como-recebida e com *shot peening* de 0,25A e 0,39 A.
- Figura IV.3.1. Campo das tensões totais residuais compressivas nas duas intensidades de *shot peening* antes da fadiga, na direção transversal na austenita e na ferrita.
- Figura IV.3.2. Campo das tensões totais residuais compressivas nas duas intensidades de *shot peening* antes da fadiga, na direção longitudinal na austenita e na ferrita.
- Figura IV.4.1. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em baixo ciclo.
- Figura IV.4.2. Campo das tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal, antes da fadiga e em baixo ciclo.
- Figura IV.4.3. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em baixo ciclo.
- Figura IV.4.4. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal, antes da fadiga e em baixo ciclo.
- Figura IV.4.5. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,39A.
- Figura IV.4.6. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal, antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,39A.
- Figura IV.4.7. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,39A.

- Figura IV.4.8. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal, antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,39A.
- Figura IV.4.9. Campo das tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,25A.
- Figura IV.4.10. Campo das tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal, antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,25A.
- Figura IV.4.11. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,25A.
- Figura IV.4.12. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal, antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,25^a
- Figura IV.4.13. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,39A.
- Figura IV.4.14. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,39A.
- Figura IV.4.15. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,39A.
- Figura IV.4.16. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,39A.
- Figura IV.4.17. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,25A.
- Figura IV.4.18. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,25A.
- Figura IV.4.19. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,25A.

- Figura IV.4.20. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,25A.
- Figura IV.5.1. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* em 0,25A e 0,39A.
- Figura IV.5.2. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* em 0,25A e 0,39A.
- Figura IV.6.1. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A e 0,25A, após baixo ciclo.
- Figura IV.6.2. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A e 0,25A, após baixo ciclo.
- Figura IV.6.3. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, após médio ciclo.
- Figura IV.6.4. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, após médio ciclo.
- Figura IV.6.5. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, após médio ciclo.
- Figura IV.6.6. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, após médio ciclo.
- Figura IV.6.7. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A , após alto ciclo.
- Figura IV.6.8. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, após alto ciclo.
- Figura IV.6.9. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, após alto ciclo.

- Figura IV.6.10. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, após alto ciclo.
- Figura IV.7.1. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A e 0,39A, nas fases austenítica e ferrítica.
- Figura IV.7.2. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A e 0,39A, nas fases austenítica e ferrítica.
- Figura IV.8.1. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, nas fases austenítica e ferrítica.
- Figura IV.8.2. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, nas fases austenítica e ferrítica.
- Figura IV.8.3. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, nas fases austenítica e ferrítica.
- Figura IV.8.4. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, nas fases austenítica e ferrítica.
- Figura IV.8.5. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase austenítica.
- Figura IV.8.6. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase ferrítica.
- Figura IV.8.7. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase austenítica.
- Figura IV.8.8. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase ferrítica.
- Figura IV.8.9. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase austenítica.

- Figura IV.8.10. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase ferrítica.
- Figura IV.8.11. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase austenítica.
- Figura IV.8.12. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase ferrítica.
- Figura IV.8.13. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase austenítica.
- Figura IV.8.14. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase ferrítica.
- Figura IV.8.15. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase austenítica.
- Figura IV.8.16. Campo de microtensão residual transversal das amostras *shot peening* de 0,39A, na fase ferrítica.
- Figura IV.8.17. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase austenítica.
- Figura IV.8.18. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras *shot peening* de 0,25A, na fase ferrítica.
- Figura IV.8.19. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase austenítica.
- Figura IV.8.20. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase ferrítica.
- Figura IV.9.1.1. MO. Aumento 500X, com ataque (aço inoxidável duplex).

- Figura IV.9.2.1. MEV, com ataque. Microtrincas dentro da ferrita na superfície transversal, após *shot peening* de 0,25A.
- Figura IV.9.2.2. MEV, com ataque. Microtrincas dentro da ferrita na superfície transversal, após *shot peening* de 0,25A.
- Figura IV.9.2.3. MEV, com ataque. Microtrincas dentro da ferrita na superfície transversal, após *shot peening* de 0,39A.
- Figura IV.9.2.4. MEV, com ataque. Microtrincas dentro da ferrita na superfície transversal, após *shot peening* de 0,39A.
- Figura IV.9.2.5. MEV, com ataque. Microtrincas na fase ferrítica após *shot peening* de 0,39A e fadiga de $1,0 \times 10^7$ ciclos em 310MPa, superfície transversal.
- Figura IV.9.2.6. MEV, com ataque. Microtrincas na fase ferrítica após *shot peening* de 0,39A e fadiga de $1,0 \times 10^7$ ciclos em 310MPa, superfície transversal.
- Figura IV.9.2.7. MEV, com ataque. Microtrincas na fase ferrítica após *shot peening* de 0,39A e fadiga de $1,0 \times 10^7$ ciclos em 310MPa, superfície transversal.
- Figura IV.9.2.8. MEV, com ataque, Fase ferrítica após *shot peening* de 0,25A e fadiga de $1,0 \times 10^7$ ciclos em 300MPa, superfície transversal.
- Figura IV.9.2.9. MEV, com ataque. Microtrincas na fase ferrítica após *shot peening* de 0,25A e fadiga de $6,0 \times 10^3$ ciclos em 570MPa, superfície transversal.
- Figura IV.9.2.10. MEV, com ataque. Visualização dos pontos usados para realização do EDS da amostra de duplex.
- Figura IV.9.2.11. Espectro de EDS da austenita.
- Figura IV.9.2.12. Espectro de EDS da ferrita.
- Figura IV.9.3.1. MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,25A e submetida a 570MPa de amplitude de tensão.

- Figura IV.9.3.2. MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,25A e submetida a 457MPa de amplitude de tensão.
- Figura IV.9.3.3. MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,25A e submetida a 350MPa de amplitude de tensão.
- Figura IV.9.3.4. MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,39A e submetida a 550MPa de amplitude de tensão.
- Figura IV.9.3.5. MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,39A e submetida a 400MPa de amplitude de tensão.

ÍNDICE DE TABELAS

- Tabela II.4.1.1 Composição química em percentuais atômicos (% at)
- Tabela II.4.1.2. Composição química dos aços estudado (%at). e o (%) de austenita
- Tabela II.6.1 Composição química em percentual atômico do aço (%at)
- Tabela II.6.2 Composição química em percentual atômico do aço (%at)
- Tabela II.8.1 Composição química em percentual atômico do aço (%at)
- Tabela II.9.1 Composição química em percentual atômico de cada fase (%at)
- Tabela II.9.2 Composição química em percentual atômico de cada fase (%at)
- Tabela III.1. Composição química em (%at) do aço inoxidável duplex UNS S 31803
- Tabela IV.1 Propriedades mecânicas do aço antes e após *shot peening*

TABELA DE SÍMBOLOS E NOMECLATURAS

ε	Deformação no material	A	Intensidade do shot peening
λ	Comprimento de onda	C	Constante
σ_a	Amplitude de tensão aplicada	CMIR	Campo de microtensões residuais
σ_A	Tensão aplicada	CMRC	Campo de macrotensões residuais compressivas
σ_{esc}	Tensão de escoamento	CTTRC	Campo de tensões totais residuais compressivas
${}^t\sigma_{ij}^\alpha$	Tensão total média	d_0	Distância interplanar sem deformação
${}^\mu\sigma_{ij}^\alpha$	Microtensão na fase	D	Profundidade
${}^M\sigma_{ij}$	Macrotensão no material	E	Módulo de elasticidade do material
σ_m	Tensão média	EDS	Varredura de elétrons retroespalhados
σ_{max}	Tensão máxima	K	Fator de escala do colimador
σ_n	Tensão real no material	K_I	Fator de intensidade de tensão
σ_p	Amplitude de tensão permissível	K_t	Concentrador de tensão
σ_R	Tensão residual	L_{50} e L_0	Distâncias da linha de difração até as referências
σ_φ	Componente medida da tensão	MEV	Microscopia eletrônica de varredura
σ_1 e σ_2	Tensões principais	MO	Microscopia ótica

σ^I	Tensões residuais do tipo I	TCMax	Tensão compressiva máxima
σ^{II}	Tensões residuais do tipo II	TS	Tensão superficial
σ^{III}	Tensões residuais do tipo III	TTMax	Tensão trativa máxima
θ_0	Ângulo de incidência	TTRC	Tensões total residual compressiva
ν	Constante de Poisson	V_f	Fração volumétrica da fase

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A última década apresentou um acentuado aumento no uso dos aços inoxidáveis. A combinação de uma excelente resistência à corrosão e resistência mecânica incluindo a manutenção do limite de resistência em temperaturas elevadas em ambientes criogênicos, boa formabilidade, tem feito dos aços inoxidáveis os materiais de escolha para diversas áreas e aplicações.[1].

Os aços inoxidáveis duplex contêm uma mistura de grãos de ferrita (bcc) e austenita (fcc). A quantidade exata de cada fase é uma função da composição química e do tratamento térmico empregado. Uma microestrutura completamente ferrítica é formada durante a solidificação. A transformação parcial para austenita ocorre durante o resfriamento para produzir os precipitados de austenita na matriz ferrítica. Durante a laminação a quente e recozimento, a microestrutura conserva-se dentro do campo bifásico do diagrama de fases Fe-Cr-Ni, constituindo-se de lamelas alternadas de ferrita e austenita. Os aços inoxidáveis duplex são processados por laminação a quente ou forjamento e laminação a frio seguido por um recozimento de recristalização conveniente, e têmpera para equalizar a proporção das duas fases. A figura I.1 apresenta a seqüência usual de processamento dos aços inoxidáveis duplex [2].

Devido à sua alta resistência mecânica e também uma alta resistência à corrosão, os aços inoxidáveis duplex são amplamente usados em sistemas de recirculação de usinas nucleares, bem como em outras indústrias onde eles são expostos a ambientes severamente agressivos, tais como nas indústrias de celulose e de petróleo [3, 4 ,5].

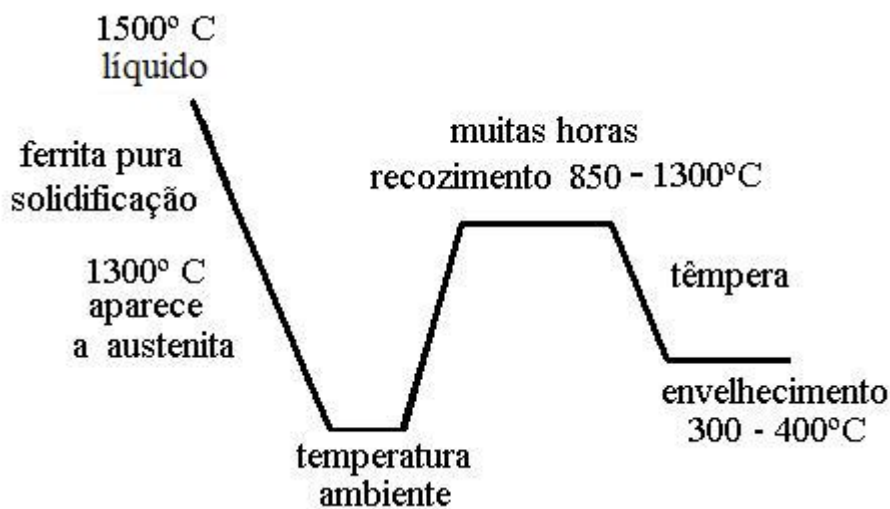


Figura I.1. Desenho esquemático do processo de fabricação dos aços inoxidáveis duplex fundidos e obtenção da estrutura duplex [6]

O elevado custo de investimento de plantas industriais que trabalham com meios severamente agressivos, como, por exemplo, complexos de uréia-amônia, implicam necessariamente em um longo e confiável serviço, para se obter um retorno satisfatório do investimento inicial. Uma razão comum para uma substituição prematura de trechos de plantas industriais e equipamentos é a corrosão. A corrosão pode ser um fenômeno complexo, onde uma pequena mudança nos parâmetros do processo ou algumas pequenas impurezas podem alterar completamente o desempenho das ligas [7].

Outra razão para substituição prematura de instalações e equipamentos é a degradação das propriedades mecânicas oriundas das condições de trabalho, tais como vida em fadiga em ambientes agressivos. Por isto, uma seleção adequada do material deve levar esses fatos em consideração [4].

Um material bifásico como o aço inoxidável duplex, é microestruturalmente heterogêneo e cada fase no material terá uma resposta diferente ao carregamento aplicado. Assim, as duas fases devem apresentar diferentes coeficientes de expansão térmica e microtensões térmicas são introduzidas durante o resfriamento de uma elevada temperatura devido à incompatibilidade elástica entre os grãos ou entre as fases. Esta microtensão inicial oriunda de tratamento térmico ou mecânico pode aumentar ou diminuir durante o carregamento, dependendo das respostas elásticas e plásticas das fases individualmente [8].

Um grande número de propriedades mecânicas e físicas descrevendo o comportamento macroscópico dos aços inoxidáveis duplex, tais como limite de escoamento, limite de resistência, resistência à fadiga, tenacidade à fratura e resistência a corrosão, tem sido extensivamente documentada [8]. Entretanto, o acompanhamento durante a vida em fadiga das tensões residuais das fases presentes no aço inoxidável duplex é relativamente limitado.

É sabido que a resistência à fadiga dos aços é fortemente dependente das tensões residuais induzidas nas camadas superficiais. Um meio de introdução de tensões residuais para melhoria da vida em fadiga dos materiais, bem conhecido é o processo de *shot peening*. Entretanto, as tensões residuais podem ser reduzidas ou totalmente aliviadas pela aplicação de carregamento mecânico ou térmico.

Pelo exposto na revisão bibliográfica, a utilização de tratamento *de shot peening* é eficaz na elevação da resistência à fadiga de aços, pois o estado de tensões residuais compressivo na camada superficial é significativamente importante para a melhoria da resistência à fadiga, especialmente para impedir a nucleação de trincas, sendo importante que durante a vida em fadiga, o estado compressivo de tensões residuais se mantenha estável.

Também pelo exposto, a literatura apresenta poucos estudos que demonstrem a evolução do estado de tensões residuais em aços inoxidáveis duplex em fadiga.

O presente trabalho tem como objetivo analisar a variação do estado de tensões residuais compressivas, introduzidas por *shot peening* em aço inoxidável duplex durante o desenvolvimento de ciclos de fadiga e investigar por microscopias ótica e eletrônica as mudanças microestruturais ocorridas durante a fadiga.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1 TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais são tensões auto-equilibradas existentes nos materiais, em condições de temperatura uniforme e sem carregamento externo [9].

A classificação dos diferentes tipos de tensões residuais existentes está definida na literatura [10,11]. A distinção da tensão residual tipo I (macrotensões), e dos tipos II e III foram fixadas.

A tensão residual do tipo I, σ^I , é definida como sendo a média volumétrica das tensões residuais dependentes da posição da amostra, $\sigma(X)$, tirada sobre todos os cristais e fases dentro do volume (V) considerado, ou seja, o volume exposto aos raios-X ou pelo método do furo utilizando extensômetro. Este volume deve ser grande o suficiente para representar o material macroscopicamente.

$$\sigma^I = \frac{1}{V} \int_V \sigma(x) d(V) \quad (2.1)$$

A mudança ou um alívio de σ^I pode causar alterações macroscópicas na forma do corpo. Esta é a base do método mecânico de determinação de tensão.

A tensão tipo II, σ^{II} , dentro de um cristal é definida como sendo o desvio médio do nível de macrotensão, e a σ^{III} o desvio dependente da posição da tensão média do cristal, respectivamente.

$$\sigma^{II} = \frac{1}{V} \int_{Vol. \text{ cristal}} [\sigma(x) - \sigma^I] d(V) \quad (2.2)$$

$$\sigma^{III}(x) = \sigma(x) - \sigma^I - \sigma^{II} \quad (2.3)$$

A figura II.1.1 apresenta um desenho esquemático da definição e superposição dos tipos de tensões residuais presentes no material.

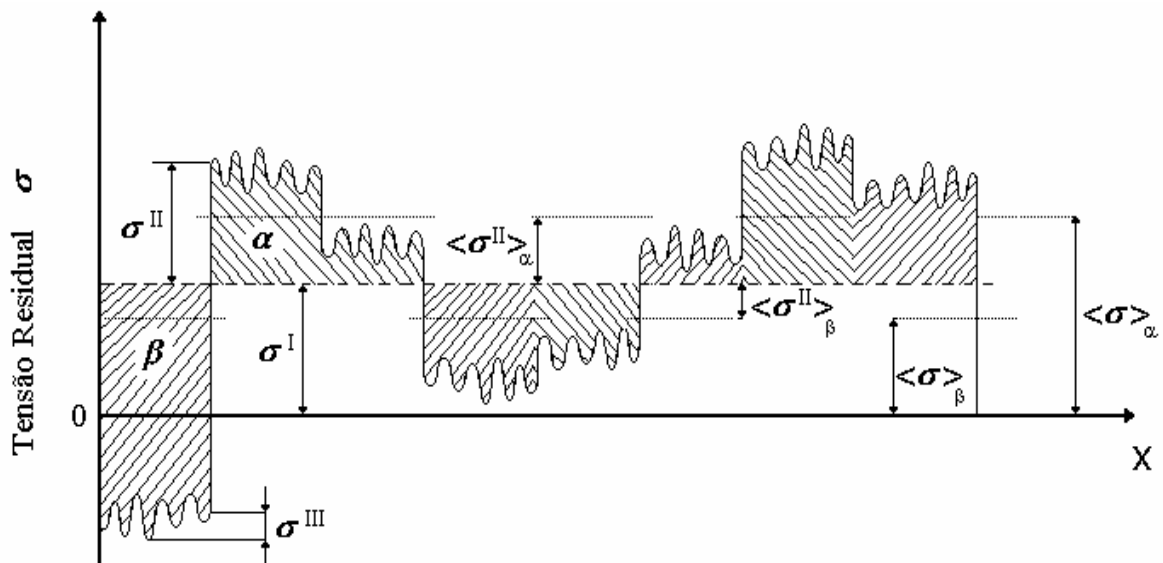


Figura II.1.1. Ilustração da definição de tensão residual [10]

Do ponto de vista mais simplificado, as tensões residuais do tipo I, macrotensões, são tensões observadas dentro de um volume macroscópico considerado, estendendo-se sobre no mínimo centenas de grãos de um material e usualmente muito mais. As tensões residuais do tipo II, freqüentemente chamadas de microtensões, cobrem a distância de um grão ou parte de um grão. Elas podem ocorrer entre diferentes fases ou entre partículas, tais como inclusões. As tensões residuais tipo III, são tensões que cobrem algumas distâncias atômicas dentro de um grão, e são equilibradas em uma pequena parte do grão do material e são fortemente dependentes da densidade, movimentação e distribuição de discordâncias e outros defeitos cristalinos [11,12].

II.2 GERAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais ocorrem em materiais e componentes mecânicos durante os muitos processos de manufatura ou fabricação:

- Deformação plástica ou conformação, incluindo laminação, extrusão, flexão, forjamento, *shot peening* e bombardeamento a laser.
- Durante processos de fabricação, tais como soldagem, usinagem, fundição, conformação, etc.
- Durante tratamento térmico e termomecânico incluindo têmpera, tratamento térmico a plasma e laser, nitretação ou uma combinação destes tratamentos[12].

Em materiais multifásicos e/ou policristalinos, as tensões residuais podem ser microtensões formadas devido à incompatibilidade elástica entre os grãos ou fases e/ou macrotensões formadas pela deformação plástica diferencial, por exemplo, superfície e interior, que sofrem deformação não uniforme durante resfriamento, e são forçadas a se ajustarem conjuntamente [13,14].

II.3 O PROCESSO DE FADIGA

Fadiga é uma mudança progressiva, localizada e permanente que ocorre em materiais sujeitos a carregamentos repetidos em tensões nominais que têm seu valor máximo menor que o limite de resistência do material (freqüentemente muito menor). A fadiga pode culminar na fratura catastrófica do material, depois de um número suficiente de flutuações ou ciclos [15].

O processo de fadiga pode ser dividido dentro de três estágios: nucleação de trinca, propagação de trinca e fratura. Em amplitudes de tensões baixas o estágio de nucleação pode ocupar a maior parte da vida útil. Em amplitudes de tensões altas o estágio de nucleação é efetuado dentro de uma pequena fração da vida útil. Outra fração da vida útil é necessária para a propagação de trincas microestruturais (pequenas trincas comparadas ao tamanho da escala microestrutural) até alcançar o tamanho de trincas em escala físicas (isto é, trincas do tamanho $\leq 0,5 - 1,0$ mm) [16].

A trinca em fadiga é causada por ações simultâneas de tensões cíclicas, tensões trativas e deformação plástica. Se qualquer um destes componentes não estiver presente, uma trinca de fadiga não se inicia e conseqüentemente não se propaga. A deformação plástica resultante das tensões cíclicas inicia a trinca e as tensões trativas promovem o crescimento da trinca (propagação). Medidas cuidadosas da deformação dão conta de que deformações plásticas microscópicas podem estar presentes mesmo em baixos

níveis de tensões, onde a deformação deveria ser totalmente elástica. Embora tensões compressivas não causem fadiga, carregamentos compressivos podem resultar em tensões trativas locais [15].

A deformação plástica localizada é uma característica típica da fadiga de materiais metálicos. Ela é acompanhada por mudanças na microestrutura durante o carregamento cíclico. O processo de dano inicia preferencialmente em sítios de deformações cíclicas localizadas e resultam na formação de superfícies de alívios adjacentes às bandas de deslizamentos persistentes. As trincas de fadiga nucleiam nestas áreas e crescem para o interior do material [17]. Portanto, a nucleação de trinca em fadiga é consequência direta da deformação plástica localizada.

II.4 RESISTÊNCIA À FADIGA

Variações nas propriedades mecânicas, composição química, microestrutura e macroestrutura e seus subseqüentes efeitos sobre a vida em fadiga, têm sido estudados extensivamente para auxiliar na seleção apropriada de aços, de acordo com a necessidade de um uso específico [15].

Prever a vida em fadiga de um metal ou liga é uma tarefa complexa, pois os materiais são sensíveis a pequenas mudanças nas condições de carregamento, concentradores de tensões e a outros fatores (temperatura, ambiente em que o material está sendo solicitado à fadiga). A resistência à fadiga de uma estrutura ou componente é também afetada pelo processo de fabricação, tais como conformação, soldagem, usinagem e pelas condições superficiais, tais como rugosidade e tensões residuais. Os testes em fadiga executados em pequenas amostras nem sempre são suficientes para estabelecer precisamente a vida em fadiga de um componente.

Estes ensaios são usados para avaliar a resistência relativa de um material a tensões cíclicas. Esta resistência relativa que serve como linha de base das propriedades de fadiga, deve ser combinada com a história do carregamento de um componente em uma análise de projeto, antes que a previsão de vida em fadiga do componente possa ser realizada [15].

II.4.1 RESISTÊNCIA À FADIGA DE ALTO CICLO EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX E AUSTENÍTICOS

Todas as referências citadas nesta parte deste capítulo, são de aços com composição química iguais ou semelhantes ao aço estudado nesta tese, logo suas composições químicas estão apresentadas em tabelas.

Mateo et al [18] estudaram o comportamento de fadiga de alto ciclo em um aço inoxidável duplex equivalente ao UNS S 31803, comumente conhecido como SAF 2205. As amostras foram usinadas do material em chapas e barras. Enquanto as barras só poderiam ser usinadas na direção paralela à direção longitudinal, as amostras retiradas das chapas foram usinadas em paralelo (L), perpendicular (T), e em ângulo de 45° à direção de laminação (D). Analisando a curva S-N, figura II.4.1.1 pode ser observado que o limite de fadiga e a resistência à fadiga de alto ciclo para as amostras retiradas de barra, são menores do que para as amostras retiradas de chapas. Pode ser observado também que a direção (D) apresentou a menor vida em fadiga do que as outras duas orientações estudadas para a mesma amplitude de tensão aplicada, enquanto que as posições de (T) e (L) são muito próximas, embora o limite de fadiga seja maior para a orientação (T).

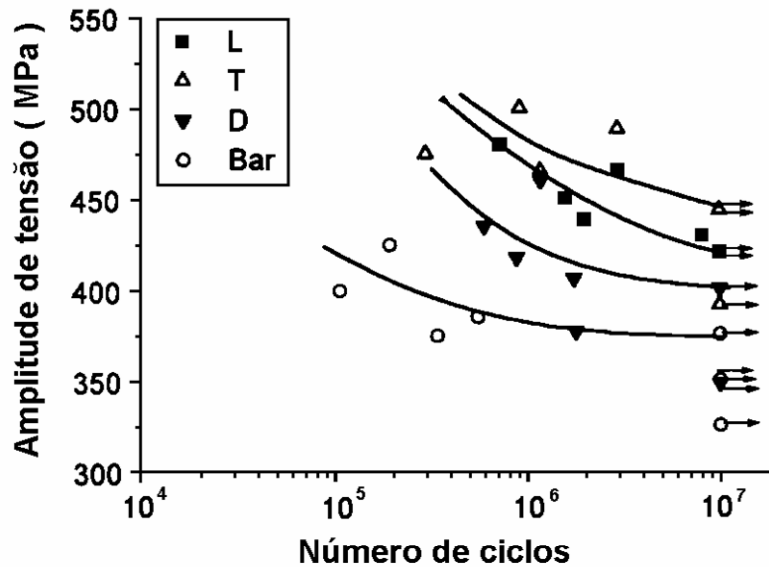


Figura II.4.1.1 Curva S-N apresenta o limite de fadiga do aço inoxidável duplex [18]

Mateo et al [18] realizaram análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das superfícies das amostras testadas ciclicamente. Foi observada uma distribuição não homogênea do dano em fadiga entre a fase ferrítica e a fase austenítica. Foram observadas ainda marcas de deslizamento na austenita em todas as amostras, independente do número de ciclos suportados por elas. Entretanto, em níveis de tensões superiores ao limite de fadiga, tais marcas de deslizamento, principalmente de deslizamento simples, foram as únicas observadas. Em níveis de tensões maiores, ocorreu a transferência do carregamento da austenita para a ferrita, levando a acomodação da deformação, nos grãos da ferrita.

Lanes et al [19] estudaram o comportamento em fadiga de alto ciclo de um aço inoxidável duplex UNS S 31803 com 45% de austenita em uma matriz ferrítica. As amostras foram testadas nas condições como recebida e envelhecidas com tratamento térmico a 475° C por 200 horas. As observações realizadas nas amostras como-recebida indicaram que a falha em fadiga estava associada à presença de intensas bandas de deslizamentos com pronunciadas extrusões na matriz ferrítica. Tais características de

deformação não foram observadas nas amostras testadas até 10^7 ciclos. Marcas de deslizamentos superficiais, principalmente de deslizamento simples, foram encontradas na austenita nas amostras fraturadas e não fraturadas.

Kruml et al [20] estudaram estruturas de discordâncias em bandas, correspondentes à deformação localizada cíclica em dois aços inoxidáveis, austenítico 316L e duplex austeno-ferrítico, contendo iguais quantidades de austenita e ferrita.

A tabela II.4.1.1 apresenta a composição química destes aços em percentuais atômicos.

Tabela II.4.1.1 Composição química em percentuais atômicos (% at).

<i>Aço</i>	<i>C</i>	<i>N</i>	<i>S</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>Mn</i>
316L	0,023	< 0,01	0,004	0,35	17,6	14,1	2,5	1,43
Duplex	0,024	0,11	0,004	0,35	22,1	5,36	3,05	1,70

Observações no microscópio eletrônico de transmissão mostraram que as superfícies de alívio dos grãos da austenita diferem substancialmente dos grãos da ferrita. A densidade de bandas de deslizamentos persistentes superficiais nos grãos da austenita nas amostras cicladas em regime de baixo carregamento (deformações menores do que 2×10^{-3}) foi muito baixa, contudo aumentou apreciavelmente quando a amplitude de deformação plástica foi maior do que este valor crítico. A densidade de bandas de deslizamentos persistentes superficiais nos grãos ferríticos aumenta continuamente com o aumento da amplitude de deformação.

Na fase austenítica um grande número de diferentes estruturas de discordâncias foram observadas em grãos individuais nas amostras. Entretanto, na fase ferrítica o arranjo de discordâncias em um único grão foi característico para todos os grãos das amostras.

Widmark et al [21] estudaram o comportamento em fadiga (tração-compressão) dos aços inoxidáveis duplex SAF 2304 e SAF 2205 (UNS S 31803), e observaram que entre o primeiro e o quinto ciclo ocorreu endurecimento e do quinto até o vigésimo ciclo, os aços amoleceram, para todas as amplitudes de deformações estudadas.

Foram observadas que as amplitudes de deformação maiores apresentaram maiores tensões de escoamento cíclicas. As amplitudes de deformação variaram entre 0,5% e 1,4%.

Chai [22] estudou o comportamento em fadiga tração – tração em regime de alto ciclo de um aço inoxidável duplex austeno–ferrítico SAF 2205 (UNS S 31803) e do SAF 2507 (UNS N32750) das amostras como-recebidas e envelhecidas a 475⁰C por um período de quatro horas.

A tabela II.4.1.2 apresenta a composição química em percentual atômico dos aços estudado e o percentual de austenita e de ferrita.

Tabela II.4.1.2. Composição química dos aços estudados (%at) e o (%) de austenita.

<i>Materiais</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>N</i>	<i>Austenita (%)</i>
UNS N32750	0,03	0,8	1,2	25	7	4,8	0,30	55
UNS S31803	0,03	1,0	2,0	22	5	3,2	0,18	49

As figuras II.4.1.2 e figura II.4.1.3 apresentam a curva S-N dos aços estudados e pode ser observado que as curvas evidenciam uma forte dependência da resistência à fadiga e da resistência mecânica do material utilizado.

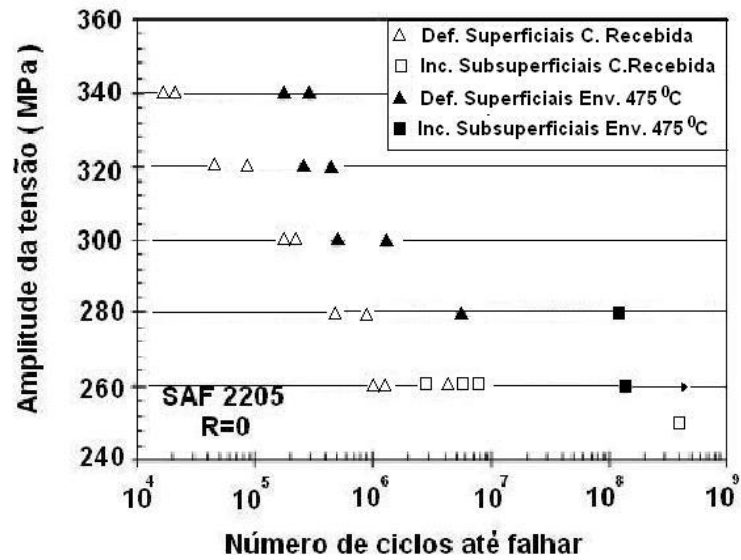


Figura II.4.1.2. Curva S- N do SAF 2205, com defeitos superficiais; inclusões subsuperficiais; nas amostras como-recebidas e envelhecidas [22]

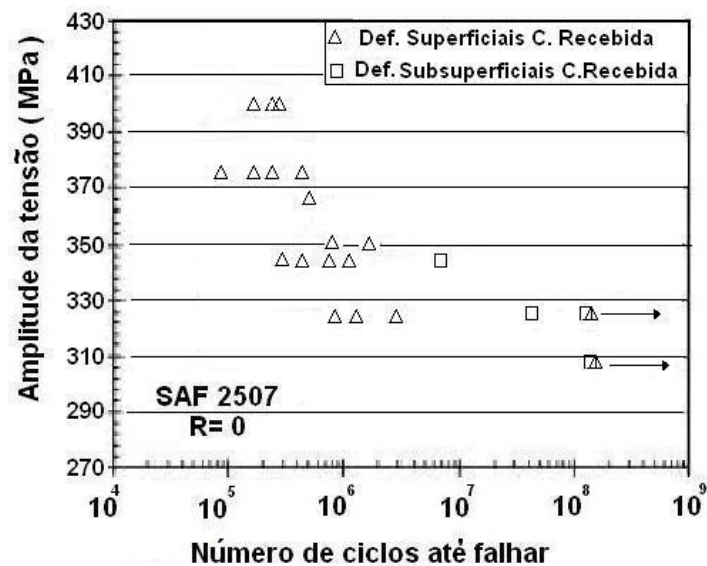


Figura II.4.1.3. Curva S-N do SAF 2507, com defeitos superficiais; defeitos subsuperficiais; nas amostras como-recebidas [22]

II.4.2 RESISTÊNCIA À FADIGA DE BAIXO CICLO

Vogt et al [23,24] estudaram o comportamento em fadiga de baixo ciclo dos aços inoxidáveis ligados ao nitrogênio. A figura II.4.2.1 apresenta a evolução da amplitude de tensão versus o número de ciclos em uma escala logarítmica. Isto permitiu analisar a acomodação cíclica que acontece nos primeiros ciclos, sendo ela dependente da amplitude de deformação empregada. Testes em baixa deformação levaram a uma rápida saturação depois de um período curto de fraco amolecimento. Testes realizados em amplitudes de deformações maiores resultaram em um comportamento de endurecimento-amolecimento. Isto é, um máximo de tensão de amplitude foi alcançado durante os primeiros percentuais da vida em fadiga.

A figura II.4.2.1 apresenta que o período de acomodação representa de fato uma pequena porção da vida em fadiga das amostras. Em amplitudes de deformações maiores, um maior período de acomodação é necessário. Quando o nível de deformação é baixo o período de acomodação é mais curto e a liga se torna mais estável. Para os testes realizados em deformações maiores, nenhuma clara acomodação foi observada.

Vogt et al [24] observaram também que no regime de baixa deformação ($\Delta\varepsilon_t < 0,8\%$), a liga rapidamente satura. A plasticidade cíclica é controlada pela fase austenítica, onde arranjos planares de discordâncias são observados. A iniciação da trinca é observada na austenita enquanto a ferrita se manteve inalterada. Porém, em regime de alta deformação ($\Delta\varepsilon_t > 0,8\%$), a plasticidade cíclica do aço inoxidável duplex é controlada por ambas as fases presentes no aço, austenita e ferrita. Arranjos planares são sempre observados na austenita, enquanto que a ferrita contém veios, paredes, labirintos, e células de discordâncias. Este tipo de comportamento promove a iniciação de trinca na ferrita e depois na austenita.

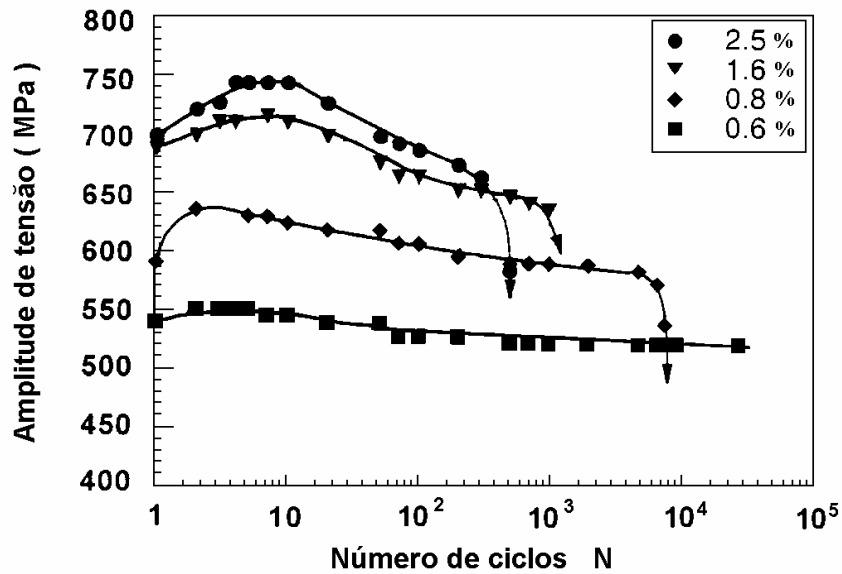


Figura II.4.2.1. Evolução da amplitude da tensão com o n° de ciclos N do aço inoxidável duplex 0,15%N ciclado à temperatura ambiente, para diferentes níveis de deformação e em uma taxa de deformação de $4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ [24]

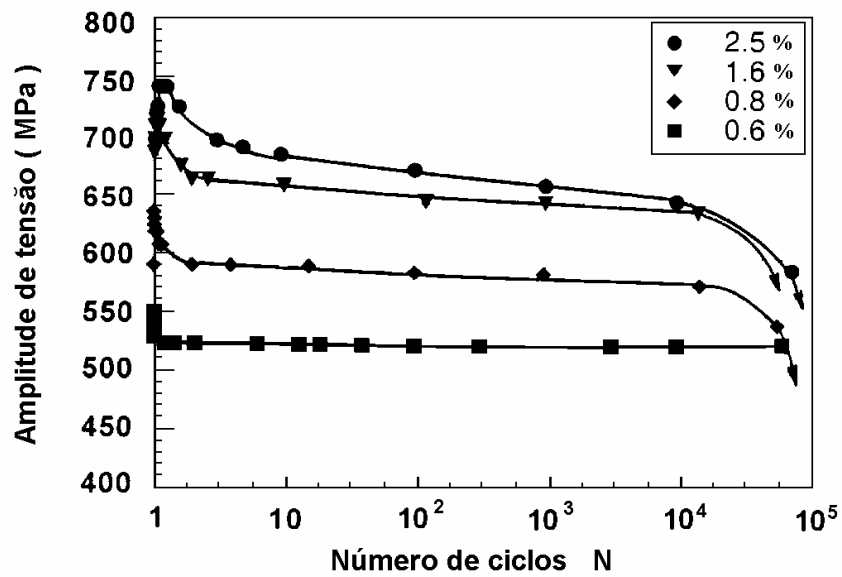


Figura II.4.2.2. Evolução da amplitude da tensão com a fração da vida em fadiga do aço inoxidável duplex 0,15% N ciclado à temperatura ambiente, para diferentes níveis de deformação e em uma taxa de deformação de $4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ [24]

Vogt et al [25] observaram que em aços inoxidáveis duplex envelhecidos com percentual de nitrogênio maior, sem alterar a proporção das duas fases devido à adição de outros elementos químicos como o manganês, apresentou uma menor resistência à fadiga, devido ao efeito conjugado entre as fases, ou seja, a trinca que surge inicialmente na fase mais frágil, a ferrita, tem sua propagação facilitada pela sobreposição das deformações de áreas plásticas na austenita. Porém, em ligas de alto nitrogênio com 70% de austenita e 30% de ferrita, o efeito conjugado de sobreposição das deformações de áreas plásticas que se acumulam na austenita é dificultado. Este mecanismo está ilustrado na figura II.4.2.3.

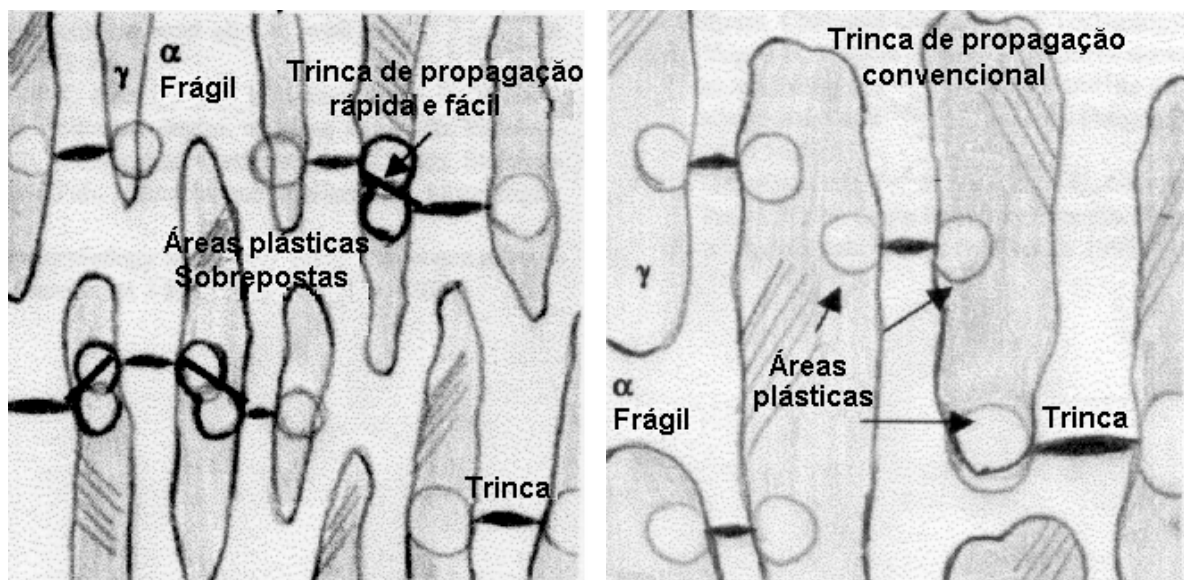


Figura II.4.2.3. Coalescimento de trincas curtas em ligas duplex envelhecidas com 50%

γ / 50% α (fácil sobreposição de áreas plásticas) e ligas duplex com 70% γ / 30% α

(difícil sobreposição de áreas plásticas) [25]

II.4.3 LEI DAS CONDIÇÕES SUPERFICIAIS EM FADIGA

É bem estabelecido que o processo de fadiga é muito sensível ao estado superficial, que é influenciado pela superfície de acabamento e tratamento superficial. Isto ocorre, devido ao fato de que as trincas de fadiga na maioria dos casos nucleiam da superfície livre dos metais carregados ciclicamente. Isto tem sido demonstrado repetidamente pela observação de que, quando uma amostra é submetida à fadiga por uma fração substancial da sua vida útil em fadiga, e uma camada superficial é removida por eletropolimento, a amostra em um teste subsequente exibiu uma vida em fadiga tão longa quanto de uma amostra virgem [26].

A nucleação de trinca, bem como a totalidade do processo de fadiga, é controlada por deformações plásticas cíclicas. Portanto, deve ser esperado que as trincas nucleiem em regiões onde a deformação plástica cíclica é maior que a média. Existem basicamente duas razões para que a deformação plástica cíclica ocorra na superfície:

- Concentração de deformação plástica devido a maiores tensões, próximo à superfície;
- Menor grau de restrição do volume próximo à superfície do material carregado ciclicamente.

Em componentes complexos de engenharia, tensões maiores na superfície resultantes de entalhes ou carregamento à flexão e torção, levam a gradientes de tensões com a maior tensão sobre a superfície. Mesmo em partes carregadas uniformemente, um pequeno grau de excentricidade no carregamento axial é praticamente inevitável, novamente levando a um pequeno momento de flexão ou de torção e, conseqüentemente, a maiores tensões superficiais. Além destas fontes macroscópicas de concentração de tensão sobre a superfície, existem também concentradores de tensões microscópicos, que são efetivos mesmo sob condições de carregamento uniaxial ideal.

O nível de tensão na superfície é sensível à topografia superficial, considerando que ela nunca é perfeitamente polida. Por exemplo, um polimento muito fino produz riscos com profundidades da ordem de $0,1 \mu\text{m}$, que localmente pode aumentar a tensão por volta de 10%. Felizmente, a superfície de acabamento freqüentemente produz uma fina camada superficial deformada plasticamente com tensões residuais compressivas, que devem equilibrar ou mesmo superar os efeitos deletérios da concentração de tensão microscópica sobre a vida útil do material.

Outro tipo de concentração de tensão microscópica é o degrau superficial produzido pelas discordâncias geradas no material durante a deformação plástica. A ciclagem sozinha pode produzir concentração de tensão na superfície. Partículas de segunda fase, tais como inclusões e precipitados, que têm propriedades elásticas diferentes da matriz e geralmente servem como concentradores de tensões, podem também gerar concentradores de tensão.

Argon et al [27] mostrou muito instrutivamente que o efeito na fadiga de partículas de segunda fase na superfície é maior do que no interior. A figura II.4.1.1, compara o concentrador de tensão (K_t) e o fator de intensidade de tensão (K_I) para formas idealizadas de partículas de modulo zero na superfície e no interior. Para um estado biaxial de tensão, foi encontrado $K_t = 2,23$ para uma depressão hemisférica na superfície de um corpo semi-infinito (para uma constante de Poisson $\nu = 0,25$). Este é cerca de 7% maior do que para o caso correspondente de uma cavidade esférica ($K_t = 2,09$ para $\nu = 0,25$) [28]. O segundo exemplo é o de uma partícula aguda no interior e uma trinca de mesma dimensão de seção transversal em deformação plana. O fator de intensidade de tensões para uma trinca em deformação plana é maior por um fator de $\sqrt{\frac{\pi}{2}}$. E o terceiro exemplo é uma trinca aguda em deformação plana e uma semi trinca aguda sobre a superfície. O fator de intensidade de tensão para a superfície é maior na

ordem de 12%. Embora a comparação na figura II.4.3.1 não corresponda perfeitamente à situação real (já que foi assumido módulo zero e forma idealizada), as previsões claramente indicam que inclusões na superfície devem produzir uma maior concentração de tensões do que inclusões no interior.

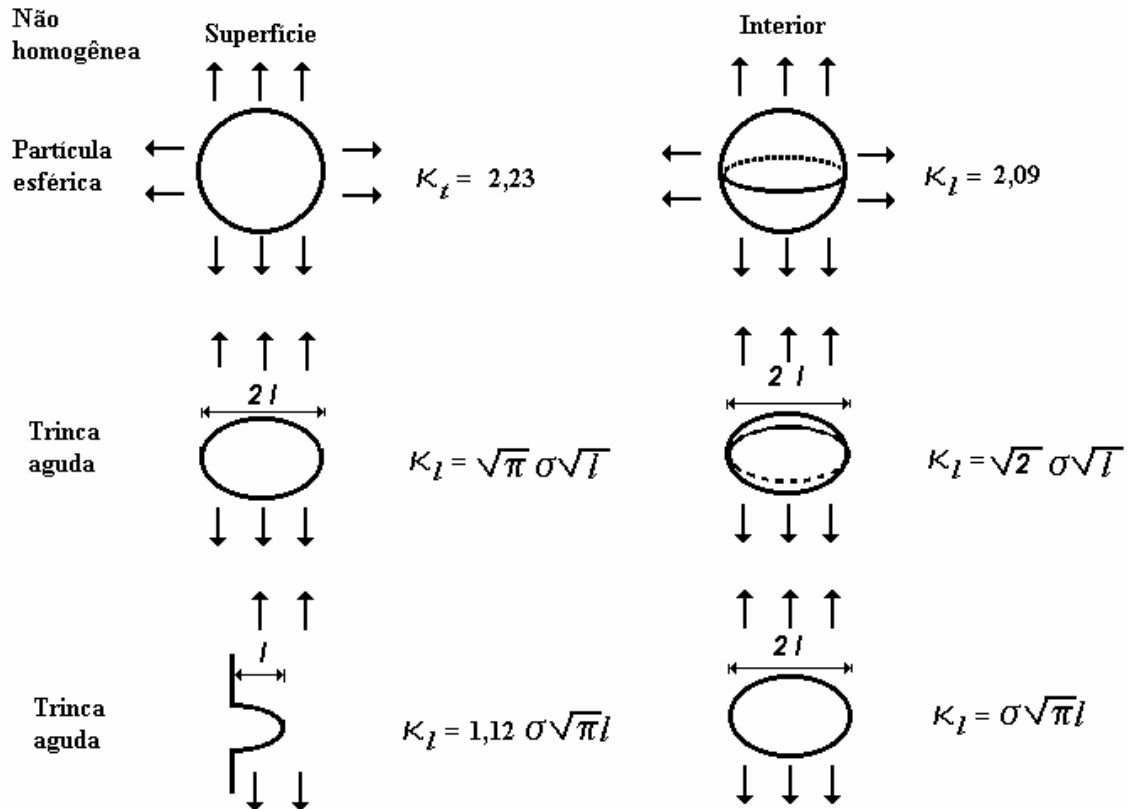


Figura II.4.3.1 Comparação de concentração de tensão (K_t) e fatores de intensidade de tensão (K_I) para não homogeneidades do mesmo tipo na superfície e no interior da amostra [17]

Maiores deformações plásticas são encontradas próximo à superfície, devido também à redução da constrictão, associada com a deformação dentro das camadas superficiais. Isto pode ser explicado melhor no caso de metais policristalinos. Na rede cristalina do material, cada grão no interior está sob constrictões impostas por grãos vizinhos. Grãos superficiais têm um menor número de grãos vizinhos do que no interior e, conseqüentemente, a constrictão é relaxada.

Em grãos superficiais menos constrictos, deslizamentos simples são mais facilmente acomodados do que nos grãos constrictos mais fortemente, nos quais uma maior quantidade de deslizamento deve ser necessária [26]. Experimentalmente isto tem sido encontrado medindo-se a plasticidade local em grãos superficiais [29], estas deformações locais na superfície podem exceder a média da deformação das amostras por ordem de magnitude [30].

II.5 EFEITOS DAS TENSÕES RESIDUAIS

É bem conhecido que as tensões residuais compressivas têm efeitos benéficos na vida em fadiga e na corrosão sob tensão e além de inibir a nucleação e a propagação de trinca.

De fato, na faixa elástica, as tensões residuais podem ser adicionadas como carregamento estático. Além da faixa elástica, as tensões residuais relaxam. O princípio de superposição dos diferentes tipos de tensões (aplicadas e tensões residuais) pode ser descrito como se segue. Se tivermos uma amostra sujeita a tensão residual, caracterizada por um vetor σ_R em um ponto de um plano definido de tensões aplicadas, e superpusermos, neste mesmo plano, uma tensão aplicada σ_A , a tensão real aplicada σ_n para a amostra, será caracterizada pelo seguinte vetor:

$$\sigma_n = \sigma_A + \sigma_R \quad (2.4)$$

A figura II.5.1 apresenta um exemplo de superposição das tensões aplicadas e residuais durante um teste de fadiga em carga de flexão.

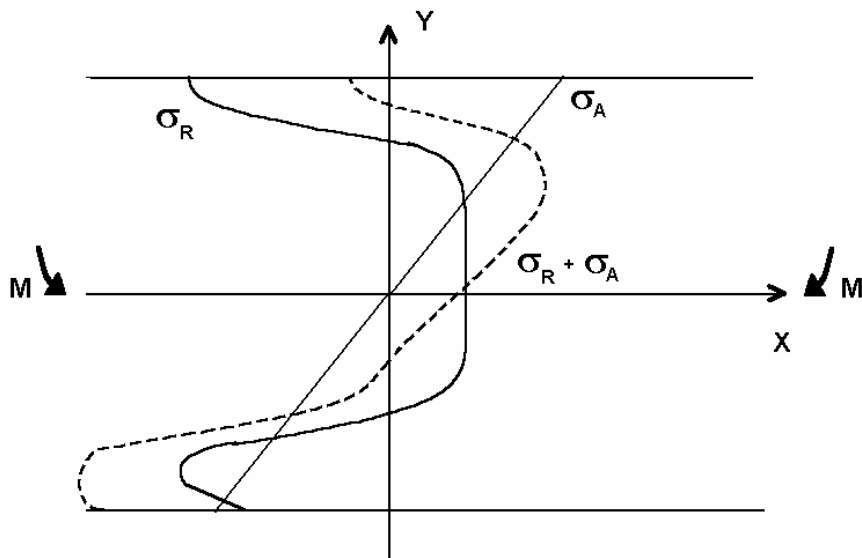


Figura II.5.1. Superposição de tensões residual e aplicada [12].

Se, como resultado do tratamento superficial (*shot peening*, por exemplo), uma tensão residual compressiva é criada e uma tensão σ_A de sinal oposto é aplicada, a tensão real σ_n no material será menor que σ_A . Pode assim ser visto que a tensão residual atua como uma tensão média e pode afetar o comportamento mecânico de materiais: fratura frágil, fadiga, limite de escoamento e de resistência e corrosão em fadiga [12].

No caso da fadiga, a tensão residual é uma superposição da tensão média com a tensão dinâmica. Isto afeta a resistência do material, sendo possível tirar esta contribuição usando o diagrama de Goodman e Haigh. Se o sinal da tensão residual é oposto ao da tensão aplicada, a amplitude de tensão permissível σ_p é aumentada (Figura II.5.2).

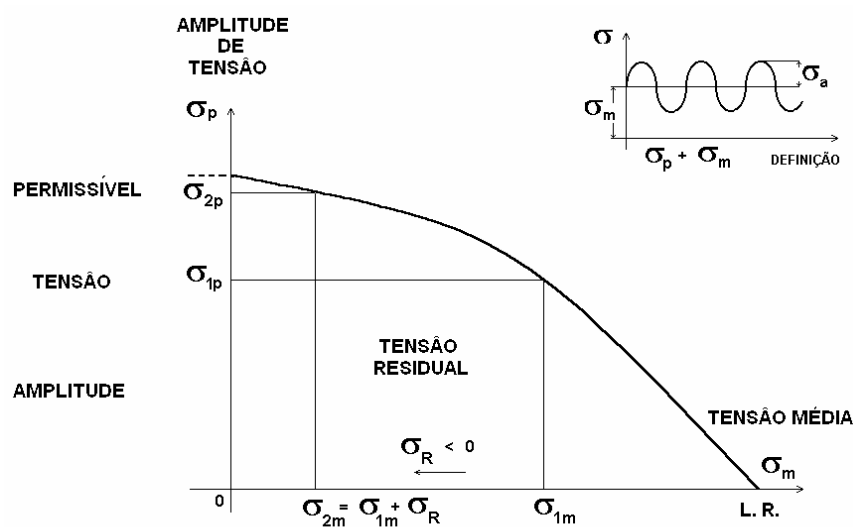


Figura II.5.2 Tensões residuais tiradas usando o diagrama de Goodman e Haigh [12].

Usar um diagrama simplificado para o cálculo da resistência, como o apresentado acima, é muito difícil devido ao problema de relaxação da tensão residual. A tensão residual pode ser relaxada por aplicações de energia mecânica ou térmica. A relaxação depende de complexas interações de vários fatores, tais como: amplitude da tensão, número de ciclos de carregamento, temperatura, estado da tensão residual inicial e propriedades mecânicas dos materiais [12].

O desempenho de um material sob carregamento mecânico ou térmico ou outros tipos de carregamentos, depende do estado de tensões residuais introduzido durante o processo de manufatura. Em certos casos, é melhor ter uma amostra sem qualquer tensão residual. Em outros casos, uma tensão residual compressiva é introduzida na superfície da amostra para obter uma melhora no comportamento mecânico (fadiga, por exemplo). Portanto, é fundamental ser capaz de medir a tensão residual, pois o nível de tensão residual entra na comparação do carregamento aplicado [12].

II.6 MÉTODOS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS

Nas últimas décadas várias técnicas qualitativas e quantitativas de medição de tensões residuais têm sido desenvolvidas. Em geral, uma distinção deve ser feita entre as técnicas destrutivas e não-destrutivas [12].

A primeira série de métodos é baseada na destruição do estado de equilíbrio da tensão residual em um componente mecânico. Desta maneira, a tensão residual pode ser medida por relaxação. Entretanto, só é possível medir as conseqüências da relaxação da tensão e não a relaxação sozinha (deslocamento, fratura, deformação). Em muitos casos, a deformação é selecionada como um parâmetro a ser estudado. O procedimento usado pode ser descrito como se segue:

- Criação de um novo estado de tensões por lixamento ou por remoção de camadas;
- Detecção da mudança local na tensão por medidas de deformação ou deslocamento;
- Cálculo da tensão residual como função da medida de deformação, usando a teoria da elasticidade (procedimentos analíticos ou cálculos de elementos finitos).

Havendo uma vasta faixa de métodos mecânicos disponíveis torna impossível incluir todos eles neste trabalho. Somente os métodos mais usados são citados. Podemos classificar os vários métodos dentro de destrutivos e não-destrutivos. Os diferentes métodos destrutivos são:

- Método do furo cego;
- Método do anel;
- Método da deflexão;
- Método da seção.

A segunda série de métodos consiste de métodos não destrutivos. Estes são baseados na relação entre os parâmetros físicos e cristalográficos com a tensão residual. Os diferentes métodos não-destrutivos são:

- Método de difração de raios –X;
- Método de difração de nêutrons;
- Método de ultra-som;
- Método magnético.

O método de difração de raios-X e de difração de nêutrons é baseado em medidas de deformações da rede cristalina estudando a variação no espaçamento interplanar dos materiais policristalinos. O primeiro método mede a deformação residual na superfície do material e o segundo mede a deformação residual dentro do volume da amostra. Os métodos de difração podem ser usados para estudar todos os três tipos de tensões residuais. A mudança de posição do máximo de difração é sensível ao tipo I, enquanto que o alargamento da linha de difração é sensível ao tipo II e a intensidade da linha difratada sensível ao tipo III [12].

II.6.1 MÉTODO DE TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A tensometria por raios-X é um método não destrutivo que determina o valor das tensões atuantes em materiais cristalinos [31,32,33,34]. No estado inicial, não-deformado, o material metálico possui distância interplanar, d_0 (figura II.6.1.1) entre seus planos cristalinos. Um feixe paralelo de raios-X, de comprimento de onda λ , incide na superfície do material segundo um determinado ângulo de incidência θ_0 . Este feixe é difratado sob o mesmo ângulo θ_0 , desde que seja satisfeita a relação de Bragg [35]:

$$2d_0 \cdot \text{sen } \theta_0 = \lambda \quad (2.5)$$

Nessas condições, ao utilizar raios-X monocromáticos ($\lambda = \text{constante}$), o valor do ângulo θ_0 , referente a uma intensidade máxima de difração, depende da distância interplanar d_0 .

Com o material sob tensão σ , a distância interplanar, d_0 , varia de um valor $\Delta d = d - d_0$ (figura II.6.1.2), sendo d a distância interplanar no material tensionado, o que ocasiona a deformação $\varepsilon = \frac{\Delta d}{d}$ na rede cristalina do material. Nessas condições, a variação do ângulo de difração é igual a $\Delta\theta = \theta - \theta_0$, que pode ser medida pela técnica da tensometria por raios-X.

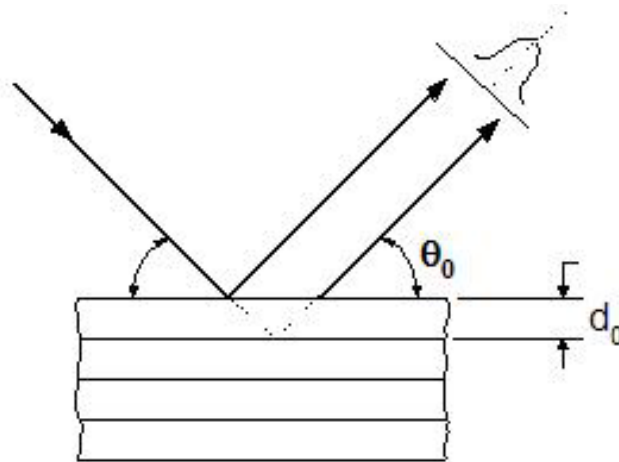


Figura II.6.1.1. Difração de raios-X em um cristal não deformado [35]

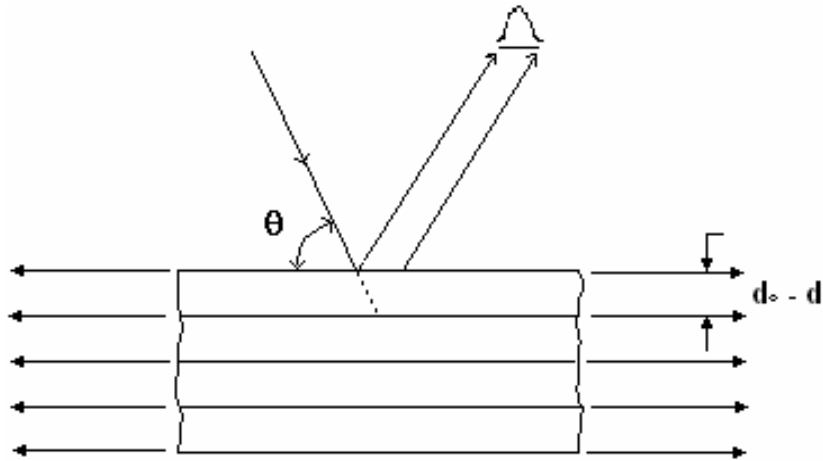


Figura II.6.1.2. Difração de raios-X em um cristal deformado [35]

Fazendo a diferenciação da lei de Bragg (2.5) obtêm-se a relação entre a deformação ε , e o ângulo θ_0 de difração:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = -\Delta\theta \cdot \cot g \theta_0 \quad (2.6)$$

Quanto maior o ângulo de difração θ , maior é a precisão de determinação de “d” e conseqüentemente da deformação.

Ao se medir o ângulo de difração, determina-se as deformações elásticas. Através das constantes de elasticidade do material chega-se aos valores das tensões atuantes. No caso mais simples de tração (compressão) uniaxial:

$$\varepsilon = -\nu \frac{\sigma}{E} = -\Delta\theta \cdot \cot g \theta_0, \quad (2.7)$$

$$\sigma = \frac{E}{\nu} \Delta\theta \cdot \cot g \theta_0 \quad (2.8)$$

Onde E é o módulo de elasticidade do material, ν o coeficiente de Poisson e ε a deformação normal à superfície da amostra.

Além de possibilitar a determinação de tensões, a tensometria por raios-X possui uma característica que a torna inigualável. Em materiais polifásicos, cada fase produz seus próprios ângulos dos feixes difratados, o que possibilita a determinação das tensões atuantes em cada uma das respectivas fases (figura II.6.1.3) [36]. Da mesma forma, isso é factível para materiais compostos.

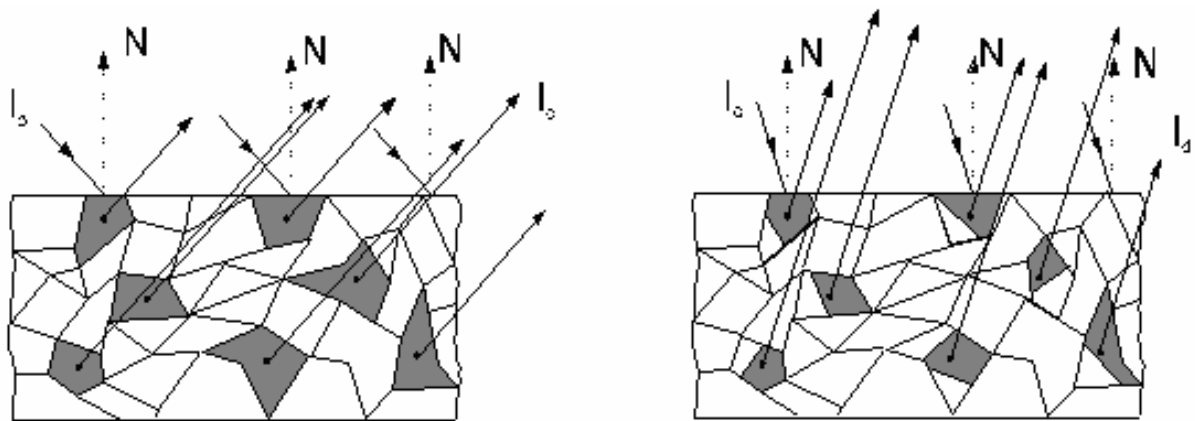


Figura II.6.1.3. Método de raios-X com possibilidade de seleção de grãos [36]

Inal et al [37] estudaram as tensões residuais introduzidas por deformação plástica trativa de até 16% em um aço inoxidável duplex de igual quantidade de ferrita e austenita,. A composição química do aço estudado está apresentada na tabela II.6.1.

Tabela II..6.1 Composição química em percentual atômico do aço (%at)

<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Mo</i>	<i>Cu</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>C</i>	<i>N</i>
22,2	5,74	0,419	1,72	2,76	0,075	0,019	0,001	0,023	0,15

Eles observaram que a tensão residual axial determinada por difração de raios-X é trativa na austenita e compressiva na ferrita. Eles sugeriram que este fenômeno ocorre devido ao maior percentual de N na fase austenítica, o que provoca um endurecimento mais rápido desta fase em comparação com a fase ferrítica. Eles indicaram também que a fase ferrítica apresenta um menor nível elástico, devido ao nível de tensão residual alcançado em cada fase.

A figuras II.6.1.4 e II.6.1.5 mostram as tensões alcançadas em cada fase em função da deformação plástica de até 16% que foram submetidas as amostras.

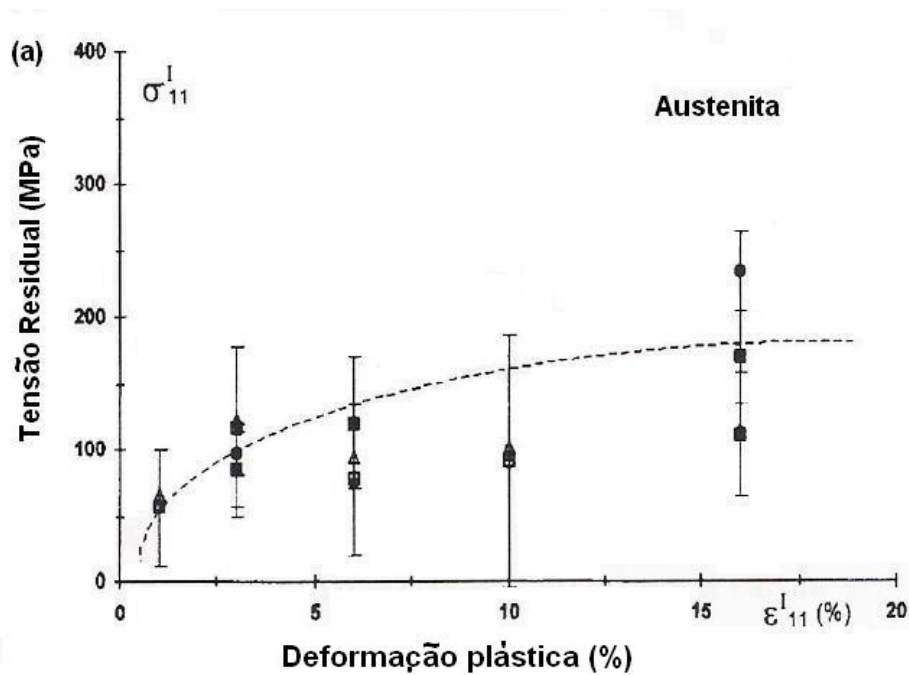


Figura II.6.1.4. Evolução das tensões residuais axiais após o descarregamento do teste de tração na fase austenítica [37]

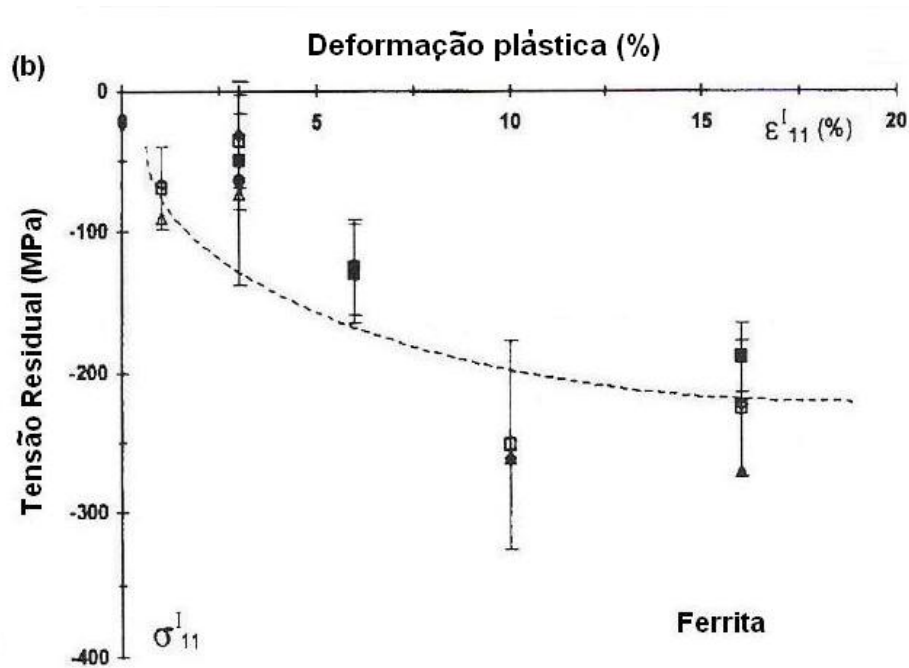


Figura II.6.1.5. Evolução das tensões residuais axiais após o descarregamento do teste de tração na fase ferrítica [37]

Hirose et al [38] estudaram as tensões residuais nas camadas sub-superficiais nas fases ferrítica e austenítica geradas na usinagem de um aço inoxidável duplex. A composição química em percentuais de peso está apresentada na tabela II.6.2:

Tabela II.6.2 Composição química em percentual atômico do aço (%at)

<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>Fe</i>
0,91	24,67	7,37	3,01	Balanço

As figuras II.6.1.6 e II.6.1.7 apresentam a distribuição das tensões residuais medidas nas camadas subsuperficiais das amostras. As tensões σ_{11} e σ_{22} na fase ferrítica aumentaram com o aumento da profundidade de corte. Por outro lado, as tensões na fase austenítica não foram afetadas pelas mudanças nas profundidades de corte. Eles supuseram que a energia do processo de lixamento foi desperdiçada para a transformação martensítica e não para o aumento das tensões residuais. O valor da tensão σ_{33} apresentou um valor muito pequeno em ambas as fases. Foi considerado que o valor de σ_{33} relaxou pelo efeito da superfície livre.

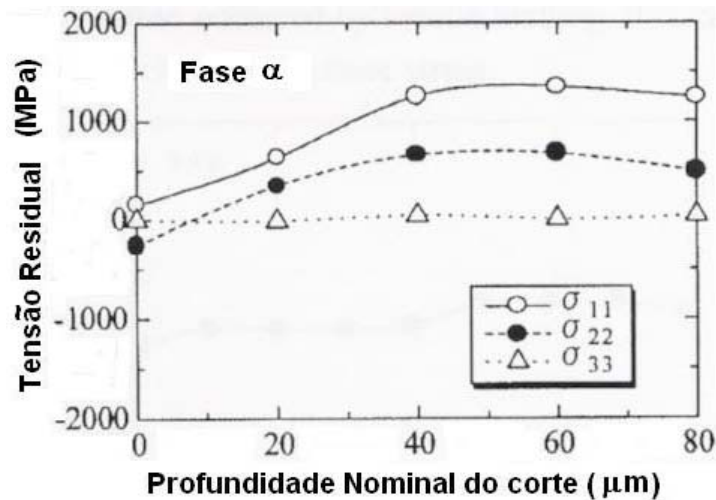


Figura II.6.1.6. Medidas de tensões residuais na fase ferrítica [38]

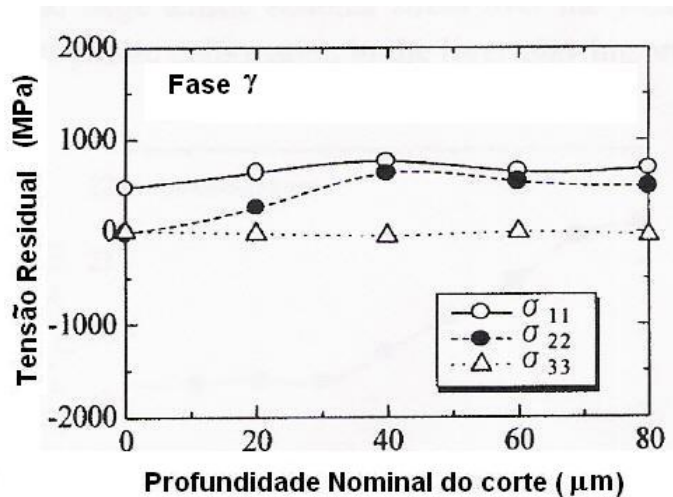


Figura II.6.1.7. Medidas de tensões residuais na fase austenítica [38]

II.7 TRATAMENTO DE *SHOT PEENING*

Jateamento (*shot peening*) é um processo de trabalho a frio que utiliza geralmente esferas de aço, vidro ou cerâmica, propelidas por jatos de ar contra a superfície das peças. O choque das esferas produz uma camada encruada e tensões residuais compressivas que se estendem até abaixo da superfície do material base, melhorando a resistência à fadiga da peça. O *shot peening* normalmente é aplicado a seco. Entretanto, é aceitável a aplicação de esferas de vidro via jato úmido [30,40].

Os diferentes tipos de *shot peening* são usados para conseguir diferentes intensidades de *peening* que são medidas pela deformação em milésimos de polegadas pelo padrão Almen, que é constituído de tiras de aço previamente preparadas, de diferentes espessuras, que devem ser submetidas ao *peening*, simulando os parâmetros de aplicação a serem utilizados na peça, de forma a adquirir a intensidade requerida.

O perfil típico de tensão residual obtido após tratamento por *shot peening* e suas variações com a profundidade estão mostrados na figura II.7.1. Quatro importantes parâmetros são apresentados [39,40].

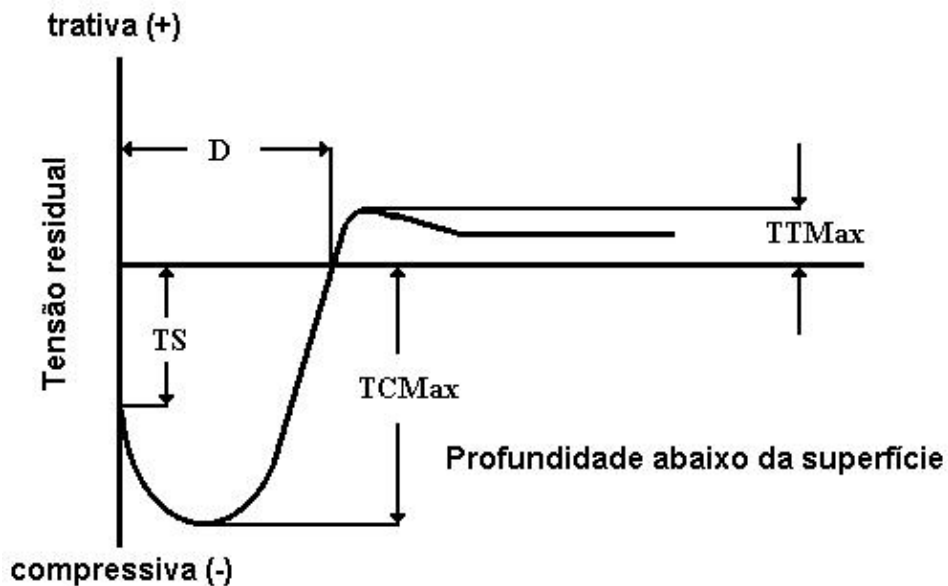


Figura II.7.1 Perfil típico de tensões residuais após tratamento de *shot peening* [39]

- TS- Tensão superficial que é a tensão medida na superfície;
- TCMax – Tensão compressiva máxima, que é o máximo valor medido das tensões compressivas induzidas e que normalmente são encontradas logo abaixo da superfície;
- TTMax – Tensão trativa máxima que é o máximo valor medido da tensão trativa induzida, esta tensão trativa no interior compensa a tensão compressiva na camada superficial, de forma que a peça permaneça em equilíbrio.
- D – Profundidade, é o ponto no qual a tensão compressiva cruza o eixo de tensão neutra e se torna trativa.

Shengping et al [41] estudaram experimentalmente o campo de tensões residuais compressivas introduzido por *shot peening* em ligas, tais como 20Cr, 30CrMo, 40Cr, 45Cr, GC4 e ligas de alumínio LC9 e chegaram à conclusão de que a partir do limite de escoamento e do limite de resistência é possível calcular as tensões residuais compressivas superficial e máxima e que adicionando a intensidade do jato é possível também obter a profundidade do campo das tensões residuais compressivas introduzidas pelo processo.

Torres et al [42] estudaram o comportamento das tensões residuais introduzidas pelo processo de *shot peening* com diferentes intensidades e a relaxação destas tensões em fadiga, em um aço AISI 4340.

As curvas S/N levantadas para o material sem *shot peening* e para as quatro condições de *shot peening* analisadas são apresentadas na figura II.7.2, onde pode ser observada uma melhora na resistência à fadiga das amostras sujeitas ao *shot peening*, comparadas ao material sem este tratamento. Em relação ao material não jateado, a influência do *shot peening* em tensões elevadas (nível 1: 1370MPa) foi nulo no número de ciclos até a ruptura, exceto na condição de 0,0027A, na qual uma suave melhora foi observada. Não obstante, para médio e alto ciclo um aumento na vida em fadiga resultou do tratamento de *shot peening*.

As condições intermediárias de *shot peening*: 0,0063 e 0,0083 A, foram as que apresentaram as melhores condições de vida em fadiga. Não existiu diferença no limite de fadiga entre a menor intensidade de *shot peening* testada 0,0027 A e a maior de 0,0141 A. O *shot peening* aumentou o limite de fadiga de 9%(0,0027A) até 12% (0,0063A), quando comparado ao material não jateado.

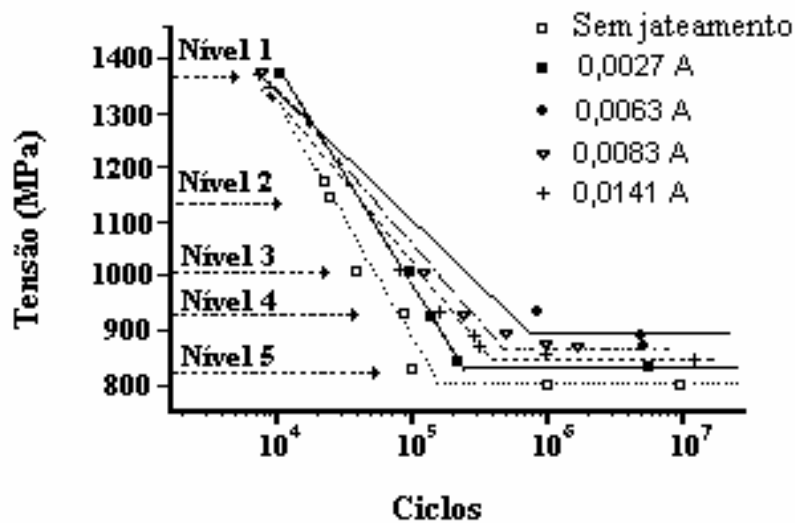


Figura II.7.2. Curvas S-N comparativas do sem jateamento com as condições de *shot peening* estudadas [42].

Na figura II.7.3 pode ser observado que o aumento da intensidade de *shot peening* resultou em um aumento na tensão residual compressiva máxima e na largura do campo das tensões residuais compressivas. Entretanto, este aumento na intensidade de *shot peening* e conseqüente aumento no tamanho do campo das tensões residuais compressivas originais, não necessariamente aumentaram a vida em fadiga do aço AISI 4340 [42].

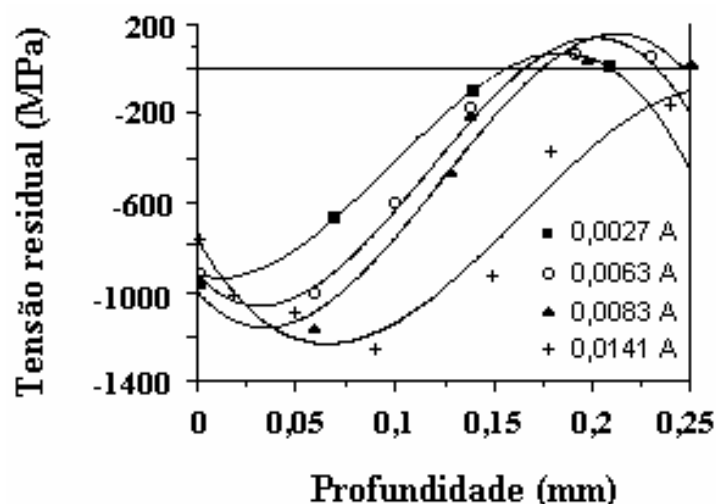


Figura II.7.3. Campo das tensões residuais compressivas do aço AISI 4340 de quatro intensidades de *shot peening* estudadas [42]

II.8. RELAXAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS

Tensões residuais estáveis são freqüentemente desejáveis, por exemplo, tensões residuais compressivas introduzidas na superfície de um componente estrutural para melhorar sua resistência à fadiga. Por outro lado, existem exemplos de efeitos deletérios de tensões residuais estáveis, no caso de corrosão sob tensão. Se as tensões residuais são relaxadas durante carregamento, elas naturalmente têm pouca influência sobre uma subsequente falha do componente [43].

As deformações residuais elásticas associadas com as tensões residuais pela Lei de Hooke podem ser convertidas em micro deformações plásticas por um processo de deformação ajustável. Esta transformação pode, por exemplo, ser alcançada por deslizamento de discordâncias, deslizamento de contornos de grãos e fluência. Se esses processos ocorrem em uma extensão finita do material, levam à relaxação das tensões residuais que provocaram a formação e propagação de trincas.

Em um caso real a relaxação de tensões residuais ocorre por uma interação complexa de vários fatores, não dependendo somente do estado de tensões residuais, mas também da condição de carregamento, da geometria e até mesmo do ambiente em que o material se encontra [30].

Torres et al [42] observaram que o campo de tensões residuais compressivas proporcionou uma melhor vida em fadiga para o aço AISI 4340. Entretanto, o campo de tensões residuais compressivas sofreu um decréscimo no valor absoluto das tensões durante o processo de fadiga em teste de flexão rotativa. Eles observaram que esta relaxação das tensões é diretamente relacionada à tensão aplicada e ao número de ciclos de fadiga aos quais as amostras foram sujeitas.

Todas as tensões residuais foram medidas na superfície e em 0,05, 0,10, e 0,15 mm de profundidade. Os resultados apresentados nas figuras II.8.1, II.8.2 e II.8.3 são para as amostras sujeitas às condições de *shot peening* mais intensas (0,0141A), e que resultou em um maior campo de tensões residuais compressivas.

A figura II.8.1 apresenta os resultados obtidos por Torres et al [42] para o nível 4 (931MPa) do teste de fadiga. Pode ser observada uma grande variação entre o campo de tensões residuais compressivo original e o campo medido após 10^4 e 10^5 ciclos. Apesar de não ter uma significativa mudança nas tensões próxima à superfície, no nível 4 (931MPa), um decréscimo é observado com o aumento do número de ciclos. A figura II.8.2 apresenta as tensões residuais no nível 2 (1130MPa) com teste de fadiga interrompido em 10^3 e 10^4 ciclos. Nesta situação, a variação ocorreu na superfície e abaixo dela. Outra importante observação foi que as tensões não tiveram diferença entre 10^3 e 10^4 , sugerindo estabilidade.

Torres et al [42] ressaltaram que a relaxação dos campos de tensões residuais compressivas foi maior no nível 2 (1130MPa) do que no nível 4 (931MPa) ambos em 10^4 ciclos, e demonstra que quanto maior a tensão aplicada, maior a relaxação de tensões. A figura II.8.3. apresenta a relaxação das tensões que ocorreu no nível 5 (840MPa), que é um nível de tensão mais baixo do que o limite de fadiga, das condições de *shot peening* (figura II.7.2). Neste caso uma grande relaxação das tensões residuais foi também observada, ambas na superfície e abaixo dela, quando comparada ao campo de tensões originais.

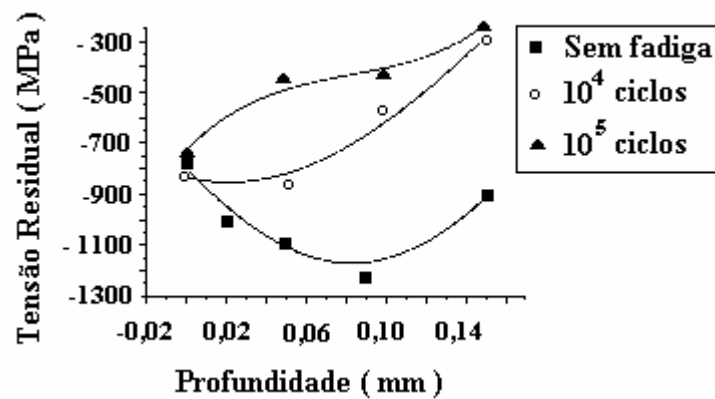


Figura II.8.1. Relaxação das tensões em 0,0141 A, solicitada a 931MPa [42]

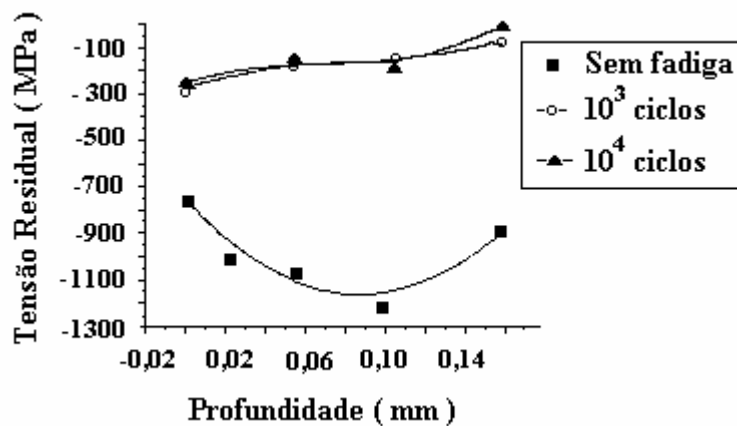


Figura II.8.2. Relaxação das tensões em 0,0141 A, solicitada a 1130MPa [42]

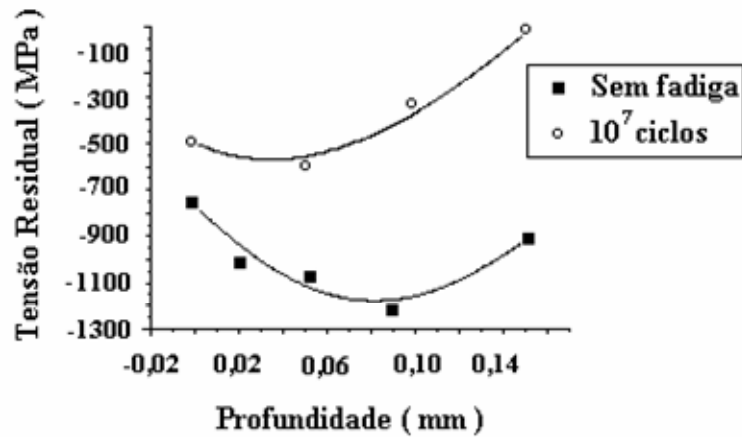


Figura II.8.3. Relaxação das tensões em 0,0141 A, solicitada a 840MPa [42]

Torres et al [42] reportaram também que ambas as condições da figura II.8.2 e da figura II.8.3, são condições-limite para a relaxação das tensões dentro dos parâmetros de projeto. A primeira situação, da figura II.8.2, devido ao alto nível de tensões aplicadas, e a segunda da figura II.8.3, devido ao alto número de ciclos. Adicionando as tensões compressivas do carregamento cíclico ao campo de tensões residuais compressivas na superfície, os resultados são muito próximos à 1380 ± 20 MPa (-1130MPa e -250MPa) e 1340 ± 20 MPa (-840MPa e -500MPa).

A relaxação de tensões é justificada quando no teste de fadiga de flexão rotativa a tensão compressiva aplicada é somada à tensão compressiva introduzida por *shot peening*. Se o resultado desta superposição for grande o suficiente, existirá uma deformação plástica e conseqüentemente, um rearranjo das tensões, causando relaxação do campo de tensões residuais compressivas originais. Com a continuidade dos testes, devido à relaxação das tensões, a soma algébrica das tensões diminuirá. Sendo possível que em um determinado tempo a superposição das tensões fique abaixo da resistência ao escoamento cíclica, então o campo das tensões residuais compressivas pode tornar-se estável.

Outras medidas foram executadas para 0,0083 A (figura II.8.4) e 0,0063 A (figura II.8.5). Estas intensidades Almen resultaram nos melhores resultados em fadiga [42].

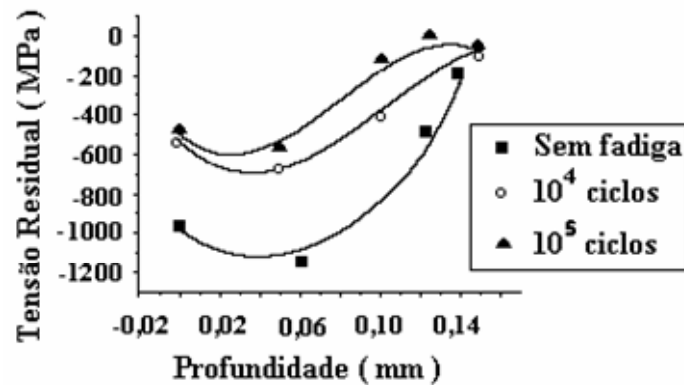


Figura II.8.4. Relaxação das tensões em 0,0083 A, solicitada a 931MPa [42]

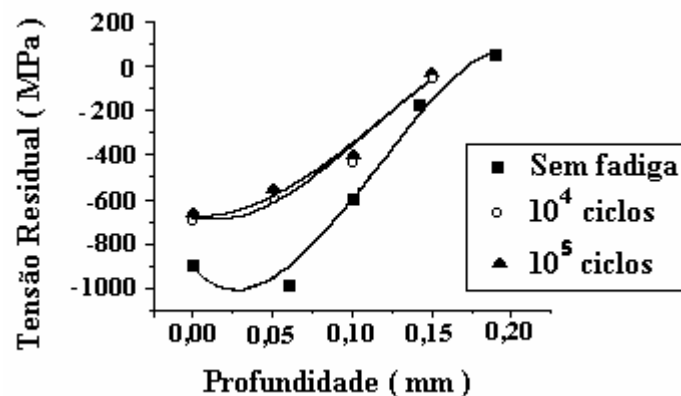


Figura II.8.5. Relaxação das tensões em 0,0063 A, solicitada a 931MPa [42]

Kodama [44] estudou a relaxação de tensões residuais introduzidas por *shot peening* em um aço carbono 0,17% C, 0,49% Mn, 0,019% P, e 0,024% S na forma de chapas com espessura de 3,2 mm, com 25,6 kg/mm² de limite de escoamento e 43,4 kg/mm² de limite de resistência.

Foi observado que o processo de fadiga promoveu decréscimo das tensões residuais compressivas. As tensões residuais foram medidas em cinco amplitudes de tensões: 21,3, 23, 25, 27 e 29 kg/mm² e os resultados são apresentados nas figuras II.8.6, II.8.7, II.8.8, II.8.9 e II.8.10 [44]. Pode ser observado que em todas as condições de carregamento cíclico ocorreu um decréscimo acentuado das tensões residuais compressivas logo nos primeiros ciclos, o que foi atribuído ao escoamento estático. Nos ciclos seguintes, a relaxação das tensões residuais compressivas ocorre de maneira gradual, sendo linearmente proporcional ao logaritmo do número de ciclos de tensões [44].

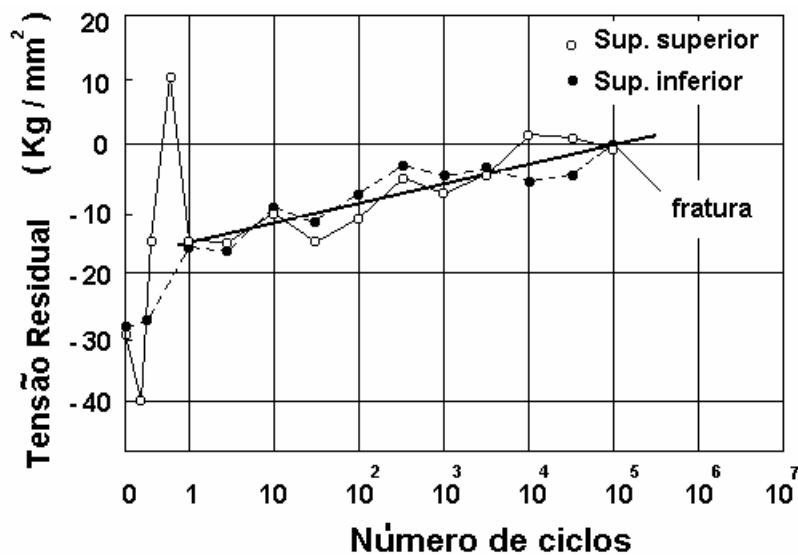


Figura II.8.6. Relaxação da tensão residual em 29kg/mm² [44]

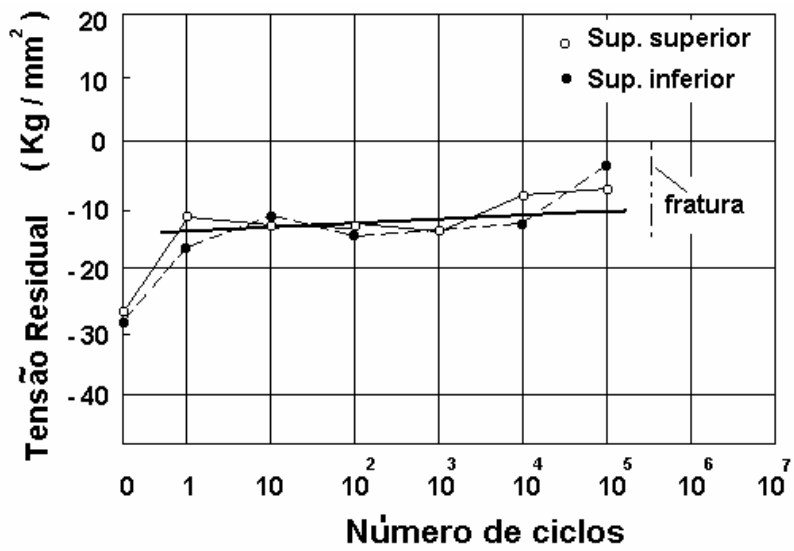


Figura II.8.7. Relaxação da tensão residual em 27kg/mm² [44]

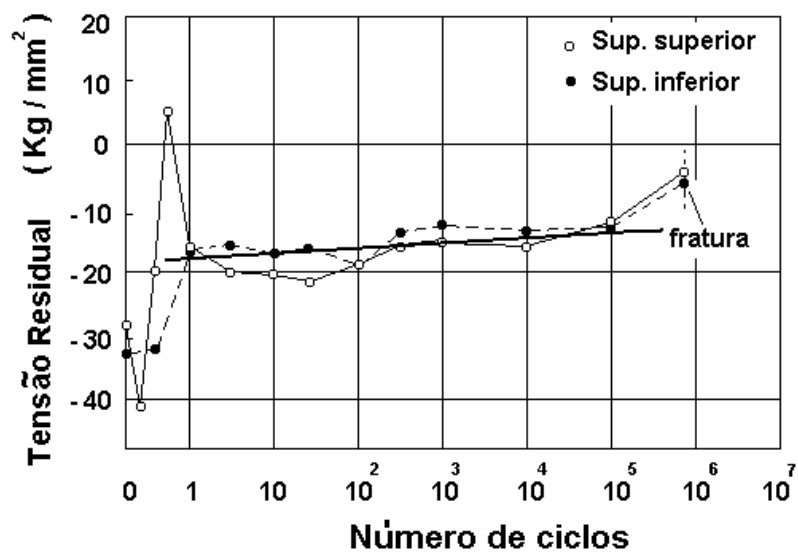


Figura II.8.8. Relaxação da tensão residual em 25kg/mm² [44]

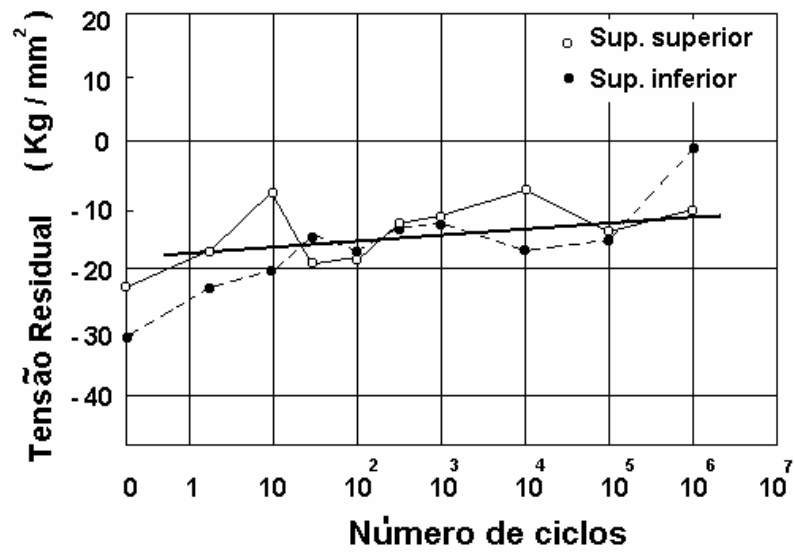


Figura II.8.9. Relaxação da tensão residual em 23kg/mm² [44]

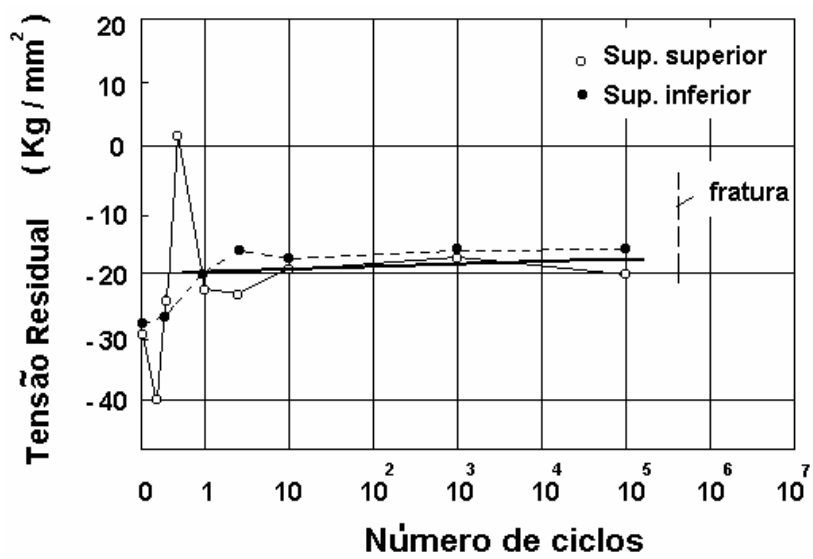


Figura II.8.10. Relaxação da tensão residual em 21,3kg/mm² [44]

Os valores das tensões residuais após o primeiro ciclo de tensão de fadiga são plotados versus a amplitude de tensão aplicada, e apresentados na figura II.8.11 [44]. A relação pode ser formulada como:

$$\sigma_{R1} = \sigma_a - 42,45,$$

Onde σ_{R1} : O valor da tensão residual após o 1º ciclo

σ_a : Amplitude de tensão aplicada,

e $- 42,45 \text{ kg/mm}^2$ é o ponto de escoamento compressivo calculado da superfície da amostra que recebeu *shot peening*.

Vale ressaltar que ocorre relaxação das tensões residuais nos primeiros 10 ciclos, sendo ela mais rápida quanto maior for o $\Delta\sigma$ empregado.

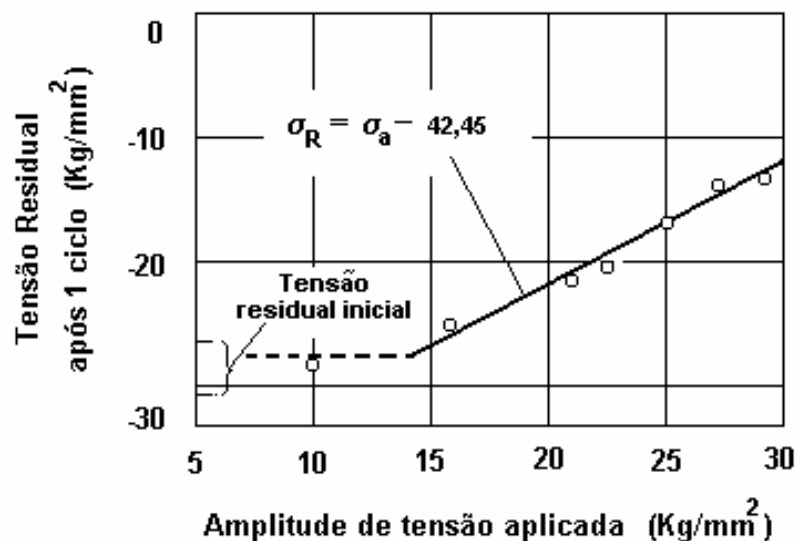


Figura II.8.11. Valor da tensão residual após o primeiro ciclo de fadiga [44]

Winholtz et al [45], estudaram as mudanças nas macrotensões e nas microtensões em um aço 1080 sujeito a fadiga totalmente reversível com $R=-1$. Em algumas amostras foram executados tratamentos de *shot peening* introduzindo tensões compressivas e outras pré-deformações trativa ou compressiva.

Todas as amostras foram tratadas termicamente para originar três microestruturas diferentes: perlita, esferoidita e martensita revenida. Os estudos revelaram que as macrotensões presentes inicialmente após o *shot peening* diminuem com a fadiga. As microtensões compressivas e trativas presentes inicialmente também diminuem com a fadiga, sendo que a taxa com que elas diminuem independe da fase e do sinal da tensão. A queda das microtensões é mais lenta para microestruturas mais resistentes mecanicamente. Mesmo na martensita revenida uma significativa queda das tensões ocorre depois de 100 ciclos. Estas conclusões podem ser observadas nas figuras II.8.12 a II.8.20 [45].

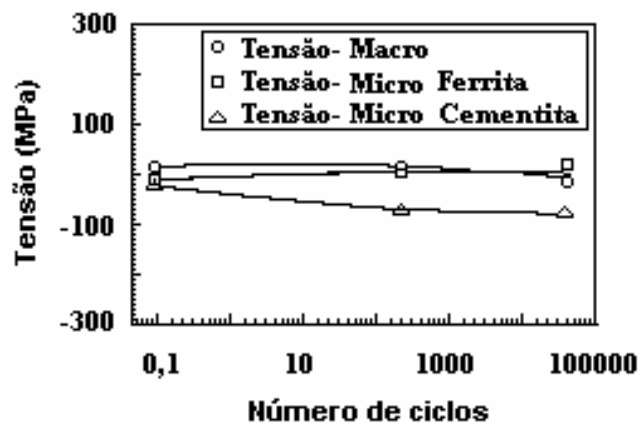


Figura II.8.12 Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na perlita ciclada a 345MPa sem deformação inicial [45]

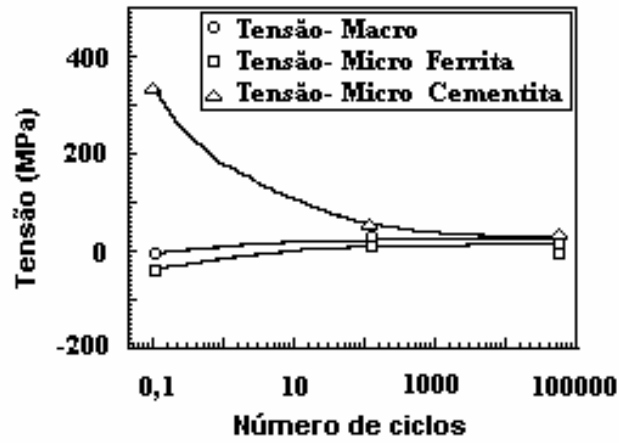


Figura II.8.13 Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na perlita ciclada a 345MPa com + 0,0075 de deformação inicial [45]

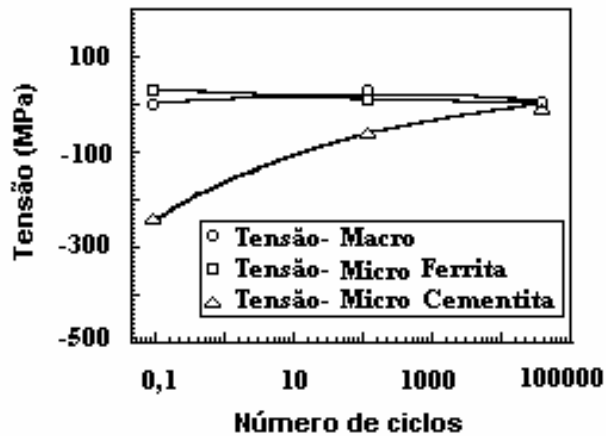


Figura II.8.14. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na perlita ciclada a 345MPa com - 0,0075 de deformação inicial [45]

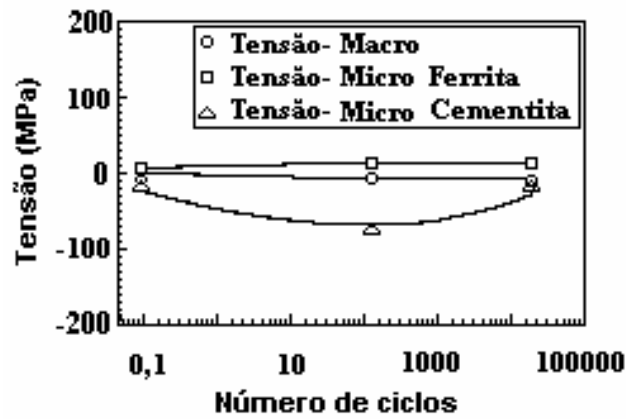


Figura II.8.15. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na esferoidita ciclada a 345MPa sem deformação inicial [45]

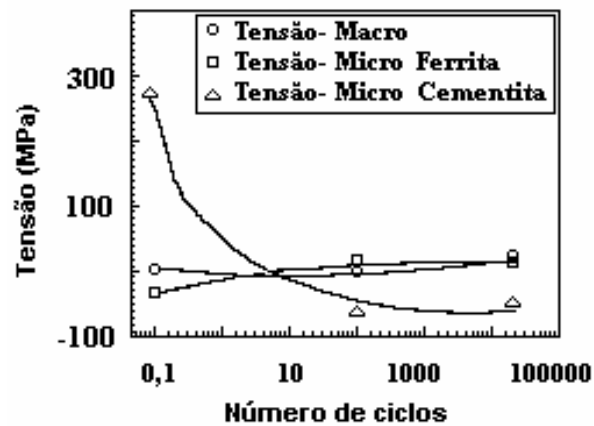


Figura II.8.16. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na esferoidita ciclada a 345MPa com +0,0075 de deformação inicial [45]

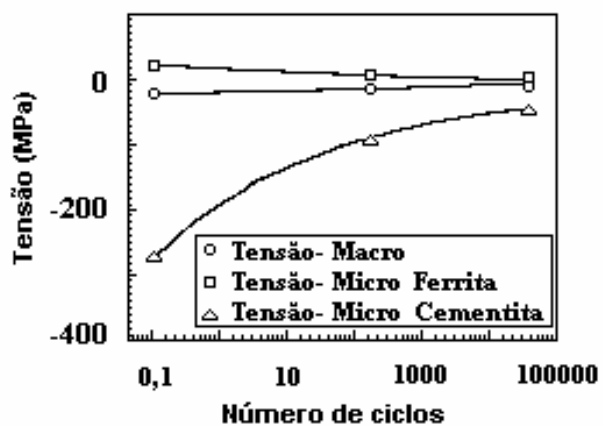


Figura II.8.17. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na esferoidita ciclada a 345MPa para com $-0,0075$ de deformação inicial [45]

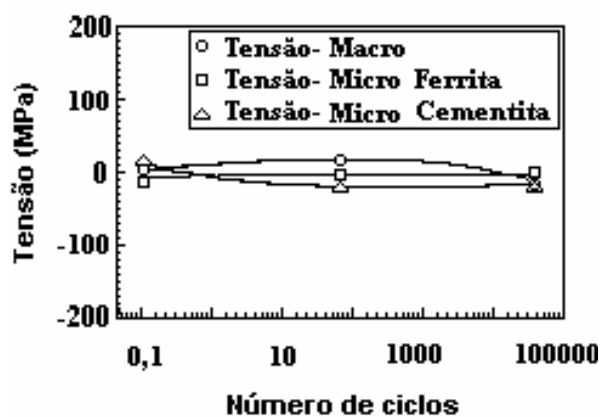


Figura II.8.18. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na martensita revenida ciclada a 345MPa sem deformação inicial [45]

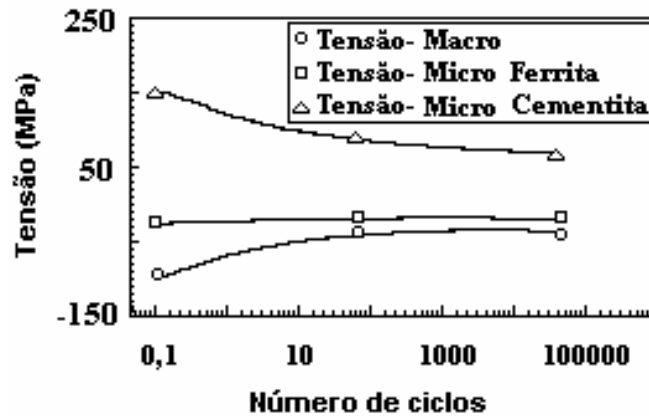


Figura II.8.19. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na martensita revenida ciclada a 345MPa com + 0,005 de deformação inicial [45]

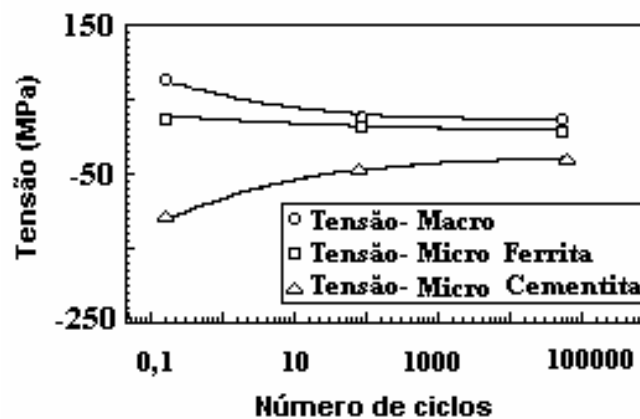


Figura II.8.20. Macrotensões e microtensões, na direção do carregamento, na martensita revenida ciclada a 345MPa com - 0,005 de deformação inicial [45]

Johansson et al [8] estudaram a evolução das macro e microtensões residuais na austenita e na ferrita presentes no aço inoxidável duplex sob carregamento monotônico. Eles reportaram que para o carregamento monotônico, as microtensões são sempre menores na direção de laminação do que na direção transversal à direção de laminação, o que provavelmente é resultado da anisotropia plástica em ambas as fases.

Foi observado também que as microtensões aumentam com o aumento do carregamento no regime elástico macroscópico, mas decrescem quando atingem o carregamento macroscópico no estágio plástico, as afirmações acima podem ser observadas na figura II.8.21 [8].

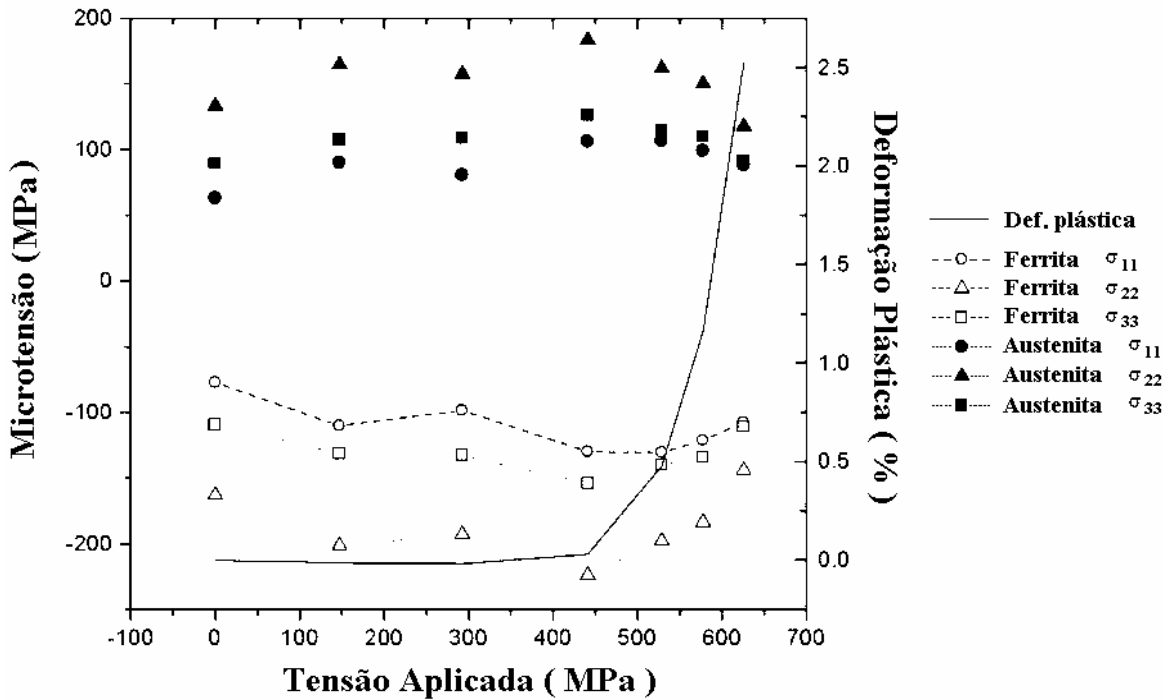


Figura II.8.21. Microtensões como função da tensão aplicada [8]

Johansson et al [46] estudaram por difração de raios-X a evolução das macro e microtensões residuais na austenita e na ferrita presentes no aço inoxidável duplex sob carregamento cíclico com tração alternada. As medidas foram feitas para os números de ciclos 1, 10, 10², 10³, 10⁴, 10⁵ e 3,5x10⁵ em cinco cargas diferentes, em 0, 400 e 500 MPa durante o carregamento e em 100 e 0 MPa no descarregamento.

As microtensões foram resultado de têmpera, devido a significativa diferença no coeficiente de expansão térmica existente entre as fases do aço inoxidável duplex. Todas as medidas de tensões foram realizadas na superfície nas direções longitudinal, coincidente com a direção de laminação, transversal e normal.

O aço inoxidável duplex estudado é um SAF 2304, e sua composição química esta apresentada na tabela II.8.1.

Tabela II.8.1 Composição química em percentual atômico do aço (%at).

<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Mo</i>	<i>Cu</i>	<i>C</i>	<i>N</i>
22,8	4,90	0,37	1,50	0,31	0,26	0,022	0,098

Os autores reportaram que um rápido endurecimento foi observado durante os primeiros ciclos de fadiga e foi principalmente atribuído ao endurecimento da austenita, devido aos movimentos planares de discordâncias, causando empilhamentos nas maclas e nos contornos de grãos. Este comportamento contribuiu para o aumento das microtensões residuais na fase austenítica de 50 para 140MPa durante os primeiros 100 ciclos na direção de laminação que é também a direção da carga aplicada. Um endurecimento preferencial da superfície foi observado, levando a uma mais alta densidade de discordâncias nos grãos superficiais comparado aos grãos mais internos. Como resultado, um aumento da macrotensão residual superficial de -40 para 50MPa foi observado durante os primeiros 1000 ciclos. Após este aumento inicial das micro e macrotensões para os primeiros ciclos, nenhuma queda de tensão residual foi observada para os ciclos seguintes, figura II.8.22. [46].

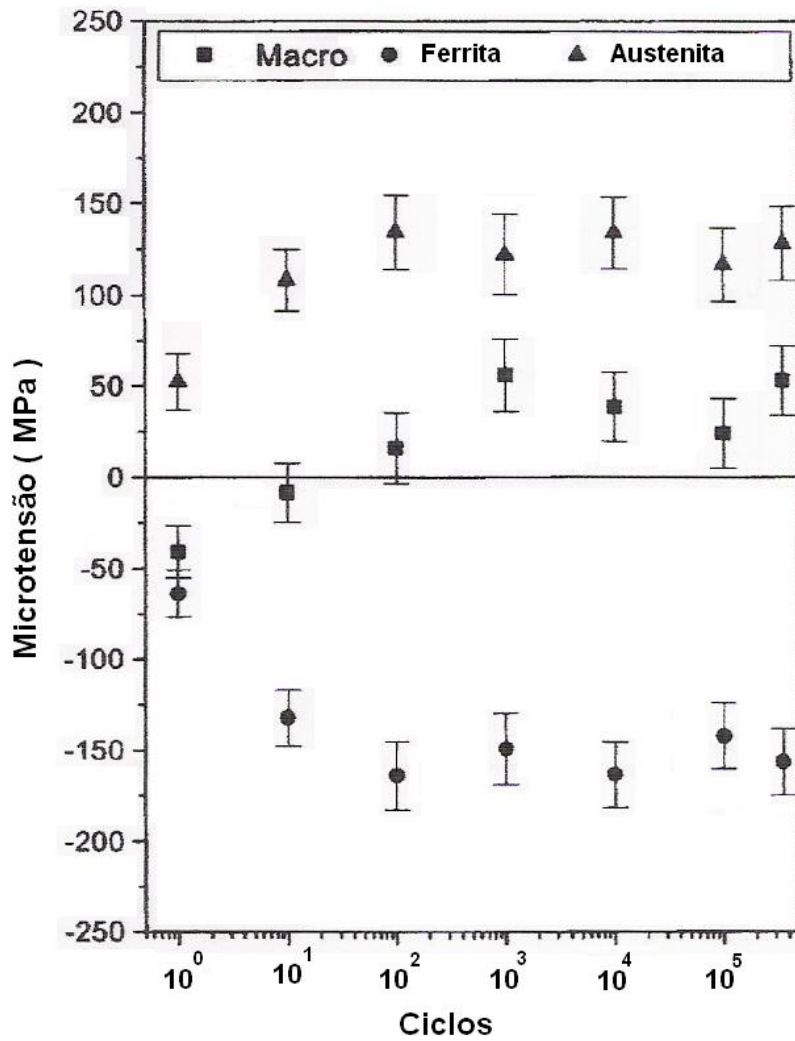


Figura II.8.22. Evolução da microtensão residual na amostra descarregada durante a fadiga na direção de laminação [46]

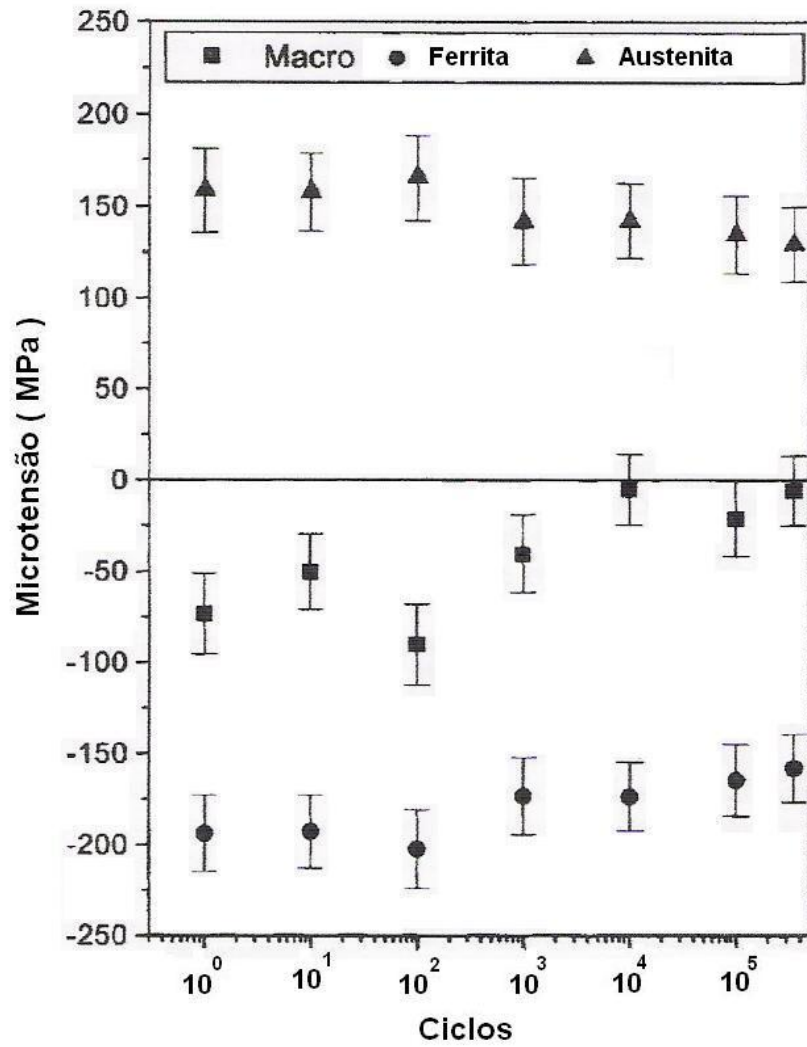


Figura II.8.23. Evolução da microtensão residual na amostra descarregada durante a fadiga na direção transversal [46]

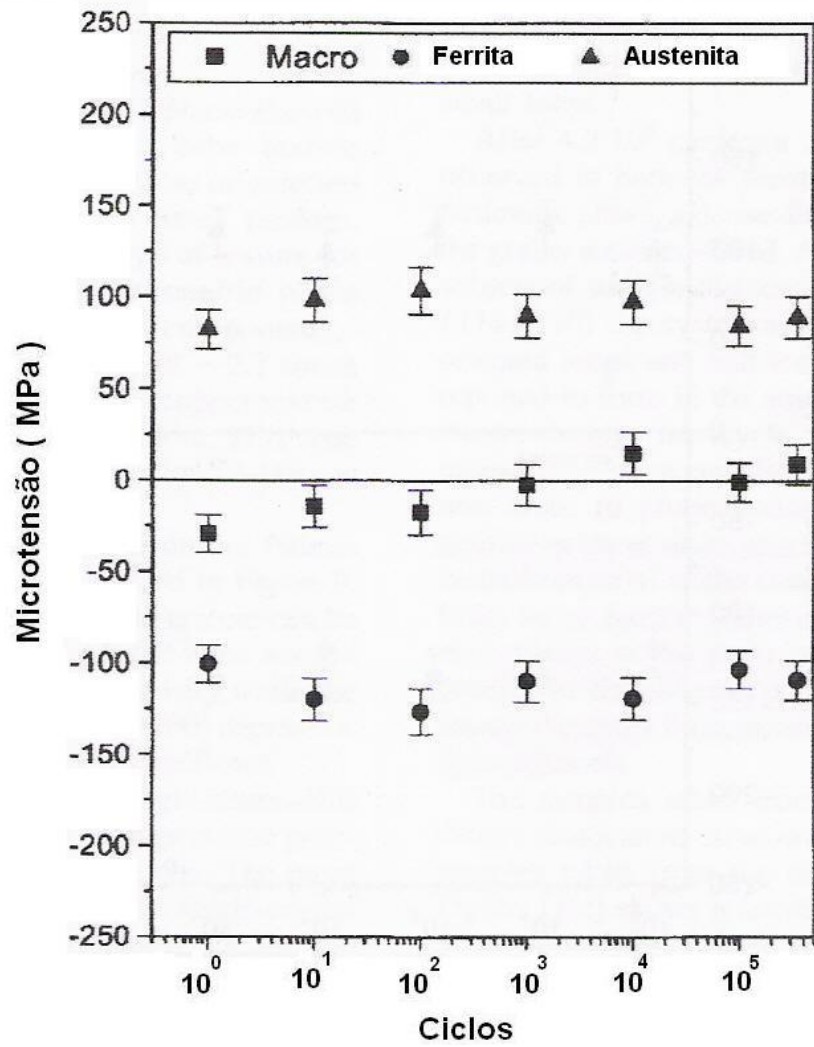


Figura II.8.24. Evolução da microtensão residual na amostra descarregada durante a fadiga na direção normal [46]

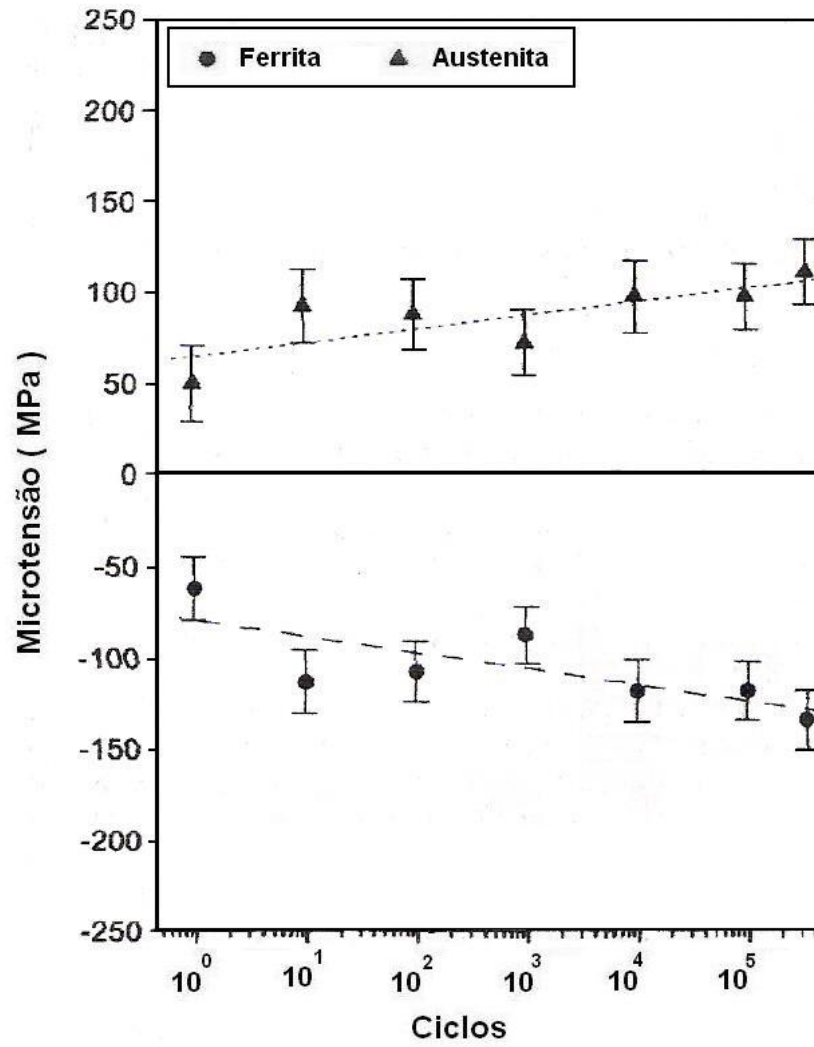


Figura II.8.25. Evolução da microtensão na carga máxima aplicada, durante a fadiga na direção de laminação [46]

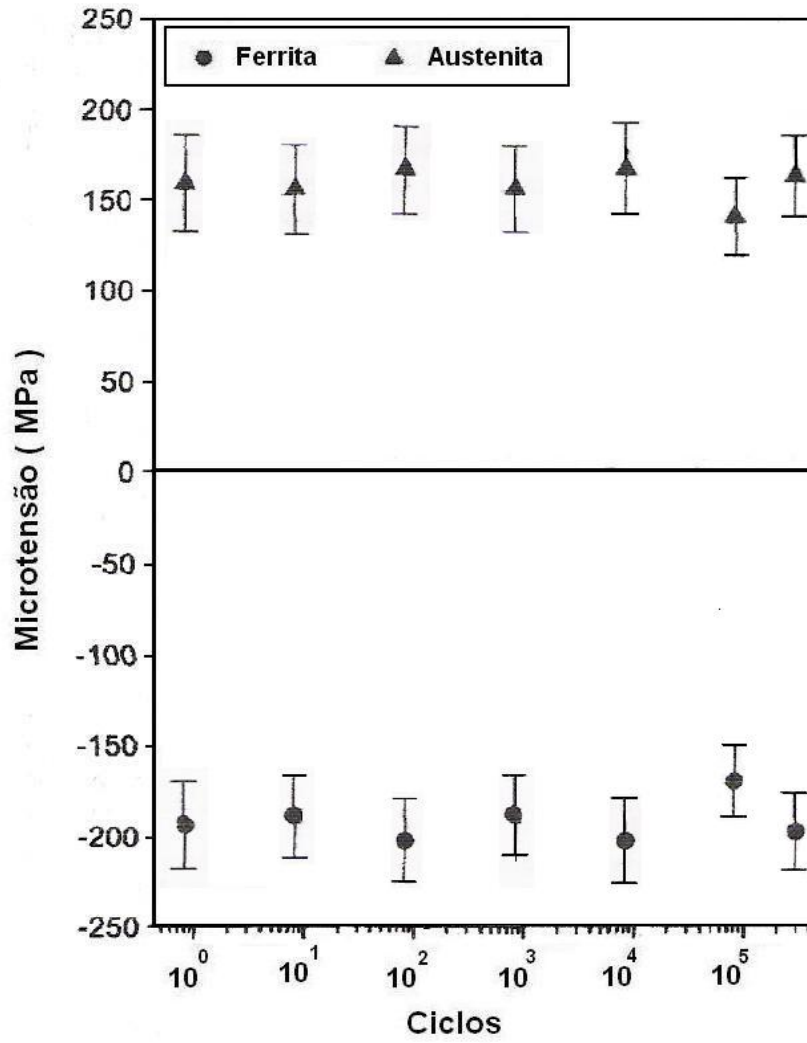


Figura II.8.26. Evolução da microtensão na carga máxima aplicada, durante a fadiga na direção transversal [46]

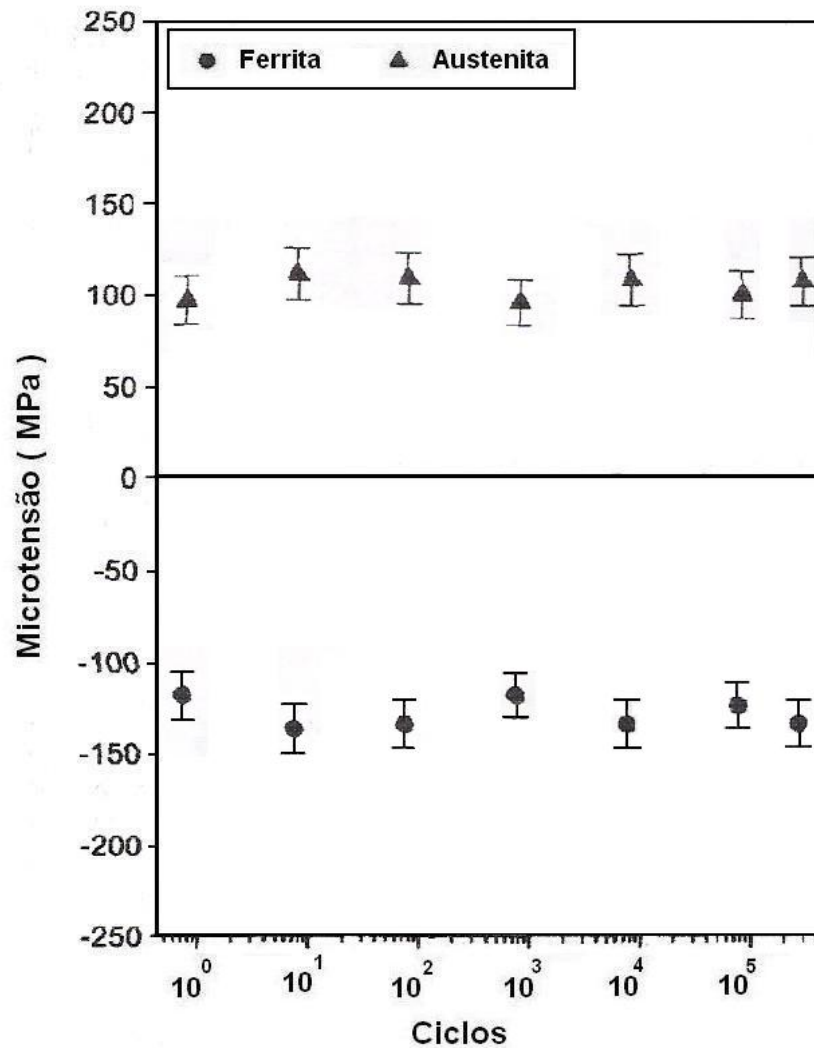


Figura II.8.27. Evolução da microtensão na carga máxima aplicada, durante a fadiga na direção normal [46]

Nas outras duas direções as tensões apresentaram um comportamento similar, mas as mudanças são menores e se encontram dentro da faixa de erro, figura II.8.23 e figura II.8.24.

Na carga máxima aplicada as microtensões aumentaram suavemente na direção do carregamento, entretanto, nas outras duas direções esta tendência não foi observada, figura II.8.25, II.8.26. e II.8.27.

Moverave et al [47] estudaram o comportamento da macro e microtensão em cada fase do aço inoxidável duplex SAF 2304 sob carregamento monotônico em três diferentes direções de carregamento (direção de laminação, transversal e 45° da direção de laminação) e observaram que não ocorreu uma mudança significativa nas microtensões após o descarregamento na direção de laminação e a 45° (Figura II.8.28. e II.8.29.). Entretanto, para o carregamento realizado na direção transversal à de laminação a diferença nas microtensões entre as duas fases foi acentuada, de 147 para 27 MPa (Figura II.8.30).

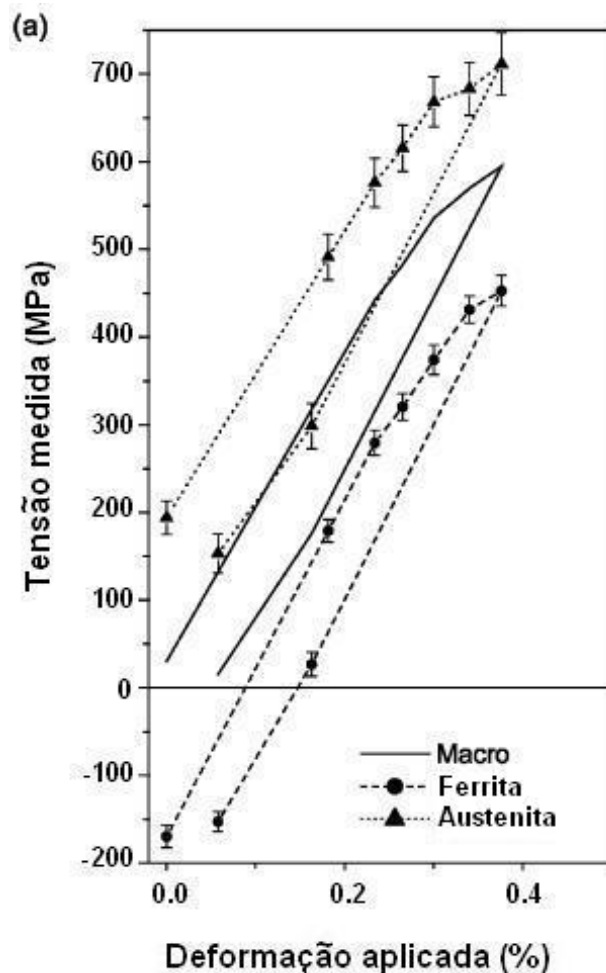


Figura II.8.28. Tensão medida na condição pré-deformada vs deformação aplicada na direção da laminação [47]

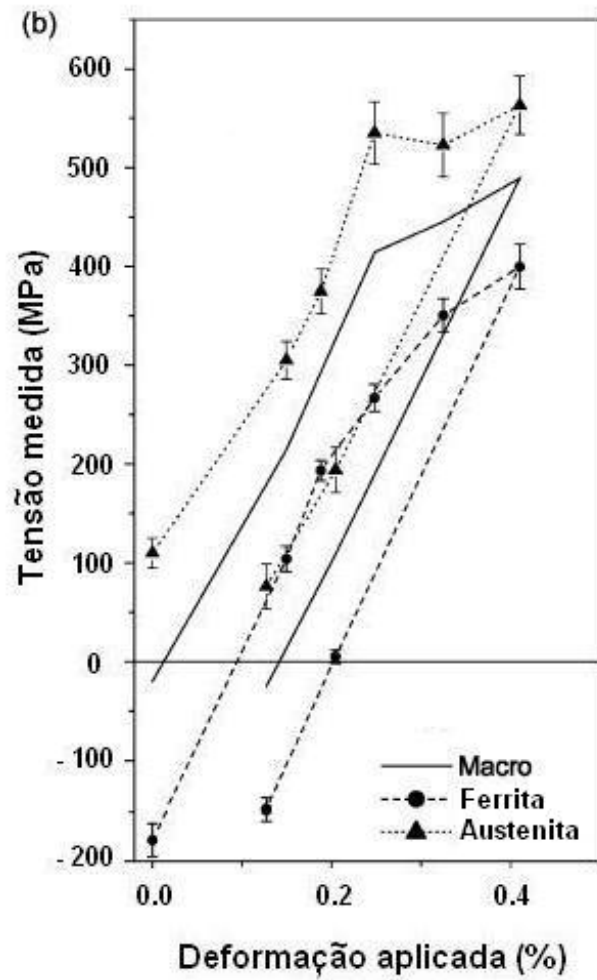


Figura II.8.29. Tensão medida na condição pré-deformada vs deformação aplicada a 45° da direção da laminação [47]

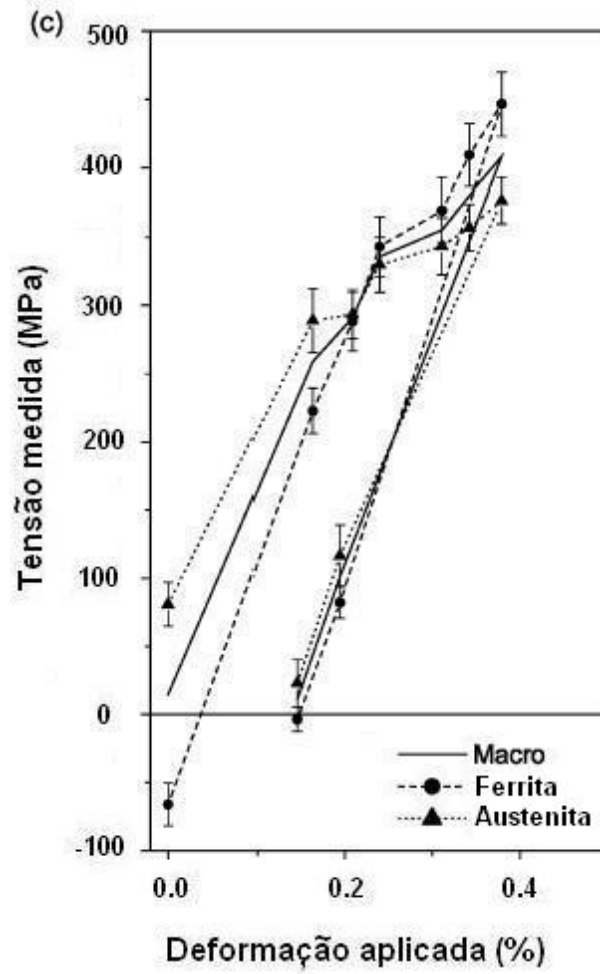


Figura II.8.30. Tensão medida na condição pré-deformada vs deformação aplicada na direção transversal da laminação [47]

II.9. MUDANCA MICROESTRUTUAL

Frechard et al [48] estudaram a mudança microestrutural em aço inoxidável duplex Uranus 50 em deformação plástica, submetido a teste de tração, analisando com microscopia de força atômica e difração de elétrons retroespalhados. O aço apresenta 50% de austenita e 50% de ferrita.

A composição química em percentual atômico de cada fase presente no aço segue na tabela II.9.1.

Tabela II.9.1 Composição química em percentual atômico de cada fase (%at).

<i>Fase</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>
Austenita	0,36	19,99	67,66	7,80	4,19
Ferrita	0,39	24,56	63,76	4,47	6,82

A combinação das duas técnicas trouxe uma descrição completa da deformação plástica e sistema de deslizamentos ativado de cada fase no aço inoxidável duplex.

Foi encontrada uma alta densidade de bandas de deslizamentos nos grãos de austenita no final do teste de tração. Para cada grão de austenita, sistemas de deslizamentos ativados foram identificados usando os valores de fator de Schmid, obtidos com as medidas de difração de elétrons retroespalhados. Portanto, o número de discordâncias surgidas, criadas pelo processo de deformação pode ser vinculado às alturas dos degraus de deslizamentos, determinados precisamente das imagens de microscopia de força atômica. Estas alturas alcançam um valor máximo de 10nm, correspondendo a aproximadamente 50 discordâncias, no final do teste de tração [50].

Nos grãos de ferrita, dois mecanismos foram detectados. O primeiro, discordâncias na austenita são empilhadas contra os contornos de fase e criam uma concentração de tensão local, que geram discordâncias na ferrita. Algumas destas aparecem como degraus nos grãos superficiais próximos aos contornos de fases. O outro mecanismo evidenciado para a deformação da ferrita foi o cisalhamento de alguns grãos de ferrita causado por discordâncias acumuladas nos grãos austeníticos vizinhos[48].

Chai [22] investigou o comportamento da deformação plástica em um aço SAF 2205(UNS S 31803), medindo microdureza Vickers na austenita e na ferrita das amostras. A microdureza foi medida próxima à superfície, 0,05 mm, e em direção ao centro, até 0,65 mm, em intervalos de 0,1 mm de cada ponto.

A figura II.9.1 apresenta a influência das tensões cíclicas sobre a microdureza da austenita e da ferrita. Pode ser observado que:

Quando a tensão aplicada é menor que o limite de escoamento ou a vida em fadiga é maior que 10^8 ciclos, a influência do carregamento cíclico é muito pequena. Entretanto, quando a tensão aplicada é muito maior que a tensão de escoamento ($\sigma_{\max} / \sigma_{\text{esc}} > 1$), a dureza de ambas as fases aumentam com o aumento da tensão aplicada, mas se comportam muito diferentemente. A dureza da austenita aumenta mais rapidamente do que da ferrita. Conseqüentemente, a austenita torna-se mais resistente em amplitudes de tensões maiores. Este comportamento pode ser observado na figura II.9.2.

A figura II.9.2 apresenta o perfil de microdureza da superfície em direção ao centro da amostra. Embora a dureza varie muito pouco com a profundidade, porém para carregamentos cíclicos maiores uma acentuada mudança foi observada na fase austenítica.

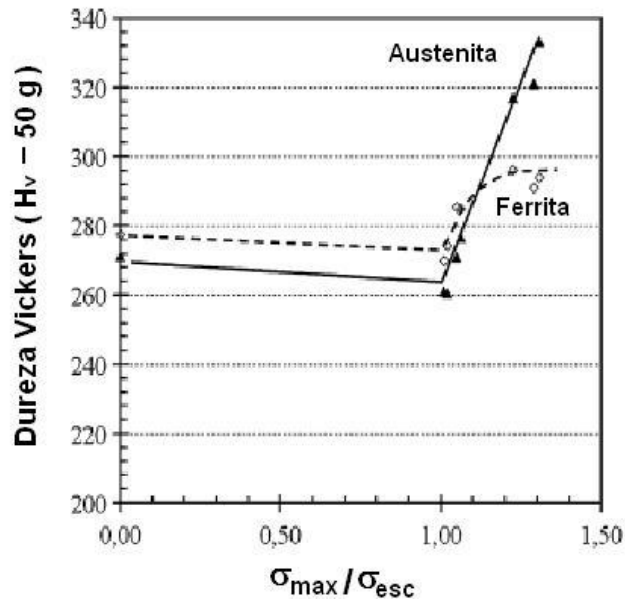


Figura II.9.1. Influência dos níveis de tensões sobre a dureza [22]

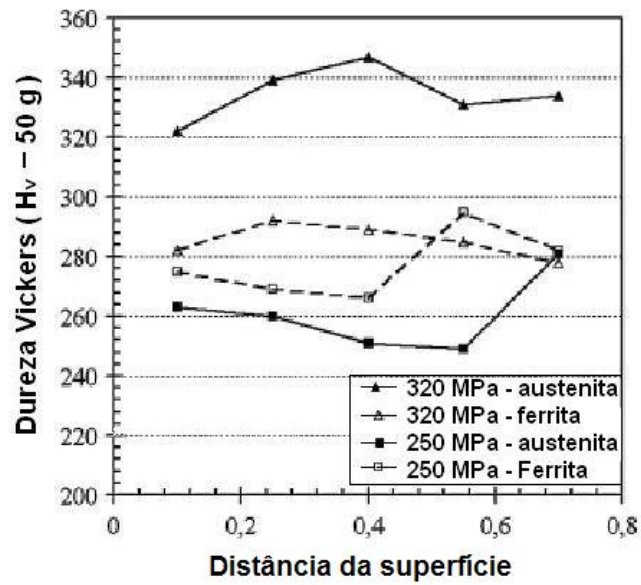


Figura II.9.2. Perfil de dureza da superfície até o interior da amostra [22]

Chai [22] observou a pré-iniciação de trinca de fadiga, ou seja, a formação de bandas de deslizamentos, por microscopia eletrônica de varredura. Em alta amplitude de tensão ocorreram bandas de deslizamento principalmente na fase ferrítica, que podem ser observadas na superfície das amostras próximo às inclusões superficiais (Figura II.9.3.b) ou na superfície livre, onde as microtrincas foram introduzidas por intrusões e extrusões (Figura II.9.3.a).

Em baixa amplitude de tensão, entretanto, as bandas de deslizamento foram raramente observadas na superfície das amostras (Figura II.9.3.c), mas ocorreram em alguns grãos de ferrita (Figura II.9.3.c), ou em contornos da fase ferrítica (Figura II.9.3.d) na sub-superfície, ou na vizinhança de inclusões sub-superficiais (Figura II.9.4), onde microtrincas em torno das inclusões foram observadas[22].

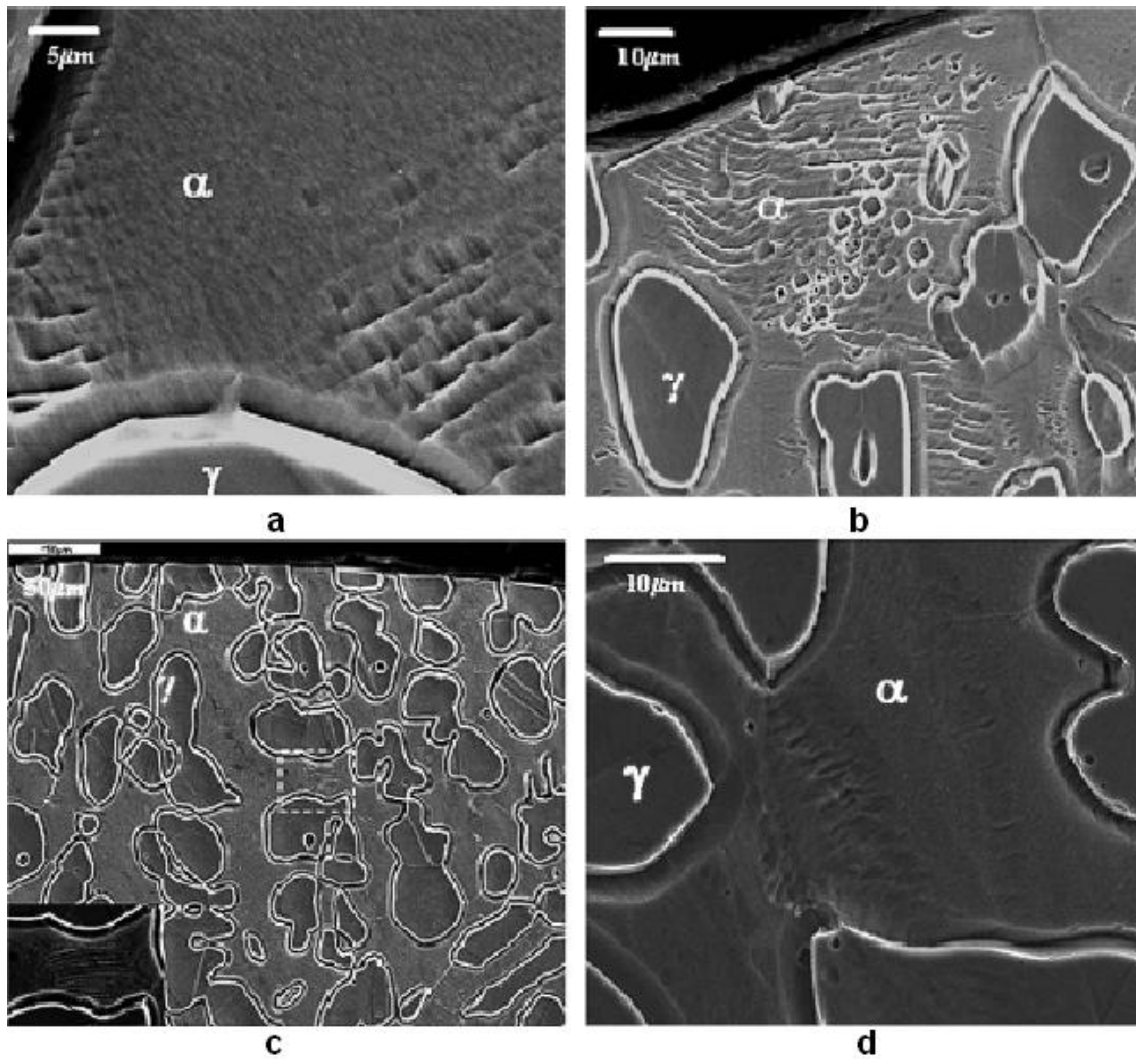


Figura II.9.3 Pré iniciação de dano em fadiga do material UNS S 31803 como recebido, α - fase ferrítica, γ fase austenítica (a) $\Delta\sigma = 490$ MPa, $N = 2,6 \times 10^4$ ciclos; (b) $\Delta\sigma = 320$ MPa, $N = 1,62 \times 10^6$ ciclos; (c) e (d) $\Delta\sigma = 250$ MPa, $N = 1,18 \times 10^8$ ciclos [22]

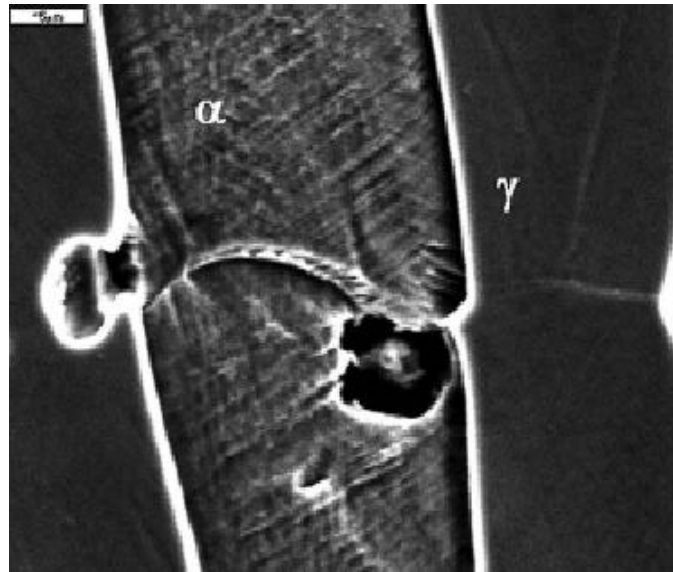


Figura II.9.4. Pré iniciação de dano em fadiga do material UNS S 31803 com o recebido, α - fase ferrítica, γ fase austenítica, $\Delta\sigma = 250$ MPa, $N = 1,18 \times 10^8$ ciclos [22]

Moverare et al [47] estudaram o aço inoxidável duplex SAF 2304 de composição química apresentada na tabela II.9.2 e observaram as mudanças microestruturais sob deformação plástica introduzida por teste de tração.

Tabela II.9.2 Composição química em percentual atômico de cada fase (%at).

<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>N</i>	<i>Fe</i>
22,8	4,9	0,3	0,1	Balanço

As amostras foram estudadas na condição como recebida e pré-deformada até 5,2% em tração na direção da laminação em temperatura ambiente.

Eles observaram que a microestrutura global, ou seja, grãos e morfologia de fases não mudam durante a pré-deformação ou deformação secundária, sendo que a subestrutura foi caracterizada basicamente por uma baixa densidade de discordâncias encontrada em ambas as fases e maclas foram observadas na fase austenítica [47].

A evolução da subestrutura muda com a pré-deformação e deformação secundária. Após a pré-deformação, a densidade de discordâncias aumentou em ambas as fases, mas se apresentaram em diferentes formas. Na fase austenítica, arranjo de discordâncias e empilhamentos de caráter planar foram frequentemente observados (Fig II.9.5).

Na fase ferrítica a estrutura de discordâncias consistiu basicamente de populações de discordâncias em segmentos curvados e pequenos anéis (Fig II.9.6).

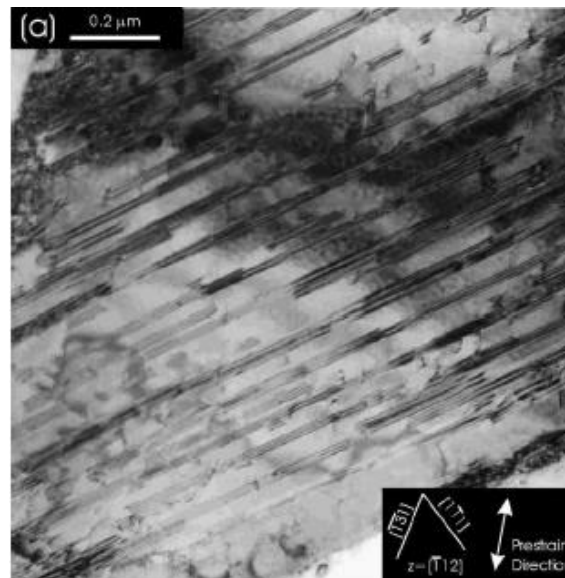


Figura. II.9.5. Imagens do microscópio eletrônico de transmissão do aço inoxidável duplex pré-deformado (Estruturas de discordâncias planares na fase austenítica) [47]

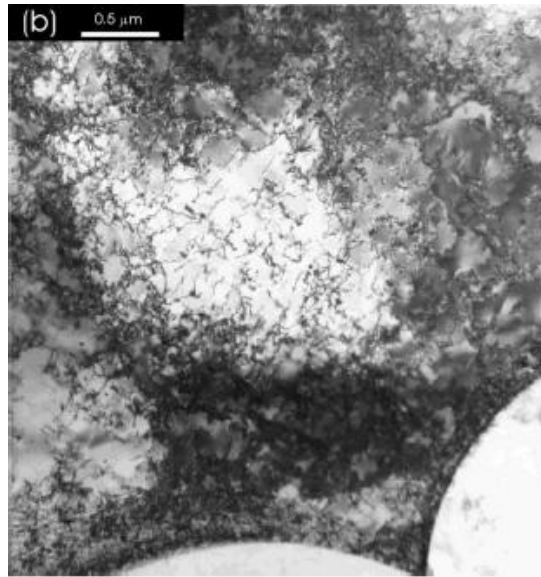


Figura. II.9.6. Imagens do microscópio eletrônico de transmissão do aço inoxidável duplex pré-deformado (Deslizamentos cruzados na fase ferrítica) [47]

CAPÍTULO III

MATERIAIS E MÉTODOS

No presente trabalho foi utilizado o aço inoxidável duplex UNS S31803 segundo norma ASTM A 240, recebido em forma de chapas com 49% \pm 3% de austenita e 51% \pm 3% de ferrita, cuja composição química está indicada na tabela III.1. O tratamento de *shot peening* foi realizado em duas intensidades Almen, de 0,25 e 0,39 A, utilizando esferas metálicas com diâmetro entre 0,59 – 0,71 e 1,0 - 1,41 respectivamente.

Tabela III.1. Composição química em %(at) do aço inoxidável duplex UNS S 31803

<i>Elemento</i>	<i>C</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>N</i>	<i>Cr</i>
%	0,020	5,44	2,49	0,16	22,30

As tensões residuais foram medidas por difração de raios-X pelo método de dupla exposição utilizando equipamento portátil do Laboratório de Análise de Tensões da COPPE/UFRJ. A técnica é bem estabelecida e este equipamento portátil é usado em larga escala para controle não destrutivo do estado de tensões residuais de diferentes processos tecnológicos ou dos equipamentos industriais. A figura III.1 apresenta este equipamento, constituído pelos componentes:

1. Unidade de controle com fonte de alta tensão, que permite monitoramento e o ajuste do nível de potência de alimentação do tubo de raios-X.
2. Fonte de alta tensão e tubo de raios-X. Uma das qualidades do equipamento é que o tubo de raios-X é acoplado à fonte de alta tensão. A tensão e a corrente de trabalho da fonte de raios-X é de 25 kV e 1,5 mA, respectivamente. O tubo de raios-X possui dois anodos de cromo com resfriamento a ar, e produz dois feixes convergentes de raios-X para realizar a técnica de dupla exposição de medição de tensões por raios-X. O ângulo de convergência dos feixes de raios-X é de 50° .
3. Colimador com geometria especial que permite que os dois feixes de raios-X primários incidam no mesmo elemento da superfície da amostra ao longo da linha B_1BB_2 (figura III.2). Os raios difratados formam os cones de difração, cujos eixos são os feixes primários. A superfície interna do filme tangencia os dois círculos de focalização P_1 e P_2 nos locais D_1 e D_2 (figura III.2). D_1 e D_2 são locais onde ocorre a focalização completa dos feixes difratados.
4. Tubo de raios-X com dois anodos de cromo ($\lambda_{Cr} k_{\alpha} = 2,29092 \text{ \AA}$) para produção de feixes de radiação monocromática.
5. Cassete para filme de raios-X. Duas janelas no cassete permitem captar partes das linhas difratadas no intervalo angular de 2θ , de 148° a 164° .
6. Amostra analisada.

Para manter a precisão das medições num nível elevado, a leitura dos filmes de raios-X é realizada por computador que controla um microdensitômetro, possibilitando que o processamento dos dados seja completamente computadorizado.

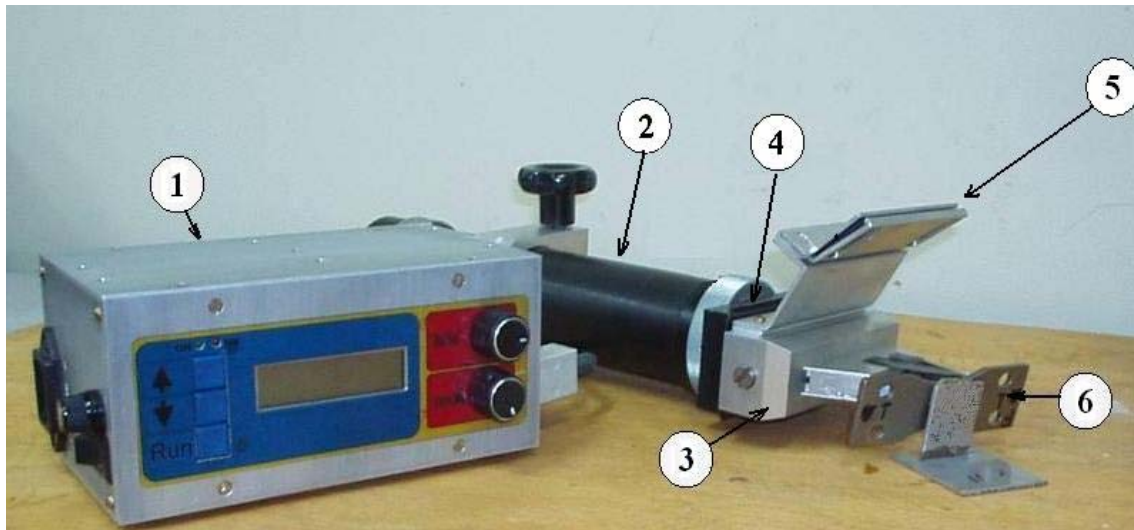


Figura III.1. Equipamento portátil para medição de tensões:

1- unidade de controle, 2- fonte de alta tensão; 3- colimador; 4- tubo de raios-X;

5- porta filme (cassete); 6- amostra analisada.

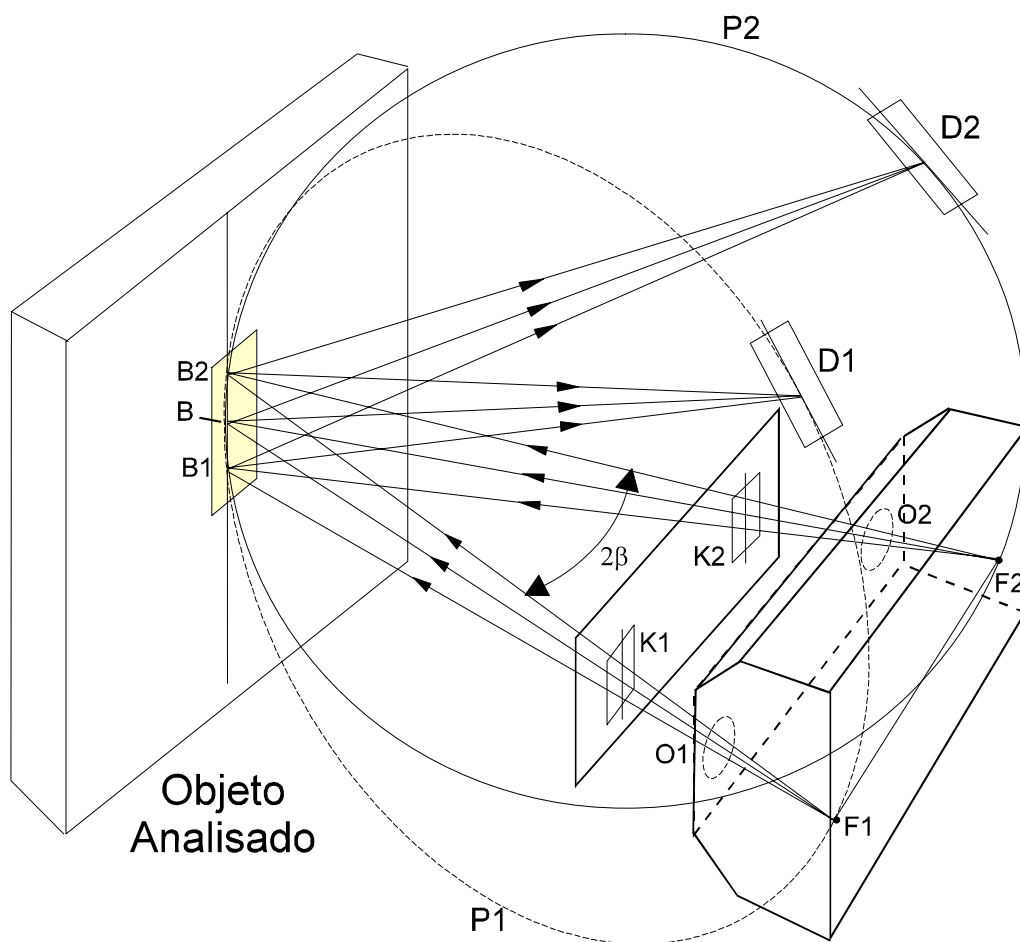


Figura III.2. Esquema óptico do equipamento portátil de raios -X

Foi confeccionado um cassete especial para medição das tensões residuais na fase austenítica no aço inoxidável duplex, visto que a geometria do cassete usado para medir a fase ferrítica não capta os feixes difratados nos planos (220). A figura III.3 apresenta o desenho esquemático do feixe difratado para austenita utilizando tubo com anodos de Cr. Para a calibração do cassete austenítico são utilizados o Cu (cobre) e o Ni (níquel) livres de tensões, já que possuem ângulos de difração próximos à fase austenítica.

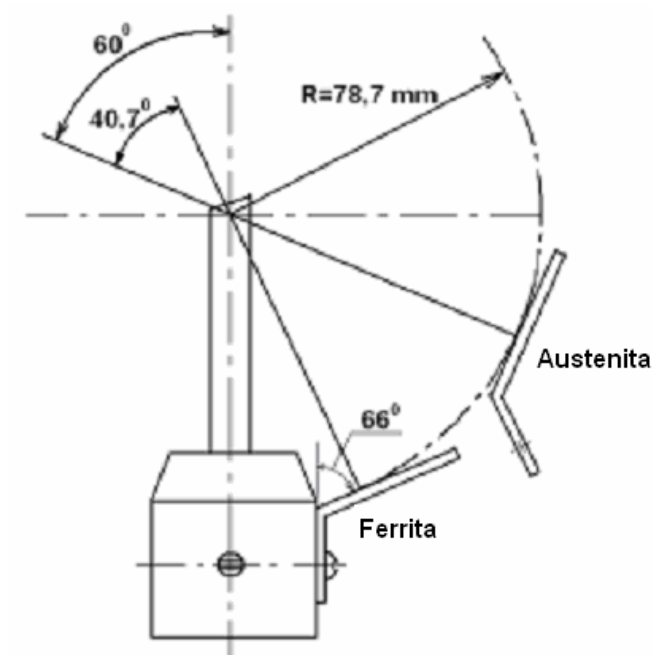


Figura III.3. Desenho esquemático do colimador para a medição da austenita

III.1. MEDIÇÃO DE TENSÕES COM EQUIPAMENTO PORTÁTIL

Os princípios de técnicas de dupla exposição, usada para medição de tensões utilizando o equipamento portátil (figura III.1), baseia-se na determinação de duas componentes de deformação: $\varepsilon_{\varphi, \psi_1}$ e $\varepsilon_{\varphi, \psi_2}$ [49,50]. A deformação é determinada através da expressão:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2), \quad (3.1)$$

Então a diferença entre duas componentes da deformação é:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi_2} - \varepsilon_{\varphi, \psi_1} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1), \quad (3.2)$$

Onde E e ν são constantes elásticas do material, ψ e φ são os ângulos polar e azimutal segundo a figura III.1.1., σ_φ - componente medida da tensão, σ_1 e σ_2 são tensões principais. A componente σ_φ da equação (3.2) é igual:

$$\sigma_\varphi = \frac{E}{1 + \nu} \frac{\varepsilon_{\varphi, \psi_2} - \varepsilon_{\varphi, \psi_1}}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1}, \quad (3.3)$$

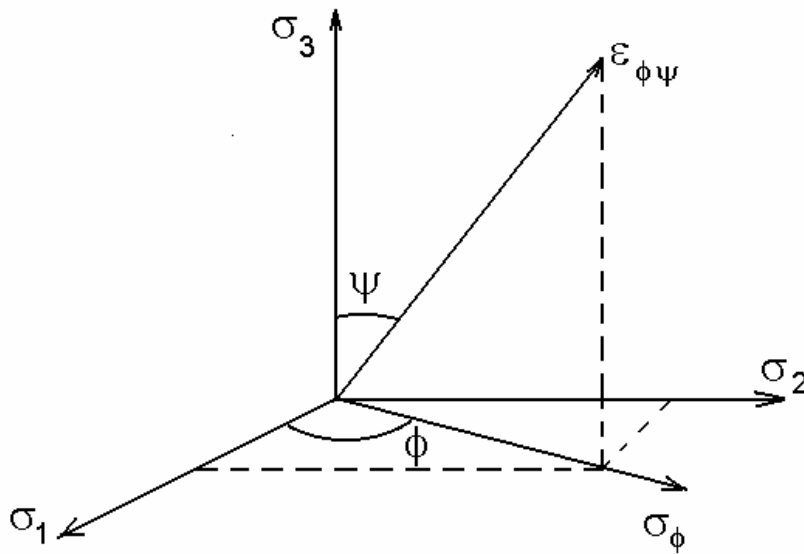


Figura III.4. Sistema de coordenadas polares [51]

Usando a lei de Bragg (2.5):

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{d_{\varphi, \psi} - d_0}{d_0} = -\text{ctg} \theta_0 (\theta_{\varphi, \psi} - \theta_0), \quad \text{Equação (3.4)}$$

Onde $d_{\psi, \varphi}$, d_0 e $\theta_{\psi, \varphi}$, θ_0 são distâncias interplanares e os ângulos de difração para materiais com e sem tensão respectivamente.

Das formulas (3.3) e (3.4) a formula final para determinação da componente de tensão σ_φ pode ser obtida:

$$\sigma_{\varphi} = -\frac{E}{1+\nu} \frac{\operatorname{ctg}\theta_0(\theta_{\varphi,\psi_2} - \theta_{\varphi,\psi_1})}{\sin^2\psi_2 - \sin^2\psi_1}, \quad \text{Equação (3.5)}$$

Desta maneira, para determinar qualquer componente da tensão é necessário medir os ângulos de difração correspondentes às reflexões dos planos cristalinos com normais caracterizadas por ângulos ψ_1 e ψ_2 . Os ângulos usados no equipamento são $\psi_1=0^0$ e $\psi_2=50^0$ e para se medir as tensões é usada geometria de “ ψ - goniômetro”. A figura III.1.2. apresenta a projeção estereográfica desta geometria. A figura mostra as posições angulares dos dois feixes difratados e as posições das duas normais: \vec{n}_{ψ_1} e \vec{n}_{ψ_2} dos planos difratantes. A projeção também mostra as posições dos dois círculos difratados e as suas posições no filme. As janelas do colimador também são apresentadas na projeção estereográfica.

De acordo com a figura III.6 a perpendicularidade do feixe incidente ao eixo X significa que o ângulo ψ_1 é igual a 0 grau e o valor do ψ_2 , neste caso, é igual ao ângulo de convergência dos dois feixes incidentes. Para o equipamento apresentado isto é: $\psi_2=50^0$.

A figura III.6 também mostra os princípios da medição dos ângulos de difração. A diferença entre os ângulos, $\Delta\theta = \theta_{\psi_2} - \theta_{\psi_1}$, na fórmula (3.5) pode ser descrita como:

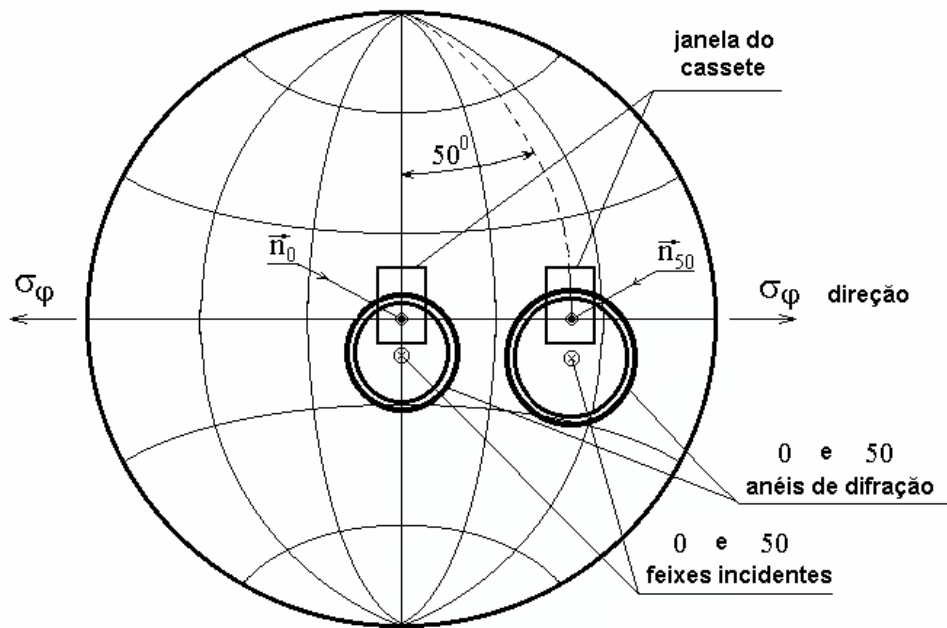


Figura III.5. Projeção estereográfica do "ψ - goniômetro" usado no equipamento portátil de raios-X [49]

$$\Delta\theta = k \cdot (L_{50} - L_0), \quad (3.6)$$

Onde L_{50} e L_0 são as distâncias das linhas de difração até as referências nas janelas do cassete, e K é o coeficiente de transferências da unidade linear para angular.

O valor do coeficiente K é a característica do colimador é determinado através da exposição de calibração de um material não tencionado.

A substituição da fórmula (3.6) em (3.5) leva a seguinte fórmula de cálculo de tensão:

$$\sigma = C \cdot (L_{50} - L_0), \quad (3.7)$$

Onde C é a constante que inclui todos os valores conhecidos da fórmula (3.5), tais como o módulo de elasticidade e o ângulo de difração.

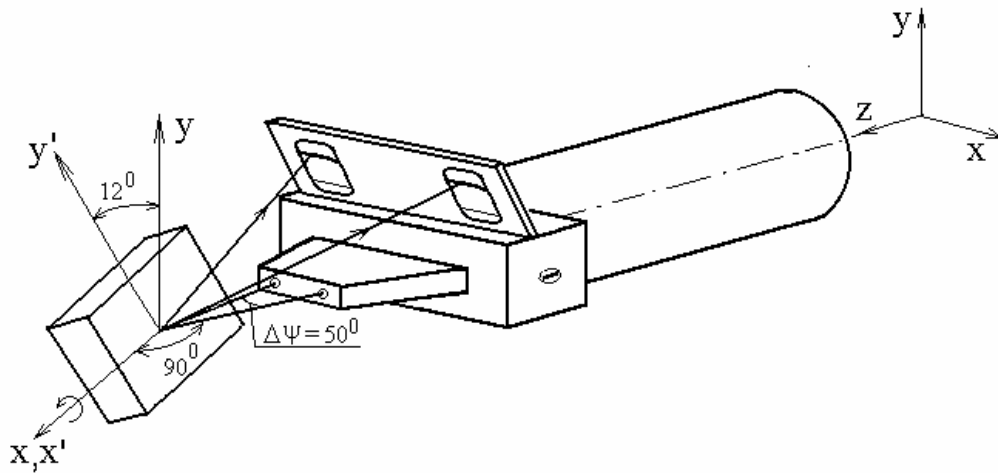


Figura III.6. Esquema de medição de tensões com o equipamento portátil [49]

De uma forma explícita podemos obter o valor da tensão pelo método da dupla exposição, utilizando a equação 3.8.

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1+\nu} \cot g \theta_0 \cdot K \{ (L_{50} - L_0) - \Delta L_{calib} \} \quad (3.8)$$

Onde:

E-modulo de elasticidade; ν -coeficiente de Poisson; θ_0 – valor de ângulo para o estado sem tensão; K-fator de escala; L_{50} e L_0 – as posições dos máximos das raias difratadas (figuras III.7 e III.8); ΔL_{calib} – diferença dos valores de L_{50} e L_0 para raias de calibração (figuras III.9 e III.10).

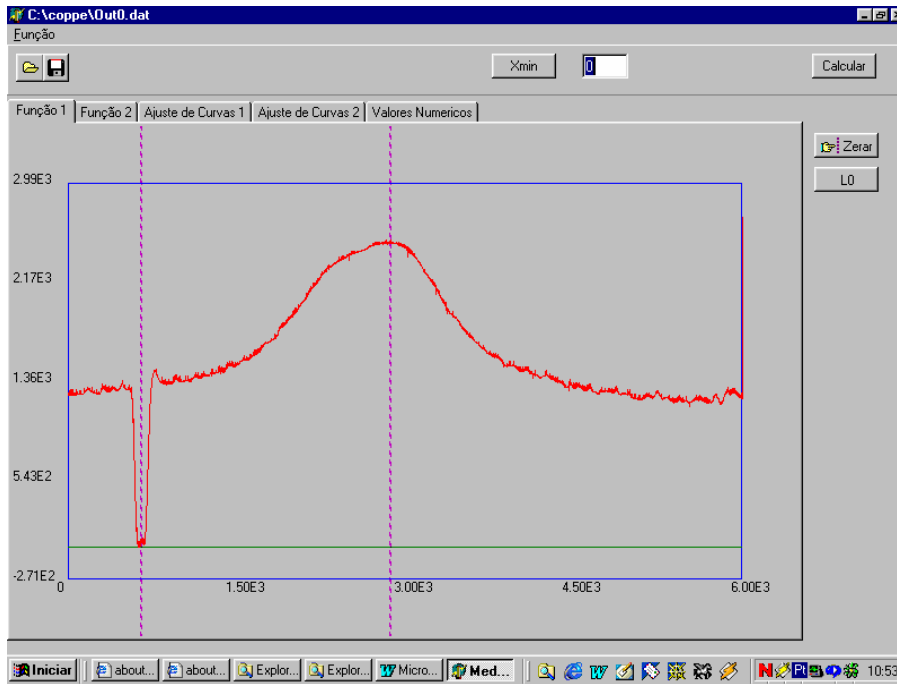


Figura III.7. Determinação do máximo (L_0) da raia de 0^0 para cálculo do valor de tensão

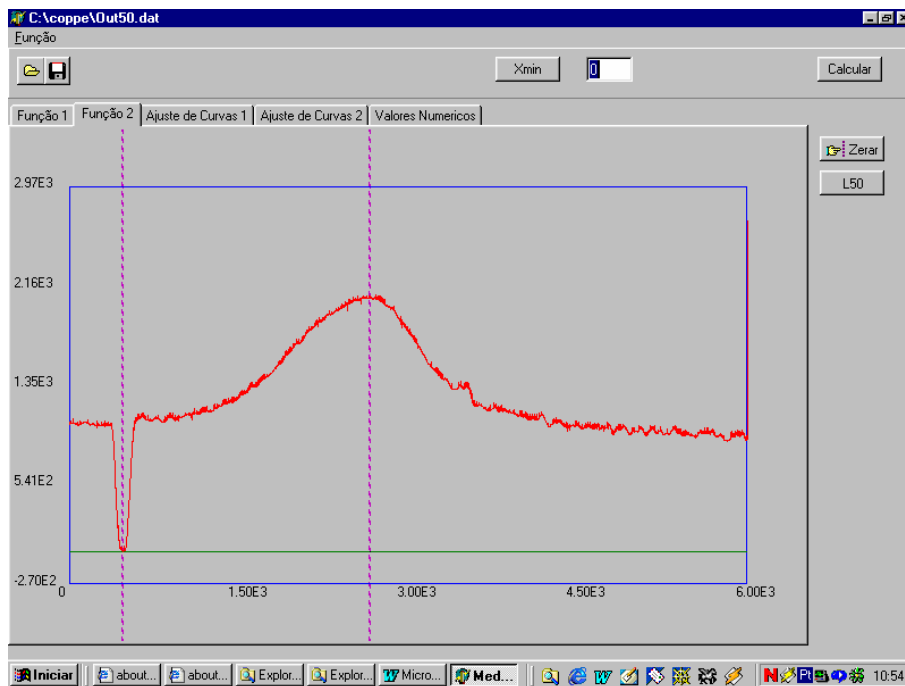


Figura III.8 Determinação do máximo (L_{50}) da raia de 50^0 para cálculo do valor de tensão

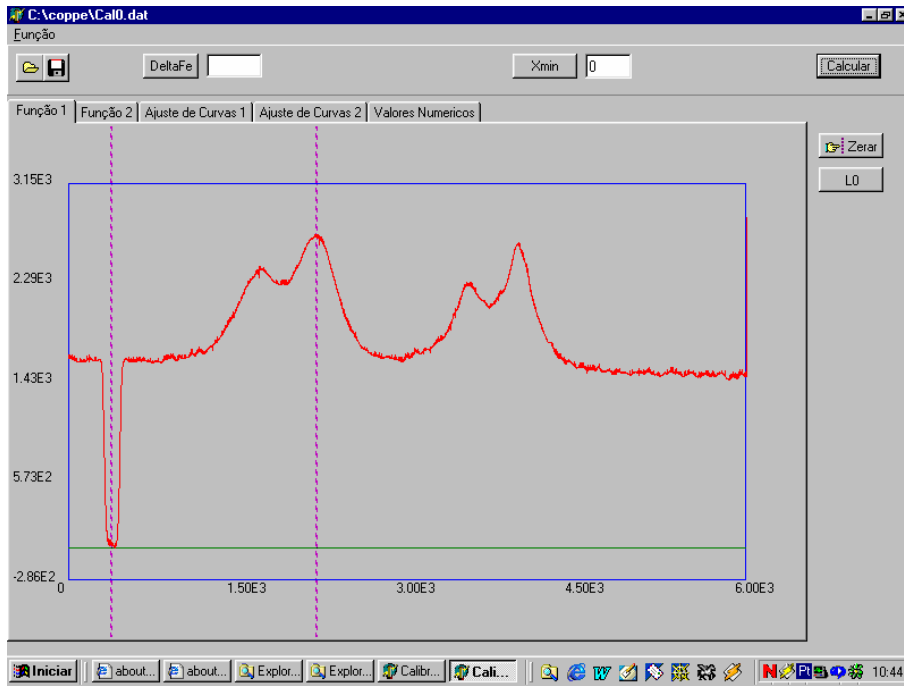


Figura III.9. Calibração do equipamento portátil de raios-X. Raia de 0° .

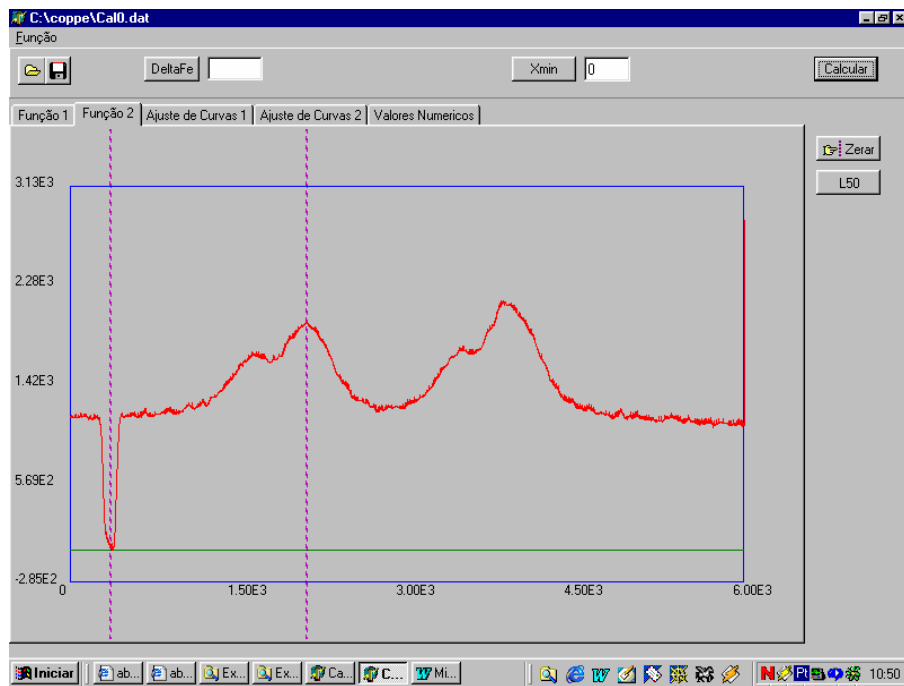


Figura III.10. Calibração do equipamento portátil de raios-X. Raia de 50° .

III.2. SEPARAÇÃO DAS MACROTENSÕES E MICROTENSÕES EM AÇOS MULTIFÁSICOS

A difração de raios-X permite a medição do tensor das tensões totais separadamente em cada fase de um material de duas fases como o aço inoxidável duplex, se os parâmetros de rede, livres de tensões das fases, são bem conhecidos. Quando o tensor da tensão total é conhecido, pode-se separar os tensores das macrotensões e microtensões [8,45,46].

As macrotensões são, por definição, a mesma em ambas as fases de um material de duas fases e podem ser causadas por carregamentos externos ou surgem devido a deformação heterogênea a que o material é submetido, como por exemplo, um carregamento por flexão. Estas tensões variam pouco em uma escala que é muito maior do que a microestrutura do material. Microtensões, entretanto, variam na escala da microestrutura do material e devem se equilibrar entre as fases. As microtensões devem aumentar de diferentes maneiras, tais como, deformação mecânica, tratamento térmico de um material de duas fases com diferentes propriedades elásticas, plásticas e térmicas das fases individuais. A tensão total média, $\langle {}^t\sigma_{ij}^\alpha \rangle$, em qualquer ponto na fase α é a soma das componentes das macrotensões e micro tensões, conforme a equação 3.9 [8,45,46].

$$\langle {}^t\sigma_{ij}^\alpha \rangle = M \sigma_{ij} + \langle \mu \sigma_{ij}^\alpha \rangle \quad 3.9$$

Onde: α é a fase α , M a macrotensão, e μ é a microtensão. A tensão total média na fase é o que a medida de difração pode revelar. Para separar a tensão total em macro e microtensões, é necessário usar a condição de equilíbrio. Para qualquer componente de tensões σ_{ij} em um material de duas fases, pode-se escrever a seguinte relação:

$$(1 - V_f) \cdot \langle \mu \sigma_{ij}^{\alpha} \rangle + V_f \langle \mu \sigma_{ij}^{\beta} \rangle = 0 \quad 3.10$$

Onde V_f é a fração volumétrica da fase β , de um volume apropriado. Determinando as medidas do tensor das tensões para cada fase e usando as equações 3.9 e 3.10, as macro e microtensões podem ser separadas [8,45,46].

III.3. POLIMENTO ELETROLÍTICO

A remoção de camadas finas para o estudo da variação do estado de tensões residuais através da espessura foi realizada utilizando polimento eletrolítico, pois o polimento mecânico pode desenvolver tensões residuais de compressão na camada superficial analisada.

O equipamento de polimento eletrolítico é mostrado na figura III.3.1, onde são especificados seus principais componentes. Basicamente o equipamento é composto por uma fonte de tensão contínua (1) com potência de 30W; um bastão de polimento (2) que comporta o eletrólito e realiza o contato com a superfície a ser polida; a superfície efetuada (3); uma proteção com fita adesiva (4); a janela de polimento (5). Na mesma figura também é mostrado um detalhe da ponta do bastão de polimento (6), com o eixo de contato (7) e o algodão saturado de eletrólito à base de amônia(8).

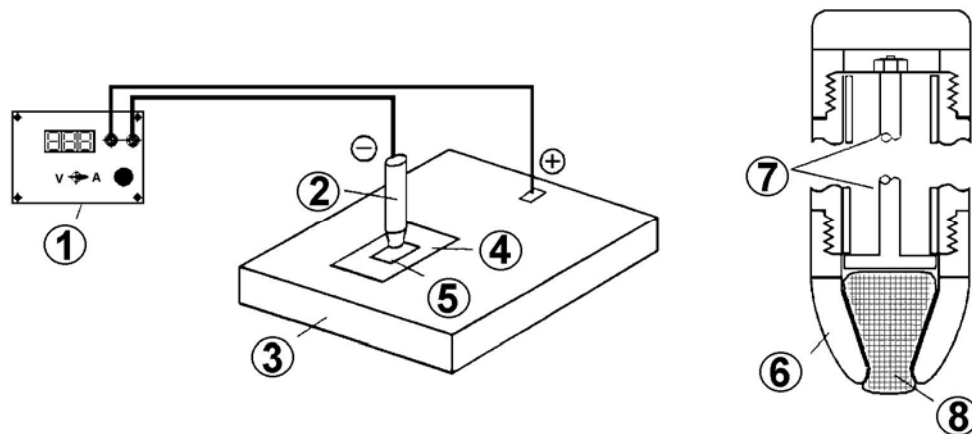


Figura III.3.1. Desenho esquemático de montagem para polimento eletrolítico

O procedimento para o polimento eletrolítico constitui-se dos seguintes passos:

- Seleciona-se um ponto da superfície no qual será realizada medição de tensão e aplica-se uma camada de fita adesiva de 3,0 x 3,0 cm.
- Na camada de fita adesiva, abre-se uma janela de aproximadamente 1,0 x 1,0 cm, utilizando-se estilete e pinça. Esta janela tem por objetivo reduzir a área de atuação do polimento, aumentando assim o fluxo de corrente na superfície, e proteger áreas adjacentes da superfície de ação do eletrólito.
- A ponta do bastão é totalmente preenchida com algodão e eletrólito.
- A solução eletrolítica utilizada possui uma composição à base de amônia.
- A fonte de tensão é ajustada para fornecer uma voltagem de 25V, que, dentro de um regime ótimo para o polimento, produzirá uma corrente de $i \approx 0,5$ A.

- O pólo positivo da fonte de tensão é conectado à superfície da amostra através de uma garra de contato elétrico, enquanto o pólo negativo é ligado ao bastão de polimento.

A medida da espessura de camada removida é realizada com relógio comparador digital, tomando-se três medidas e fazendo uma média entre os valores encontrados.

O alívio de tensão residual causado pela remoção de camadas foi desprezado, já que, a camada removida é bem menor que a espessura e não influencia consideravelmente os valores de tensões obtidos.

III.4. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados em máquina INSTRON do PEMM/COPPE com uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} , nas amostras como recebidas e na intensidade Almen de 0,39.

Os corpos-de-prova possuem as dimensões segundo norma ASTM A 370 com espessura de 3,0 mm e dimensões apresentadas na figura III.4.1.

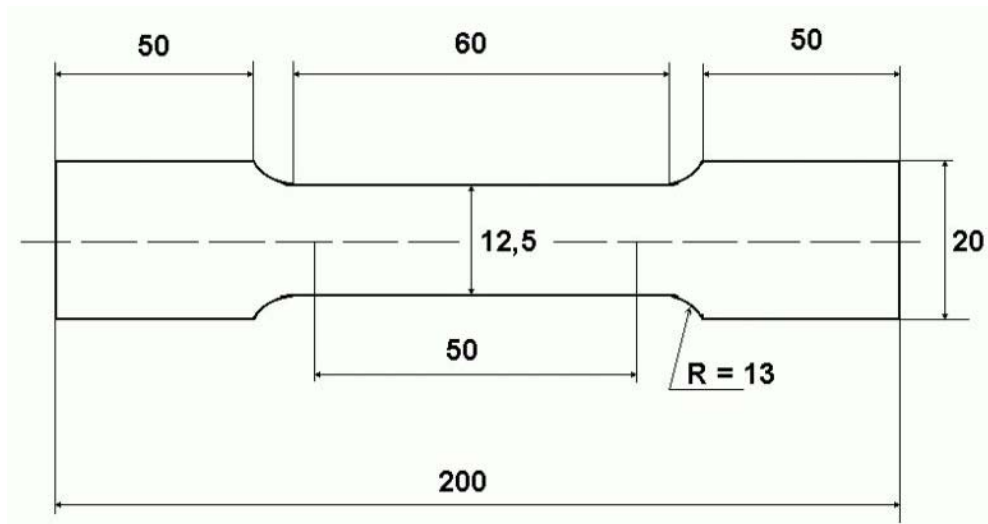


Figura III.4.1. Dimensão do corpo-de-prova de tração utilizado

Os ensaios de tração foram realizados para verificação da influência do tratamento de *shot peening* nas propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex.

III.5. ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios foram realizados em uma máquina de ensaios de fadiga de flexão alternada tipo PWO CARL SCHENCK AG, D-61 Darmstadt, com ciclos de frequência constante em 60 Hz e desempenho de acordo com a norma DIN 50100 para amostras planas. As cargas cíclicas de flexão (tração - compressão) com razão de carga $R=-1$.

Os corpos-de-prova possuem as dimensões padronizadas para a utilização no equipamento de acordo com a figura III.5.1, com uma espessura de 3,0 mm.

Realizamos os ensaios de fadiga, para amostra polida e nas duas intensidades de *shot peening* 0,25 e 0,39 Almen. Tendo como base as curvas S-N em cada uma destas condições foram realizados ensaios com razão de carga $R= - 1$ em diferentes níveis de tensão para três regimes de fadiga (baixo, médio e alto ciclo).

Foram realizadas medições de tensões residuais em fadiga de baixo ciclo, com 10^3 ciclos. Para a fadiga de médio ciclo, as medidas foram realizadas em 10^4 e 10^5 e para fadiga de alto ciclo, as medidas foram realizadas em 10^6 e 10^7 . Em todos os casos, as medidas de tensões residuais foram realizadas na direção longitudinal e transversal do corpo de prova, como mostrado na figura III.5.1.

O meio da amostra suporta a carga máxima aplicada nos testes de fadiga realizados.

As tensões residuais foram medidas na superfície e também através da espessura, para esta finalidade, foram executados polimentos eletrolíticos em cada amostra e medidas as tensões a cada polimento nas duas fases do aço (austenita e ferrita), até a profundidade de 0,45 mm.

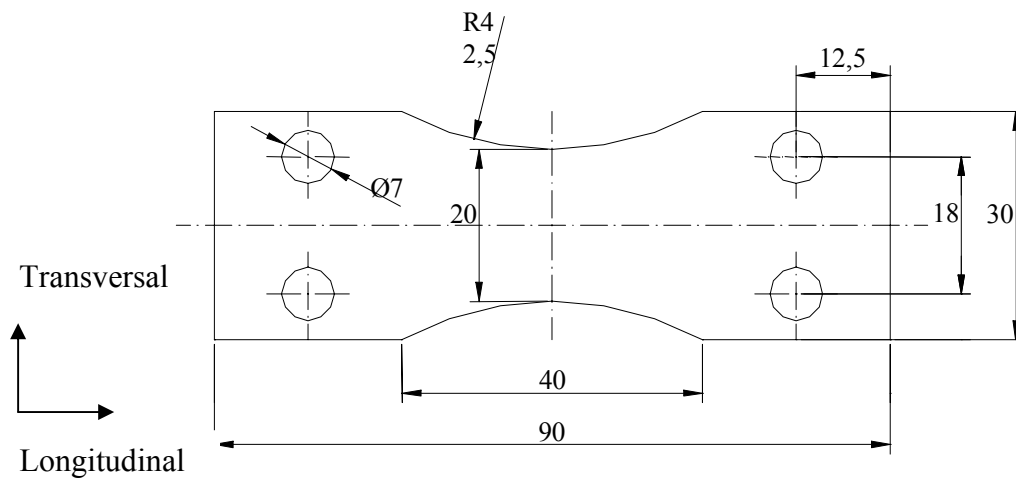


Figura III.5.1. Corpo-de-prova utilizado nos ensaios de fadiga

III.6. MICROSCOPIA ÓTICA E DE VARREDURA

Foram realizadas observações em microscopia ótica das amostras como recebidas e determinada a fração volumétrica de cada fase presente no aço inoxidável duplex, através de metalografia quantitativa.

As observações em microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas nas amostras fraturadas em fadiga de alto, médio e baixo ciclo nas duas intensidades de *shot peening* (0,39A e 0,25A). Também foram observadas as superfícies transversais das amostras não fraturadas, nas duas intensidades de *shot peening* sem fadiga, e nas duas intensidades de *shot peening*, em fadiga de alto e baixo ciclo.

A figura III.6.1 mostra um desenho esquemático do corpo de prova que foi utilizado e da face que foi observada em microscopias ótica e de varredura, antes e após os ensaios de fadiga. As amostras que não fraturaram foram cortadas nas suas metades e observadas as faces transversais nestas seções.

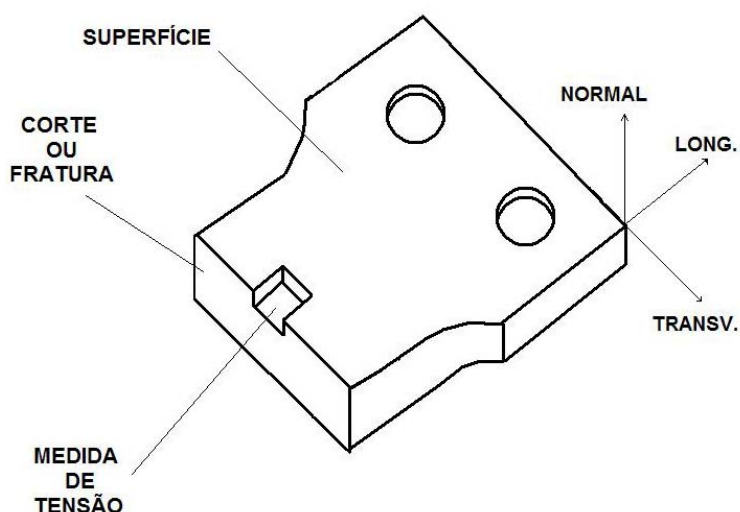


Figura III.6.1 Desenho esquemático da amostra utilizada em microscopias ótica e de varredura

CAPITULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos nos ensaios e as discussões baseadas nestes e nas referências analisadas no capítulo II. Este capítulo está dividido em três partes. No final de cada parte conclusões parciais serão mostradas. Na primeira parte, o objetivo principal foi o de estudar o efeito das duas diferentes intensidades de *shot peening* nas propriedades mecânicas, principalmente na resistência à fadiga do aço inoxidável duplex UNS S 31803. Na segunda, foram também avaliadas como as tensões residuais compressivas, oriundas do processo de *shot peening* nas duas fases, austenita e ferrita, presentes no aço, nas direções longitudinais e transversais, se comportaram após carregamento cíclico de até 10^7 ciclos. Na terceira, é analisada a eficácia do processo de *shot peening* na recuperação da vida em fadiga, correlacionado com os pontos de iniciação de trincas, após *shot peening* e após *shot peening* e carga cíclica de até 10^7 ciclos. Também foi correlacionada a presença de trincas secundárias na superfície de fratura com os resultados obtidos para o campo de tensões residuais compressivo e a vida em fadiga do material.

IV.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO

A tabela IV.1 apresenta os valores obtidos de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento percentual nas amostras como-recebida e na intensidade de *shot peening* de 0,39A.

Tabela IV.1 Propriedades mecânicas do aço antes e após *shot peening*.

Condição	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Along (%)
Como recebida	505	530	35,3
<i>Shot peening</i> 0,39	758	784	24

A figura IV.1.1 mostra que os valores de limite de escoamento e limite de resistência aumentam com o tratamento de *shot peening* realizado nas amostras e que o alongamento diminui. Este comportamento é devido, principalmente, ao encruamento das superfícies das amostras provocado pelo tratamento mecânico de *shot peening*.

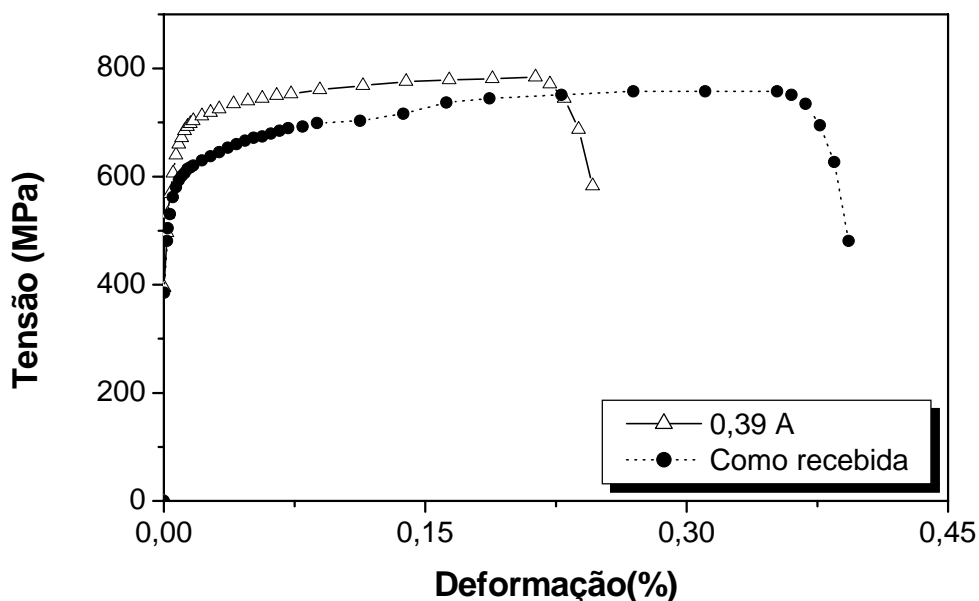


Figura IV.1.1. Curva tensão vs deformação das amostras como recebida e com intensidade *shot peening* de 0,39 Almen.

IV.2 ENSAIOS DE FADIGA

A figura IV.2.1 apresenta a curva S x N obtida das amostras na condição como-recebida, e tratadas com *shot peening* nas intensidades de 0,25 e 0,39 Almen (A).

Pode ser observado que o tratamento de *shot peening* aumentou a vida em fadiga nos regimes de baixo e médio ciclos nas duas condições de *shot peening* (0,39A e 0,25A). Entretanto, para o regime de alto ciclo, as amostras que receberam a menor intensidade de *shot peening* tiveram a sua vida em fadiga diminuída em relação às amostras como-recebidas. Este comportamento pode estar ligado ao fato de que as amostras que receberam menor intensidade de *shot peening* induziram tensões totais residuais compressivas máximas principalmente na superfície, nas duas fases, conforme pode ser observado nas figuras IV.3.1 e IV.3.2.

Outro ponto que merece ser discutido, como provável explicação para os resultados de fadiga da figura IV.4.2.1, envolve o maior endurecimento da fase austenítica, comparativamente à da fase ferrítica, tanto em carregamento monotônico quanto em fadiga [22,37]. Com efeito, o valor do limite de resistência de 758 MPa para amostras após *shot peening* de 0,39A e de 505 MPa do material como-recebido, já evidencia este fato, ao menos para o carregamento monotônico, e para as amostras como um todo.

A suposição é que este encruamento da austenita, ocorrendo em fadiga de baixo ciclo, contribua e explique o melhor desempenho das amostras com *shot peening* elevado, pois os níveis de carregamento são altos. Para as amostras de *shot peening* baixo, este endurecimento monotônico seria baixo, e em fadiga, face ao carregamento igualmente baixo, a vida em fadiga seria menor, pois essas amostras não estariam sendo beneficiadas pelo encruamento da austenita, verificado para as amostras de alto *shot peening*.

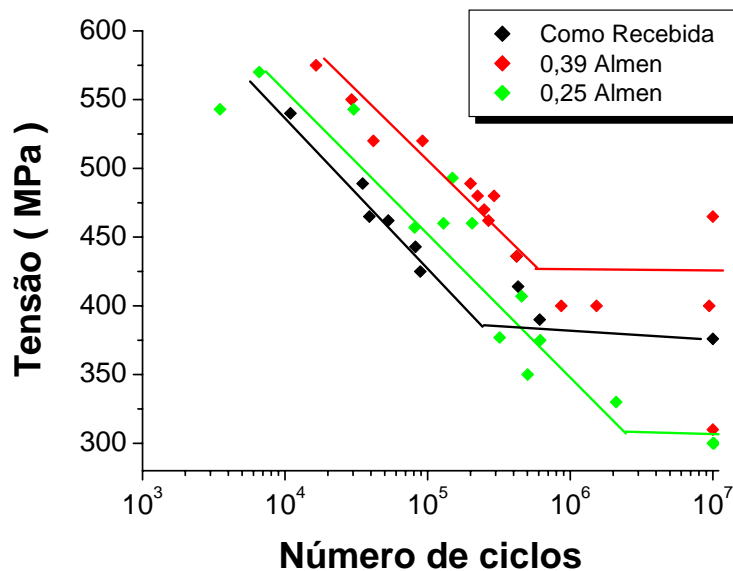


Figura IV.2.1. Curva comparativa S - N do aço UNS S 31803 na condição como-recebida e com *shot peening* de 0,25A e 0,39 A

IV.3 TENSÕES TOTAIS RESIDUAIS

Neste capítulo serão apresentados os resultados encontrados das tensões totais residuais obtidos através do método de difração de raios-X, ou seja, são as tensões totais, já definidas no capítulo anterior, como sendo a soma das tensões macroscópicas e microscópicas presentes no material, definidas pela equação 3.9.

As figuras IV.3.1, IV.3.2 apresentam os campos das tensões totais residuais compressivas (CTTRC) para as duas condições de *shot peening* utilizadas, nas direções longitudinal e transversal ao carregamento empregado, nas duas fases, austenita e ferrita, antes da fadiga.

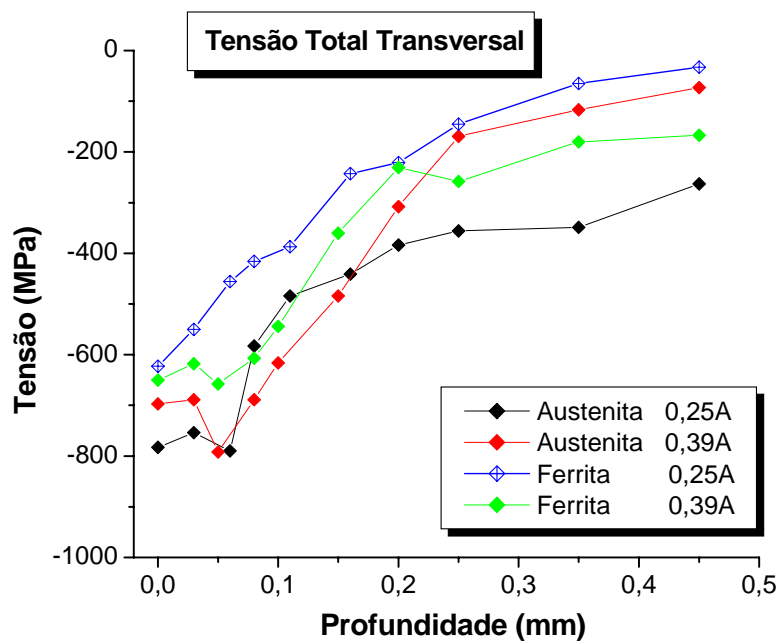


Figura IV.3.1. Campo das tensões totais residuais compressivas nas duas intensidades de *shot peening* antes da fadiga, na direção transversal na austenita e na ferrita

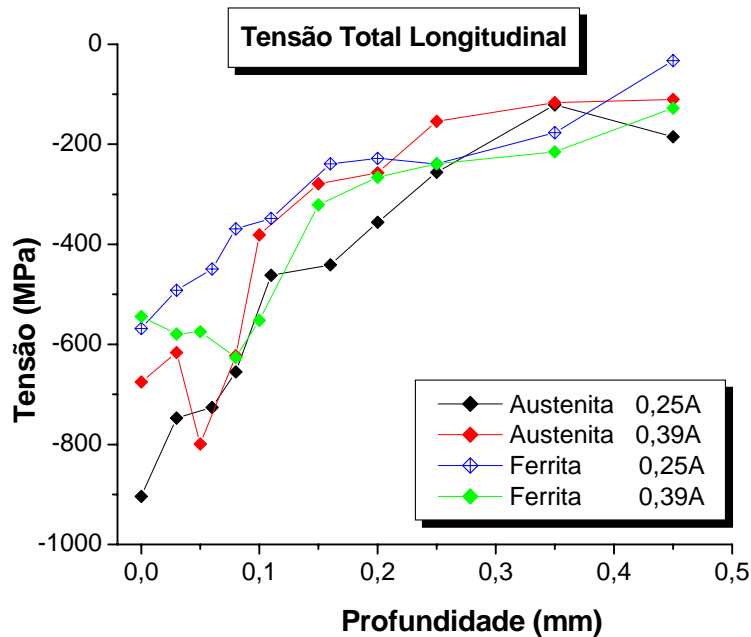


Figura IV.3.2. Campo das tensões totais residuais compressivas nas duas intensidades de *shot peening* antes da fadiga, na direção longitudinal na austenita e na ferrita

O campo de tensões é definido como o sendo as tensões que são geradas no processo de *shot peening*, da superfície até uma profundidade considerável, que no caso estudado, foi de 0,45 mm.

As figuras IV.3.1 e IV.3.2 mostram os CTTRC, gerados nas amostras, nas duas intensidades de *shot peening* empregadas (0,39A e 0,25A) e para as duas fases presentes no aço inoxidável duplex. É possível observar que, com o aumento da intensidade de *shot peening* há um aumento na largura e na profundidade do CTTRC. É natural supor que a área do campo de tensões compressivas induzidas aumente quando a intensidade de *shot peening* aumenta, já que a energia cinética é maior nesta condição [52].

Nas figuras IV.3.1 e IV.3.2 pode ser observado também que a fase austenítica apresentou maior CTTRC do que a fase ferrítica nas duas intensidades de *shot peening* executadas. Este comportamento pode ser atribuído ao maior endurecimento da fase austenítica em relação à fase ferrítica, comportamento semelhante ao observado por Chai [22] que observou que a austenita endurece mais facilmente do que a ferrita para amplitudes de tensões maiores ou iguais ao limite de escoamento do material (figuras II.9.1 e II.9.2), após carregamento por flexão rotativa. Inal et al [37] supôs que a austenita endurece mais facilmente do que a ferrita, devido ao maior percentual de nitrogênio nesta fase, propiciando uma diminuição na energia de falha de empilhamento.

IV.4 RELAXAÇÃO DE TENSÕES TOTAIS RESIDUAIS

Uma possível relaxação das TTRC, como mostrado por Kodama [44] e Torres [42], pode diminuir a resistência à fadiga do material, estimada pela relação de Goodman.

As figuras IV.4.1 a IV.4.20 apresentam os CTTRC obtidos após o emprego das duas intensidades de *shot peening* (0,39A e 0,25A), seguidos de carregamento cíclico por flexão alternada, em regime de baixo ($\leq 10^3$), médio ($\leq 10^5$) e alto ciclo ($\leq 10^7$) nas duas fases, nas direções longitudinal e transversal à direção de carregamento cíclico.

IV.4.1 REGIME DE BAIXO CICLO (10^3)

As figuras IV.4.1 e IV.4.2 mostram que os CTTRC da austenita nas amostras submetidas ao *shot peening* de menor intensidade (0,25A) em regime de baixo ciclo, apresentaram a maior relaxação na direção longitudinal. Entretanto, uma forte relaxação também foi observada na direção transversal. Pode ser observado também que não ocorreu relaxação dos CTTRC da austenita, nas amostras com a intensidade de *shot peening* (0,39A) elas apresentaram apenas relaxação das tensões totais residuais compressivas na superfície e próximo a ela até a profundidade de 0,08 mm, mesmo quando submetidas a uma maior carga cíclica quando comparada às amostras com menor intensidade de *shot peening*, tanto na direção longitudinal como na transversal.

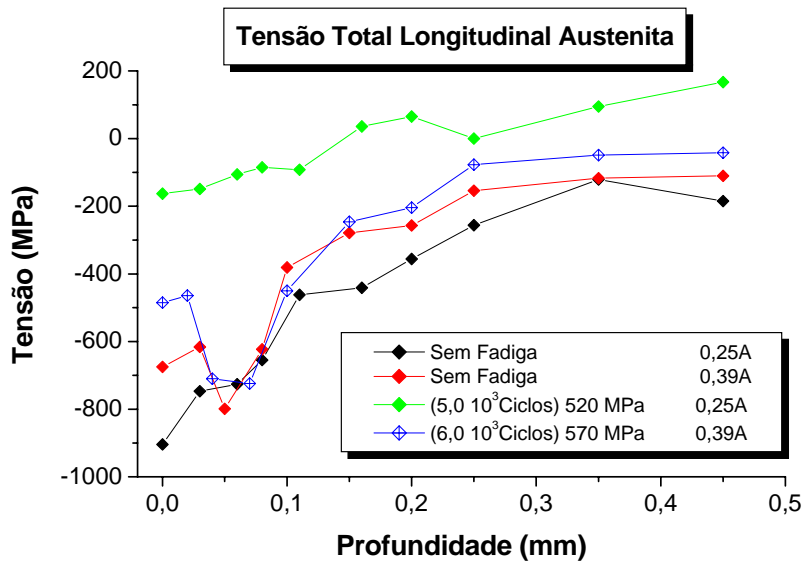


Figura IV.4.1. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal antes da fadiga e em baixo ciclo.

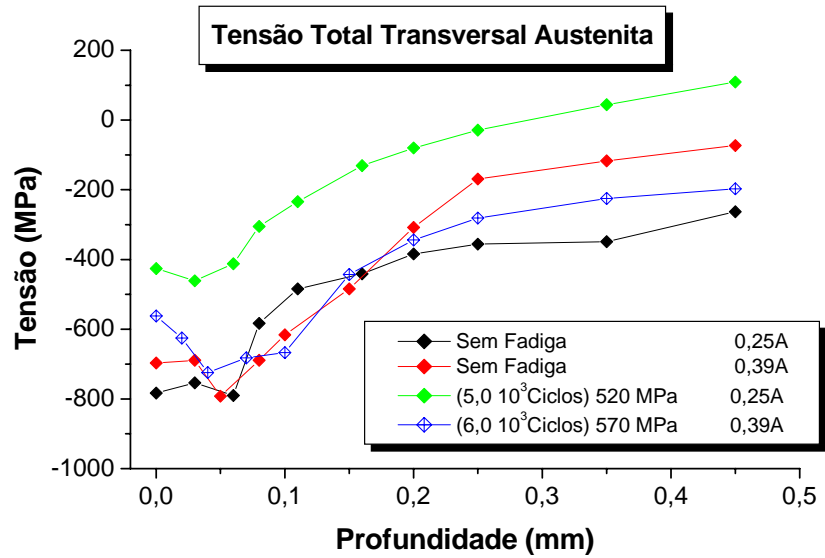


Figura IV.4.2. Campo das tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal antes da fadiga e em baixo ciclo

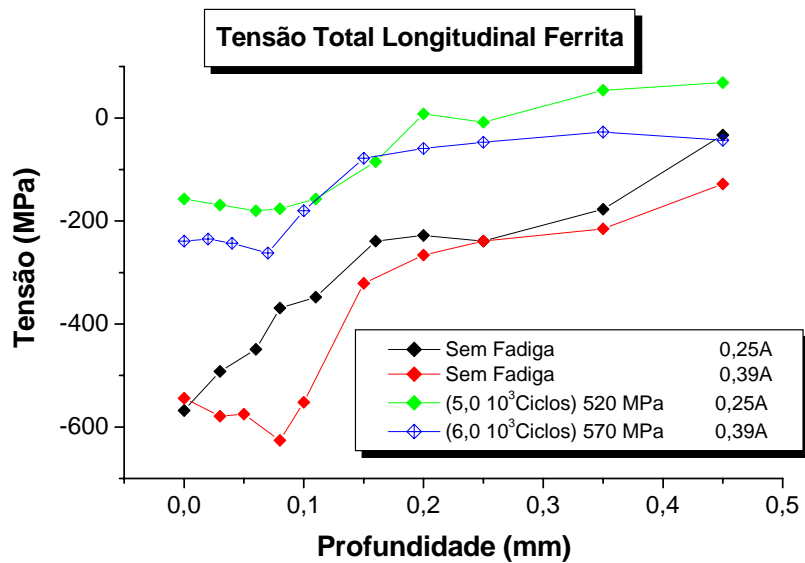


Figura IV.4.3. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal antes da fadiga e em baixo ciclo

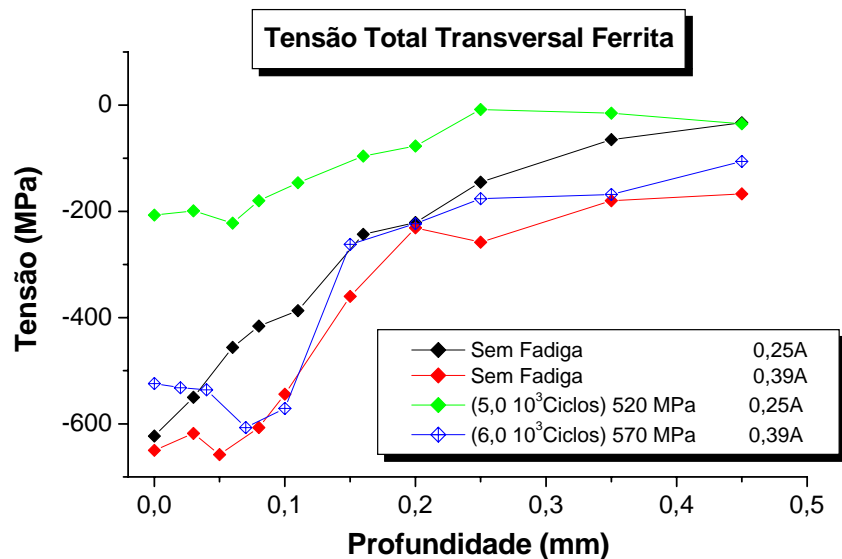


Figura IV.4.4. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal antes da fadiga e em baixo ciclo

As figuras IV.4.3 e IV.4.4 mostram que os CTTRC da ferrita nas amostras com a menor intensidade de *shot peening* (0,25A) em regime de baixo ciclo, sofreram relaxação, tanto na direção longitudinal como transversal. Entretanto para as amostras com a maior intensidade de *shot peening* (0,39A), ocorreu tão somente relaxação do CTTRC na direção longitudinal, enquanto que na direção transversal apenas o alívio da tensão total residual compressiva na superfície e próxima a ela, até a profundidade de 0,08 mm.

Analisando os resultados mostrados acima, podemos concluir que o CTTRC é mais estável para a maior intensidade de *shot peening* (0,39A). Este comportamento é justificado, já que uma maior energia foi exigida para indução do CTTRC nesta intensidade, logo será necessária uma maior energia para a remoção deste campo de tensões originalmente criado por esta condição de *shot peening*.

Por outro lado, é esperada que uma menor energia deva ser usada para remover o CTTRC para a menor intensidade de *shot peening* (0,25A).

A austenita apresentou um CTTRC mais estável, ou seja, somente foi observado alívio de tensões totais residuais compressivas (TTRC) na superfície e abaixo dela até a profundidade de 0,08 mm, principalmente na direção longitudinal, que coincide com a direção de carregamento cíclico. Este comportamento pode ser atribuído ao endurecimento mais fácil da fase austenítica do que a fase ferrítica devido a carga cíclica maior ou igual ao limite de escoamento do material.

IV.4.2 REGIME DE MÉDIO CICLO (10^4 e 10^5)

A figura IV.4.5 mostra que os CTTRC da austenita nas amostras com maior intensidade de *shot peening* (0,39A), em regime de médio ciclo, relaxam para todas as condições de carregamento cíclico executadas na direção longitudinal, sendo que o maior alívio foi observado na amostra que estava sujeita a uma condição intermediária com $4,0 \times 10^4$ ciclos e 520MPa de carga cíclica por flexão alternada.

Na direção transversal, as amostras sujeitas ao menor número de ciclos e a maior carga em flexão, apresentaram apenas relaxação das TTRC da austenita na superfície e próximo a ela, até a profundidade de 0,15 mm. Entretanto, nas demais condições, ocorreu relaxação dos CTTRC, figura IV.4.6.

As figuras IV.4.7 e IV.4.8 mostram os CTTRC da ferrita nas amostras com maior intensidade de *shot peening* (0,39A), nas direções longitudinal e transversal em regime de médio ciclo. Pode ser observado que ocorre relaxação dos CTTRC para todas as cargas cíclicas usadas, sendo que a maior relaxação ocorreu no maior carregamento cíclico empregado, tanto na direção longitudinal quanto na direção transversal, porém na direção longitudinal o alívio nos CTTRC foi mais pronunciado.

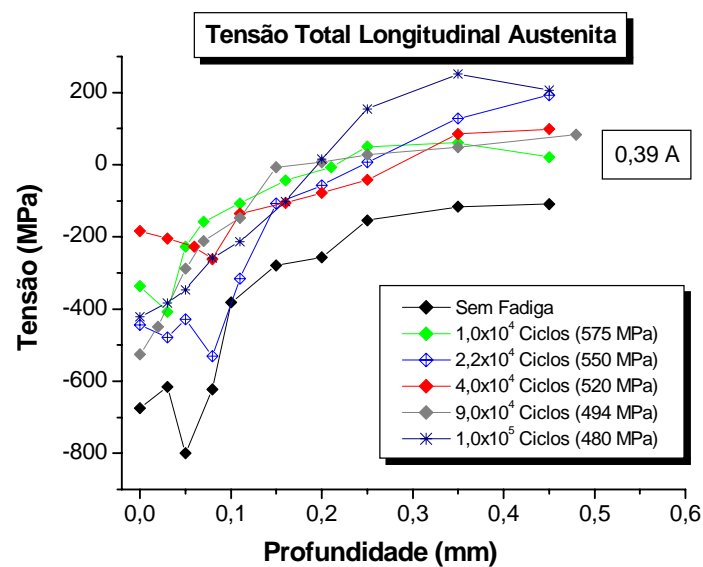


Figura IV.4.5. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,39A

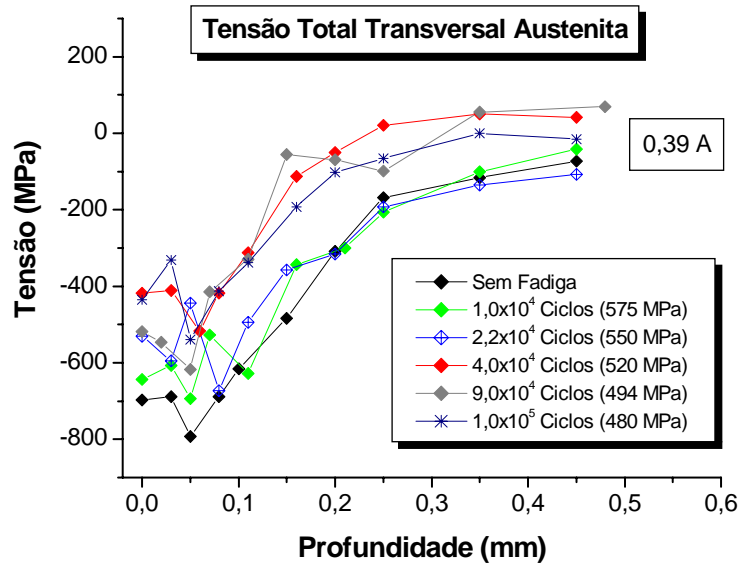


Figura IV.4.6. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,39A

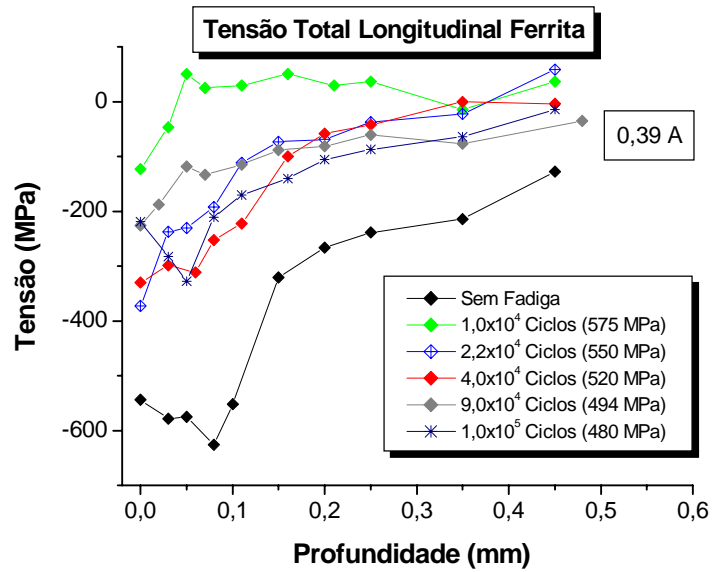


Figura IV.4.7. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,39A

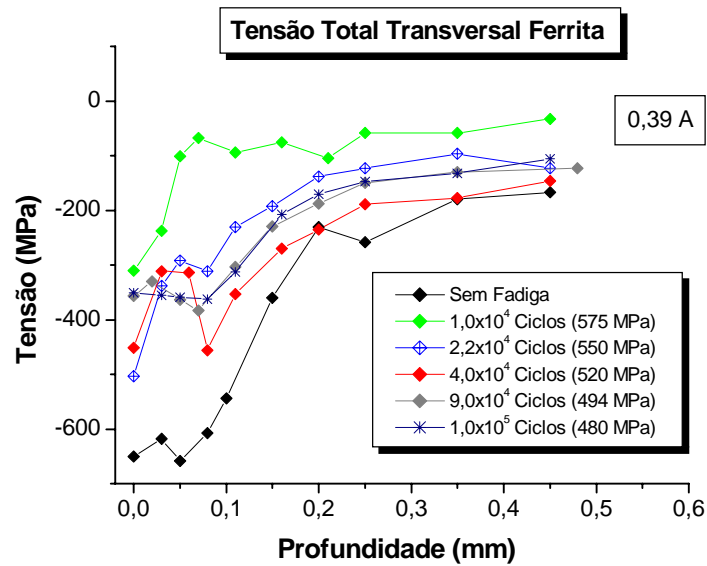


Figura IV.4.8. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,39A

As figuras IV.4.9 e IV.4.10 mostram os CTTRC da austenita nas amostras com a menor intensidade de *shot peening* (0,25A) nas duas direções estudadas em regime de médio ciclo. Pode ser observado para todas as condições de carregamento cíclico executado, que ocorre relaxação dos CTTRC na direção longitudinal, sendo o maior alívio observado na amostra que estava sujeita à condição intermediária com $1,2 \times 10^5$ ciclos, em 460MPa de carregamento por flexão alternada.

Na direção transversal a amostra sujeita à condição intermediária foi a única que apresentou relaxação do CTTRC. As demais condições aliviaram apenas as tensões residuais abaixo da superfície ou a partir da profundidade de 0,05 mm, figura IV.4.10.

As figuras IV.4.11 e IV.4.12 mostram os CTTRC da ferrita para as amostras sujeitas a menor intensidade de *shot peening* (0,25A). Pode ser observado que ocorreu relaxação dos CTTRC para todas as condições de carregamento cíclico nas direções longitudinal e transversal.

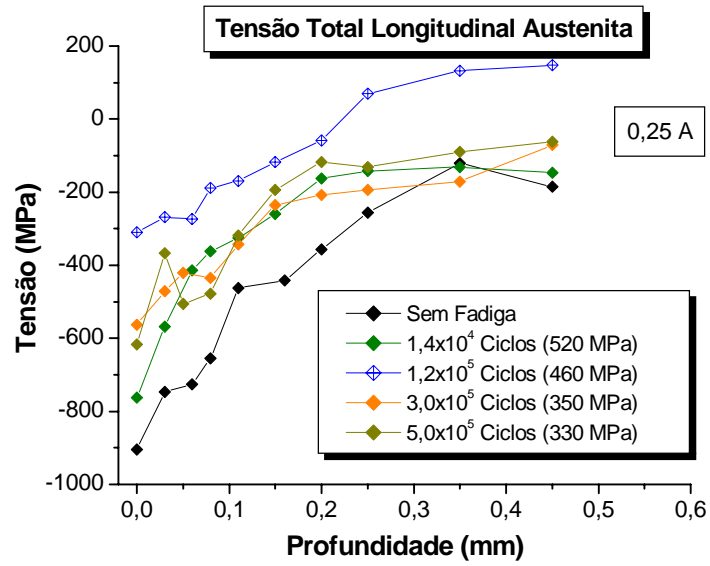


Figura IV.4.9. Campo das tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,25A

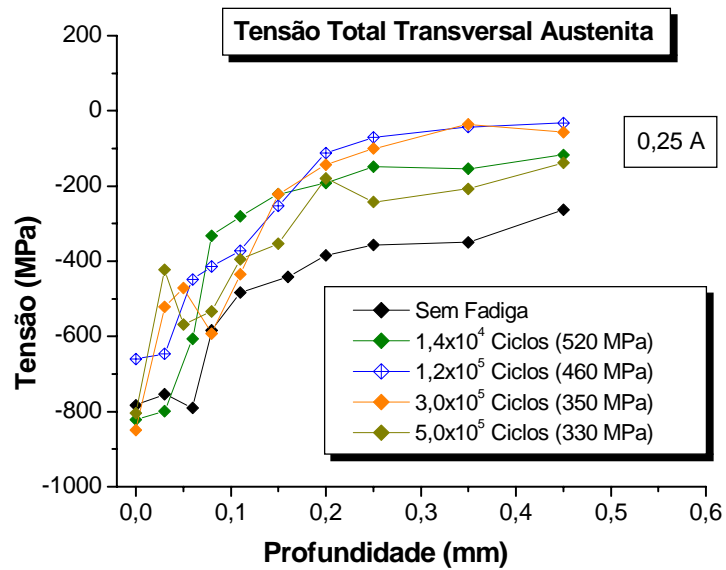


Figura IV.4.10. Campo das tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,25A

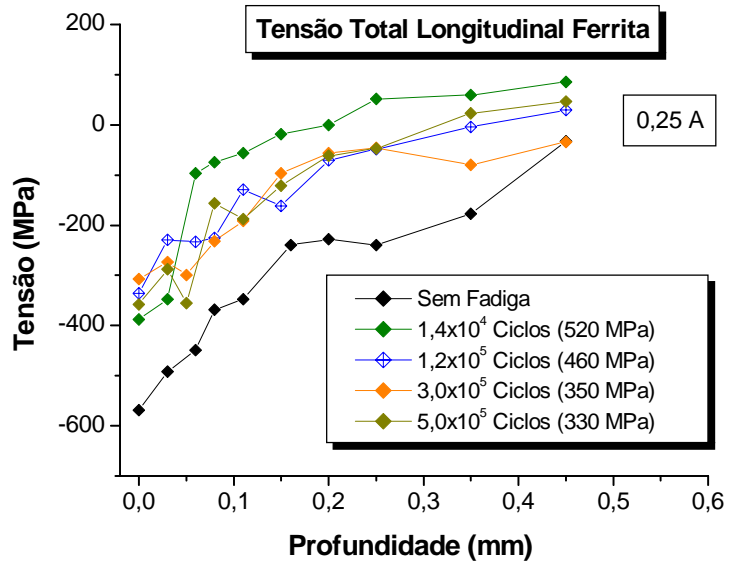


Figura IV.4.11. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,25A

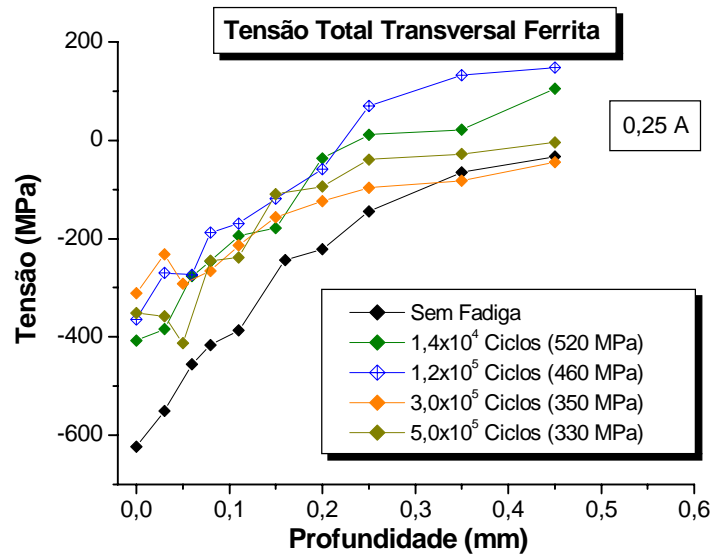


Figura IV.4.12. Campo das tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal antes da fadiga e em médio ciclo com *shot peening* de 0,25A

Observou-se que nas amostras sujeitas a maior intensidade de *shot peening* (0,39A), ocorreu o maior alívio dos CTTRC na austenita, para os níveis menores de carregamento cíclico, na direção transversal. Este comportamento pode ter sido fruto do endurecimento nesta fase, para os níveis de carregamentos cíclicos maiores, impedindo a relaxação do CTTRC nestas condições. Entretanto, para a direção longitudinal este mesmo comportamento não pode ser observado, figuras IV.4.5 e IV.4.6.

Na fase ferrítica, das amostras sujeitas a maior intensidade de *shot peening* (0,39A), a que teve o maior carregamento cíclico apresentou o maior alívio no CTTRC nas duas direções, indicando que nesta fase o alívio do CTTRC teve correlação mais forte com o nível de carregamento cíclico empregado, figuras IV.4.7 e IV.4.8.

As amostras com menor intensidade de *shot peening* (0,25A) em regime de médio ciclo apresentaram uma correlação fraca do nível de carregamento cíclico aplicado e o alívio dos CTTRC nas duas fases e direções estudadas, ou seja, os quatro níveis de tensões cíclicas empregados aliviaram os CTTRC em intensidades semelhantes, com exceção da austenita na direção longitudinal que apresentou maior relaxação do CTTRC na condição intermediária de $1,2 \times 10^5$ ciclos, em 460 MPa de carga cíclica. Este comportamento pode ser atribuído ao fato de uma menor intensidade de *shot peening* necessitar de uma menor energia para reverter os CTTRC induzidos pelo tratamento mecânico, resultando em correlação fraca do carregamento cíclico usado e a relaxação do CTTRC (figuras de IV.4.9 a IV.4.12).

Ocorreu inversão nas TTRC na ferrita abaixo da superfície, para as amostras sujeitas a menor intensidade de *shot peening* (0,25A), mesmo quando submetidas às cargas cíclicas menores do que as usadas para amostras com a maior intensidade de *shot peening* (0,39A), este comportamento pode explicar o efeito deletério que a menor intensidade de *shot peening* (0,25A) causou nas amostras com número de ciclos superior a $2,0 \times 10^5$, figuras IV.4.7, IV.4.8, IV.4.11 e IV.4.12.

IV.4.3 REGIME DE ALTO CICLO (10^6 e 10^7)

As figuras IV.4.13 e IV.4.14 mostram os CTTRC da austenita, nas amostras com a maior intensidade de *shot peening* (0,39A), em regime de alto ciclo. Pode ser observado na direção longitudinal que a amostra sujeita a maior carga cíclica e maior número de ciclos, foi a única que apresentou relaxação do CTTRC. As outras duas amostras, sujeitas a cargas cíclicas menores, apresentaram apenas alívio TTRC na superfície e próximo a ela, até a profundidade de 0,08mm aproximadamente.

Na direção transversal os CTTRC na austenita mantiveram os mesmos comportamentos observados na direção longitudinal para todas as condições de carregamento cíclico, porém, não houve inversão do sinal das TTRC como foi observado na direção longitudinal a partir da profundidade de 0,25 mm, na amostra sujeita a maior carga cíclica.

As figuras IV.4.15 e IV.4.16 mostram o CTTRC da ferrita, nas amostras com a maior intensidade de *shot peening* (0,39A), em regime de alto ciclo. Pode ser observado na direção longitudinal que ocorreu alívio do CTTRC para todas as condições de carregamento cíclico, sendo o mais pronunciado na amostra sujeita a carga cíclica de 400MPa durante $1,5 \times 10^6$ ciclos.

Na direção transversal ocorreu apenas relaxação do CTTRC da amostra sujeita a carga cíclica de 400MPa durante $1,5 \times 10^6$ ciclos. As outras duas amostras, uma submetida à maior carga cíclica de 465MPa durante $1,0 \times 10^7$ ciclos relaxou o TTRC na superfície e próximo à mesma até a profundidade de 0,08 mm. A segunda amostra apresentou comportamento semelhante, sendo que as TTRC foram aliviadas até a profundidade de 0,15 mm.

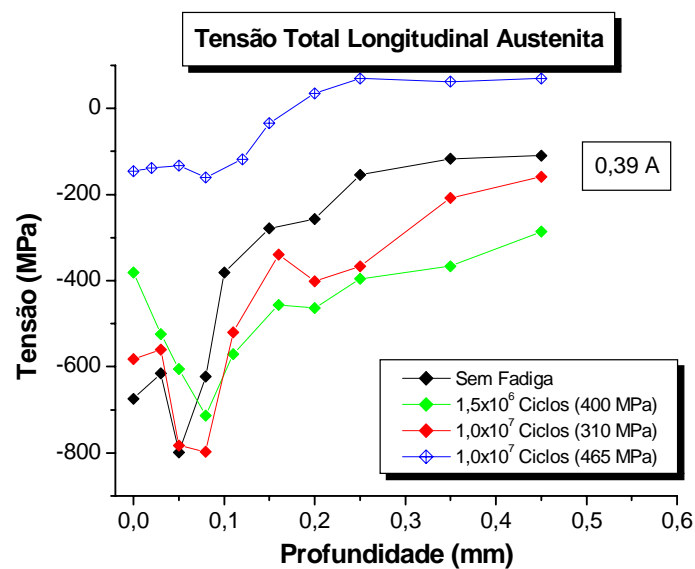


Figura IV.4.13. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,39A

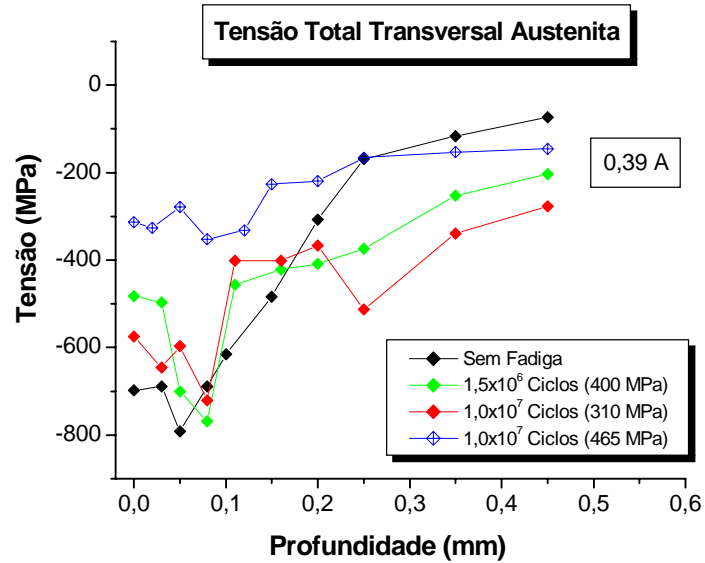


Figura IV.4.14. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,39A

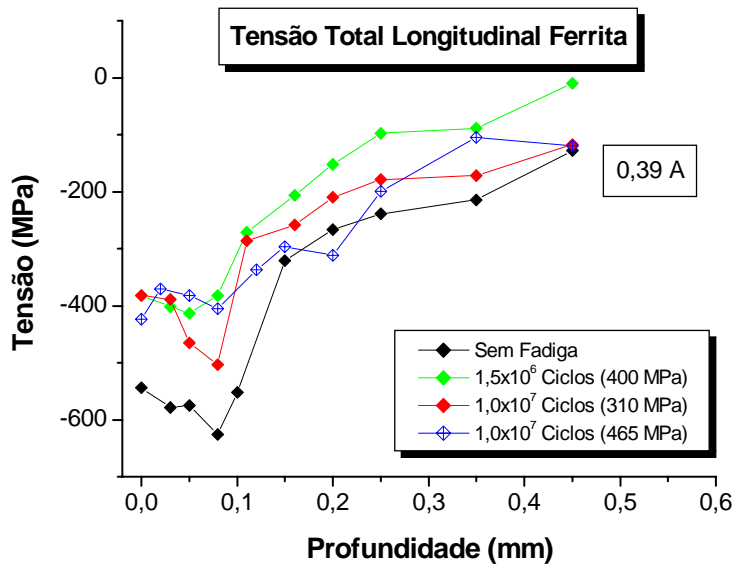


Figura IV.4.15. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,39A

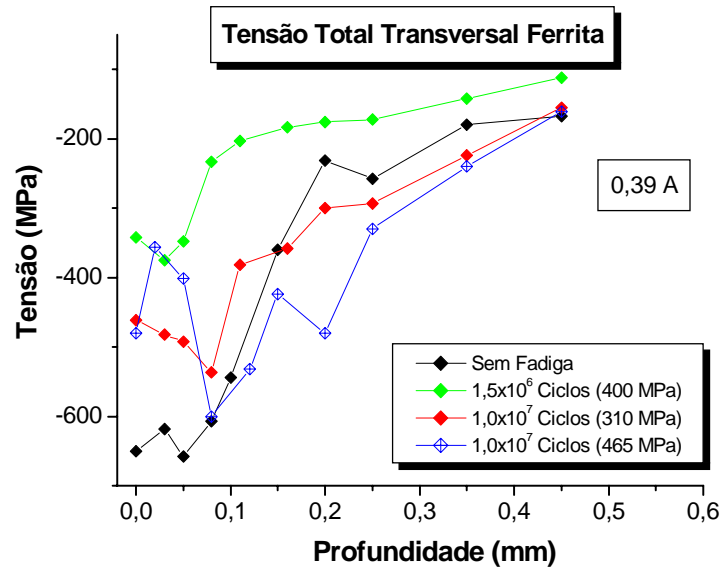


Figura IV.4.16. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal e em alto ciclo com *shot peening* de 0,39A

As figuras IV.4.17 e IV.4.18 mostram os CTTRC da austenita, para as amostras com a maior intensidade de *shot peening* (0,25A), em regime de alto ciclo. Pode ser observado na direção longitudinal que duas das três condições de carregamento cíclico, propiciaram relaxação do CTTRC, porém, uma das amostras, sujeita a menor carga cíclica, apresentou alívio das TTRC tão somente na superfície e abaixo dela até a profundidade de 0,10 mm.

Na direção transversal o mesmo comportamento foi observado, ou seja, duas das três condições de carregamentos cíclicos apresentaram relaxação considerável do CTTRC e a mesma amostra que foi observada na direção longitudinal, também relaxou TTRC até a profundidade de 0,10mm a partir da superfície.

As figuras IV.4.19 e IV.4.20 mostram os CTTRC da ferrita, para as amostras com a menor intensidade de *shot peening* (0,25A), em regime de alto ciclo. Pode ser observado na direção longitudinal que em todas as condições de carregamento cíclico ocorreu relaxação do CTTRC, sendo o mais pronunciado na amostra sujeita a maior carga cíclica.

Na direção transversal as amostras apresentaram comportamento semelhante ao observado na direção longitudinal.

As figuras IV.4.17 a IV.4.20 possuem duas curvas diferentes, porém submetidas as mesmas condições de carregamento cíclico 300MPa até $1,0 \times 10^7$ ciclos.

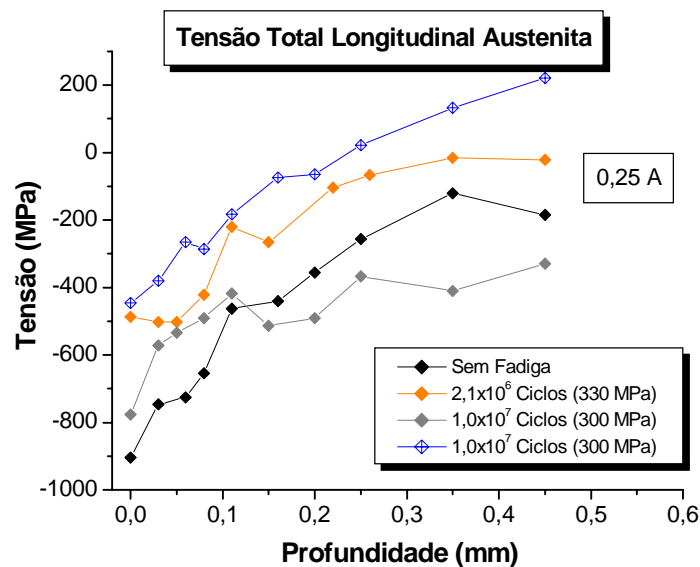


Figura IV.4.17. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,25A

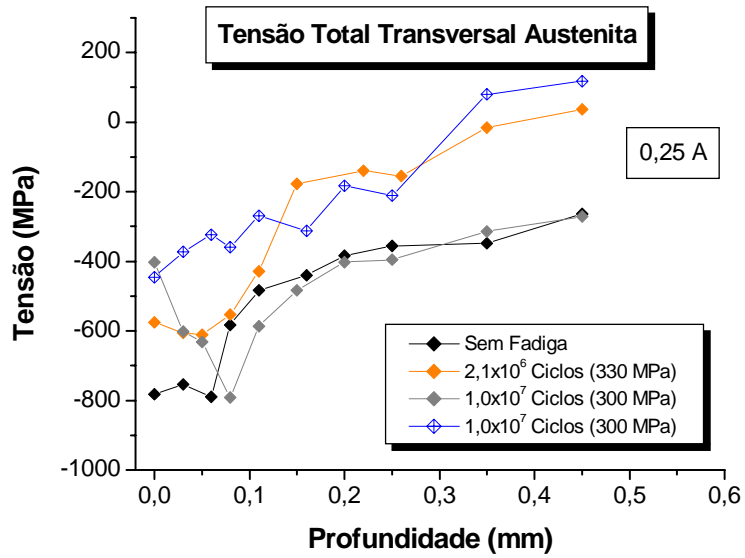


Figura IV.4.18. Campo de tensões totais residuais na fase austenítica na direção transversal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,25A

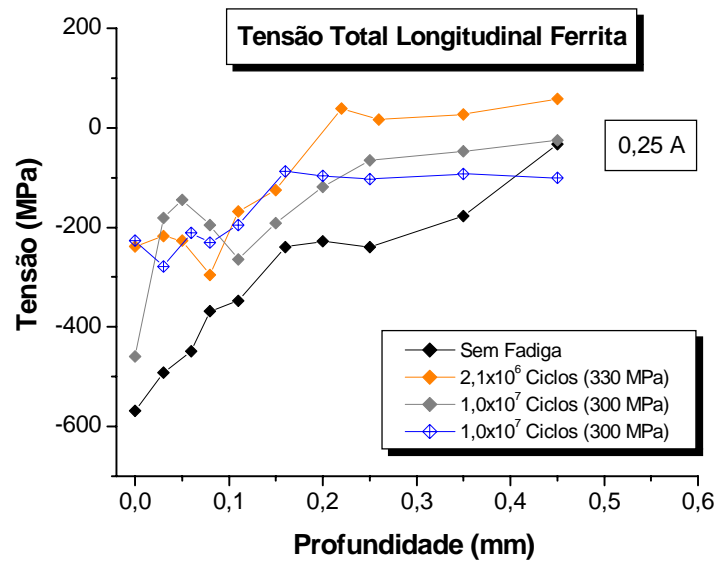


Figura IV.4.19. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção longitudinal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,25A

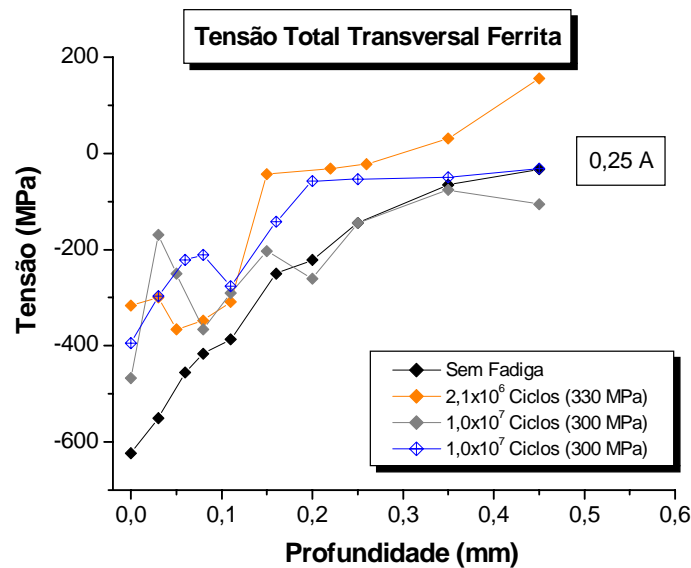


Figura IV.4.20. Campo de tensões totais residuais na fase ferrítica na direção transversal, antes da fadiga e em alto ciclo com *shot peening* de 0,25A

O regime de alto ciclo promoveu maior relaxação dos CTTRC nas amostras que estavam com a menor intensidade de *shot peening* (0,25A), tanto na austenita quanto na ferrita, em cargas cíclicas relativamente pequenas de 300MPa, fazendo com que as regiões abaixo da superfície a partir de 0,20 mm, tivessem valores de tensões trativos,(figuras IV.4.17, IV.4.18, IV.4.19 e IV.4.20), promovendo assim os piores resultados na vida em fadiga do que as amostras sem *shot peening*, em baixas amplitudes de tensões.

As figuras IV.4.13, IV.4.14, IV.4.16 e IV.4.17 mostram uma inversão nos valores das tensões em relação à curva original com *shot peening* apenas. Existem duas possibilidades para este comportamento.

O processo de *shot peening* induziu CTTRC diferenciados para as amostras usadas, ou como a carga cíclica é menor na direção do interior da amostra, a tensão cíclica não relaxou as TTRC existentes abaixo da superfície. Este fenômeno, segundo esta argumentação, seria mais efetivo nas amostras submetidas à fadiga de alto ciclo, já que, sendo baixas as tensões cíclicas aplicadas, as cargas superficiais tornam-se menos preponderantes, facultando às tensões residuais compressivas abaixo da superfície um papel mais importante.

Estudando os gráficos dos comportamentos dos CTTRC na austenita e ferrita para as duas condições de *shot peening*, nos regimes de baixo, médio e alto ciclo, pode-se afirmar que em todos os regimes cíclicos estudados, ocorreu relaxação do CTTRC nas direções longitudinal e transversal, nas duas fases presentes no aço inoxidável duplex. Entretanto, este alívio do CTTRC foi mais pronunciado na direção longitudinal, o que deve estar relacionado ao fato do carregamento cíclico ter sido aplicado nesta direção.

A fase ferrítica apresentou maior relaxação do CTTRC do que a fase austenítica em todas as condições de carregamento cíclico e nas duas intensidades de *shot peening* estudadas.

O CTTRC permaneceu mais estável na austenita, nas duas direções estudadas, principalmente para maior intensidade *shot peening* utilizada. Este comportamento pode estar relacionado ao encruamento mais rápido que ocorre na fase austenítica, principalmente para as maiores cargas cíclicas, conforme Chai [22] mostra na figura II.9.1.

A maior intensidade de *shot peening* (0,39A) foi a que apresentou os melhores resultados em fadiga. Observando os gráficos após o *shot peening* nas duas intensidades, figuras IV.3.1 e IV.3.2, pode-se observar que apesar da menor intensidade

de *shot peening* (0,25A) ter resultado em uma maior tensão total residual compressiva na austenita, este valor máximo ocorreu na superfície. Esta característica não promove barreiras para a propagação de trincas que porventura, possam se formar na superfície da amostra, diferentemente das tensões totais residuais compressivas máximas que se estabelecem, abaixo da superfície que se tornam barreiras para a propagação de trincas que se formam na superfície. Este argumento pode ser considerado o mais importante para explicar o comportamento observado na figura (IV.2.1), na qual observa-se que em alto ciclo o *shot peening* de menor intensidade não promoveu melhoria na vida em fadiga.

Complementarmente, pelo mesmo conceito definido acima para fase austenítica as tensões totais residuais compressivas máximas que ocorreram abaixo da superfície também na ferrita, figuras IV.3.1 e IV.3.2, nas amostras sujeitas a maior intensidade de *shot peening* (0,39A), se somam as da austenita e intensificam o efeito de barreiras para a propagação de trincas que se formam na superfície.

Este comportamento foi observado por Torres et al [53] que observaram a formação de trincas na superfície em algumas amostras, e reportaram que elas tiveram a mesma vida em fadiga do que amostras que apresentaram trincas surgidas abaixo da superfície.

Não ficou clara uma relação entre o nível de carregamento cíclico, o número de ciclos em fadiga e a variação do CTTRC medidas nas duas fases, tal como foi observado por Kodama [44], apresentado nas figuras II.8.6, II.8.7, II.8.8, II.8.9 e II.8.10.

IV.5 MACROTENSÕES RESIDUAIS

Neste capítulo apresentaremos os resultados dos campos de macrotensões residuais compressivas (CMRC) que foram obtidos após a separação das tensões do tipo I e tipo II, utilizando as equações III.2.1 e II.2.2.

As figuras IV.5.1, IV.5.2 apresentam os CMRC para as duas condições de *shot peening* (0,39 A e 0,25A), nas direções longitudinal e transversal.

Os CMRC, para as duas direções estudadas, após o tratamento de *shot peening* nas duas intensidades utilizadas, tiveram comportamento semelhante, com exceção do campo na direção longitudinal para *shot peening* de 0,25A, que apresentou a macrotensão residual compressiva máxima (MRCM) na superfície.

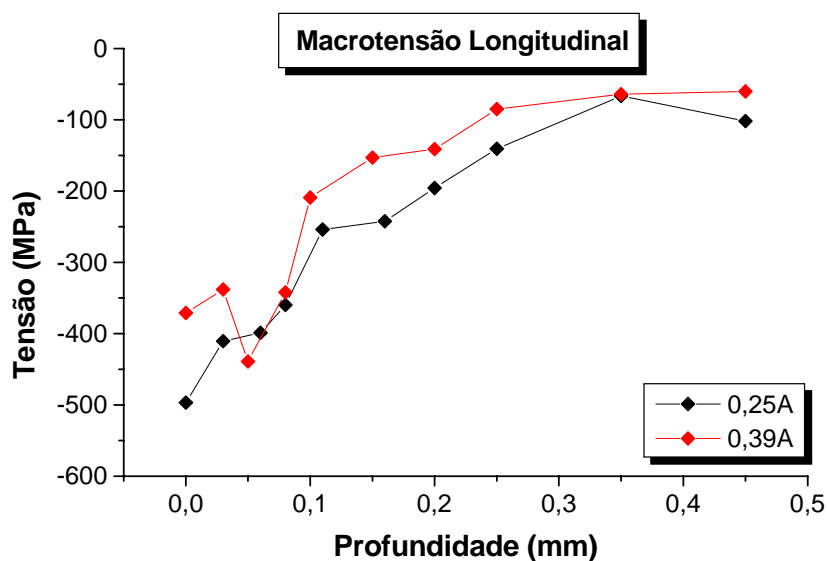


Figura IV.5.1. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* em 0,25A e 0,39A

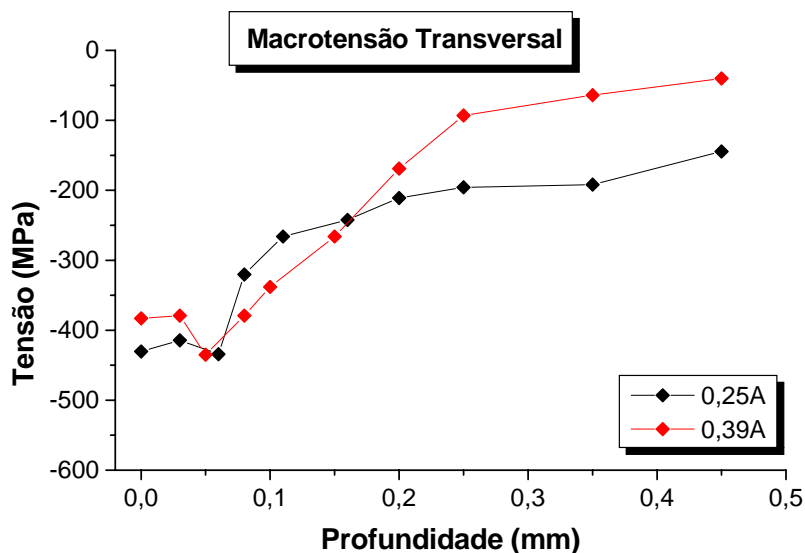


Figura IV.5.2. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* em 0,25A e 0,39A

IV.6. RELAXAÇÃO DAS MACROTENSÕES RESIDUAIS

Da figura IV.6.1 a figura IV.6.10 apresentam os CMRC obtidos após o emprego das duas intensidades de *shot peening*, seguido de fadiga por flexão alternada, em regime de baixo, médio e alto ciclo, nas direções longitudinal e transversal à direção de carregamento cíclico.

IV.6.1 REGIME DE BAIXO CICLO (10^3)

As figuras IV.6.1.e IV.6.2 mostram os CMRC das amostras sujeitas as duas intensidades de *shot peening* (0,39A e 0,25A) em regime de baixo ciclo nas duas direções estudadas. O maior alívio dos CMRC foi observado na amostra sujeita a menor intensidade de *shot peening* (0,25A), mesmo submetida a uma carga cíclica menor. Comportamento semelhante ao observado para o campo de tensões totais residuais

compressivas da fase austenítica, figura IV.4.2, refletindo que uma menor energia foi gasta para reverter o CMRC, induzido pelo processo de *shot peening*, na menor intensidade.

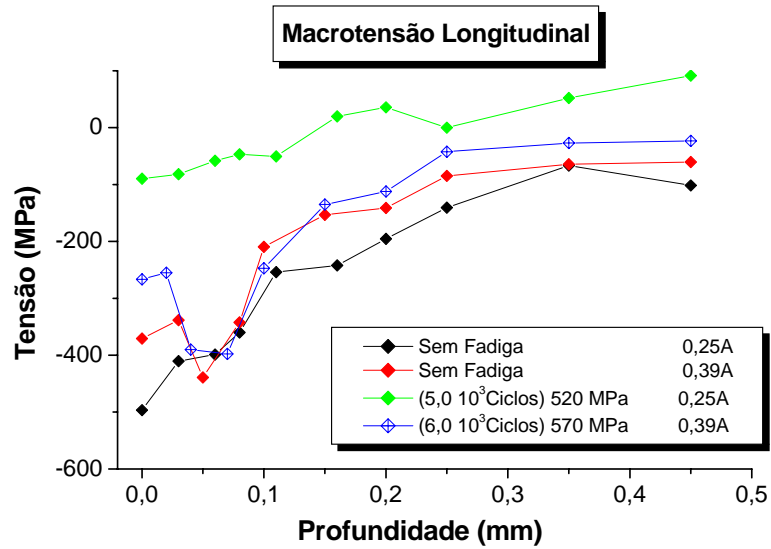


Figura IV.6.1. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A e 0,25A, após baixo ciclo

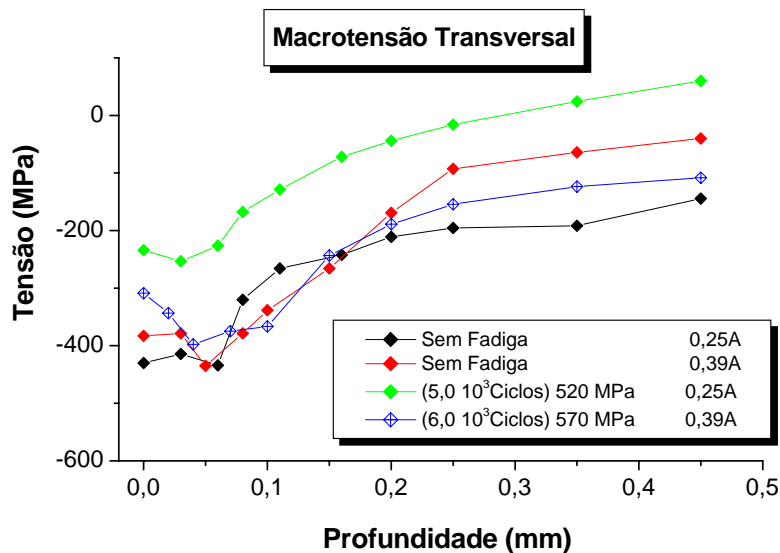


Figura IV.6.2. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A e 0,25A, após baixo ciclo

IV.6.2 REGIME DE MÉDIO CICLO (10^4 e 10^5)

As figuras IV.6.3.e IV.6.4 mostram que as amostras sujeitas a maior intensidade de *shot peening* (0,39A) apresentaram alívio do CMRC em todas as condições de carregamento cíclico estudadas no regime de médio ciclo, sendo que, o maior alívio foi observado na amostra sujeita ao carregamento cíclico intermediário ($4,0 \times 10^4$ ciclos em 520 MPa). Este efeito foi mais pronunciado na direção longitudinal.

As figuras IV.6.5 e IV.6.6 mostram que todas as amostras sujeitas a menor intensidade de *shot peening* (0,25A), em regime de médio ciclo, tiveram alívio do CMRC, sendo que, o efeito mais pronunciado, foi observado na amostra que estava sujeita a condição intermediária de carregamento cíclico ($1,2 \times 10^5$ ciclos em 460 MPa) na direção longitudinal, semelhante ao ocorrido para a maior intensidade de *shot peening* (0,39A).

Conforme pode ser observado, uma maior relaxação dos CMRC foi observado na direção longitudinal, devido ao emprego do carregamento cíclico nesta direção. Também pode ser observado que está maior relaxação foi mais evidenciada na menor intensidade de *shot peening* (0,25A), pelo mesmo motivo exposto para o regime de baixo ciclo.

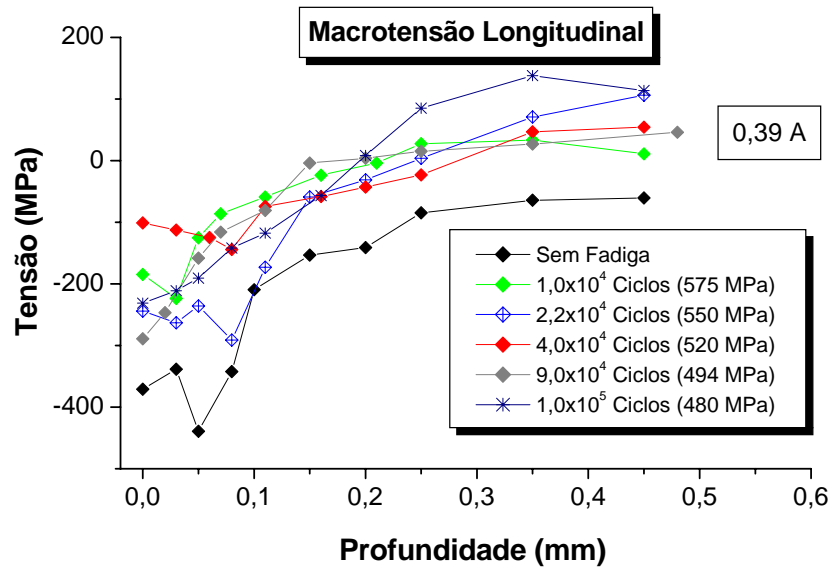


Figura IV.6.3. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, após médio ciclo

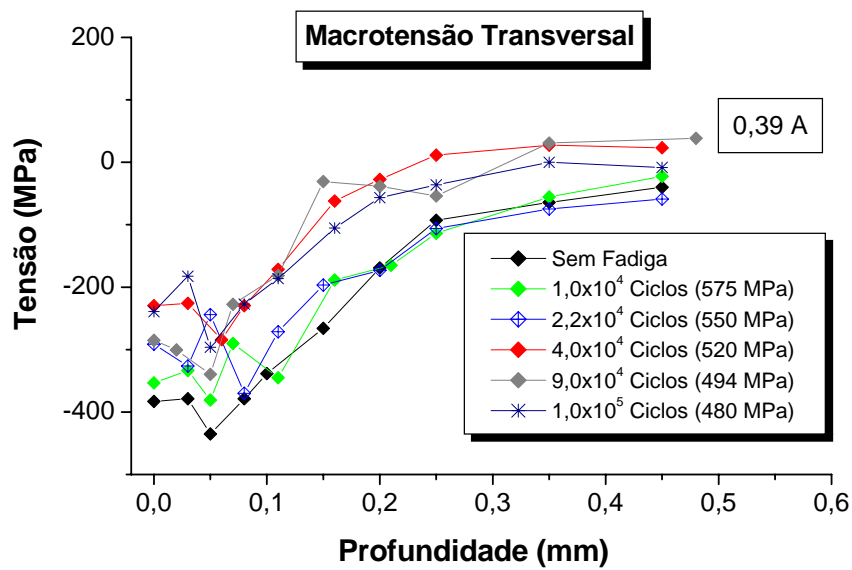


Figura IV.6.4. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, após médio ciclo

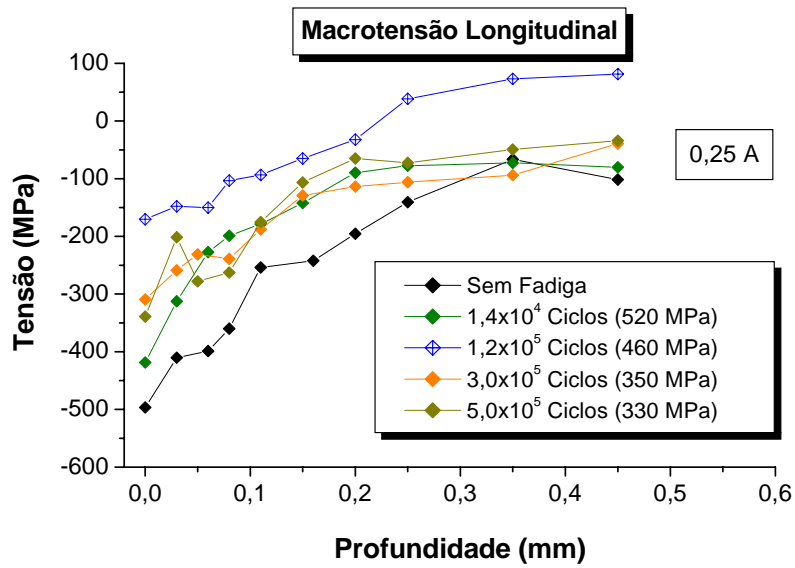


Figura IV.6.5. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, após médio ciclo

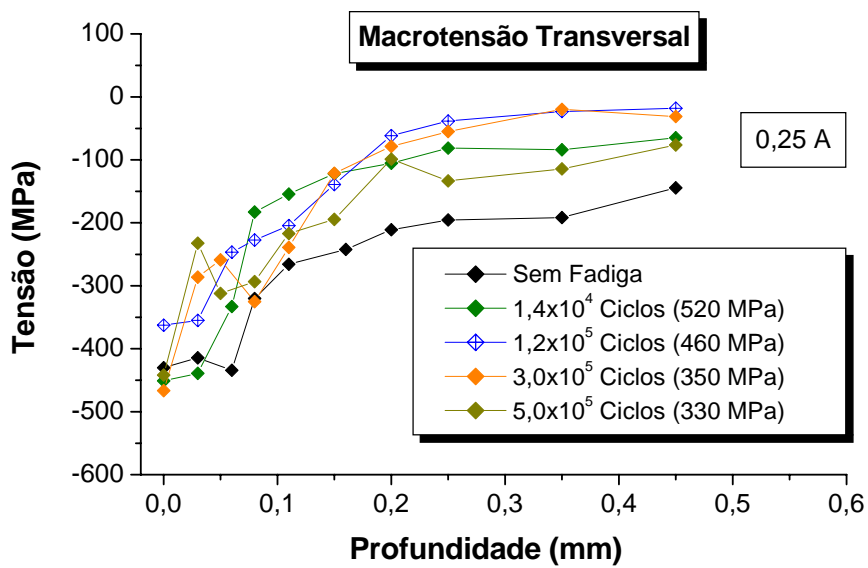


Figura IV.6.6. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, após médio ciclo

IV.6.3 REGIME DE ALTO CICLO (10^6 e 10^7)

As figuras IV.6.7 e IV.6.8 mostram o CMRC das amostras com a maior intensidade de *shot peening* (0,39A) nas direções longitudinal e transversal. Pode ser observado na direção longitudinal que a amostra sujeita a maior carga cíclica e maior número de ciclos foi a única que apresentou relaxação total do CMRC.

A amostra sujeita a carga cíclica de 400MPa durante $1,5 \times 10^6$ ciclos de fadiga apresentou apenas alívio de tensões na superfície e próximo a ela até a profundidade de 0,10 mm. A terceira condição de carregamento apresentou um pequeno alívio de tensões na superfície da amostra, comportamento semelhante ao observado a tensão total residual compressiva na austenita (figura IV.4.14).

Na direção transversal, os CMRC mantiveram o mesmo comportamento da direção longitudinal, para todas as condições de carregamento em alto ciclo, porém não houve inversão do sinal das tensões como foi observado na direção longitudinal a partir da profundidade de 0,25 mm na amostra sujeita a maior carga cíclica.

As figuras IV.6.9 e IV.6.10 mostram o CMRC das amostras com a menor intensidade de *shot peening* (0,25A). Pode ser observado na direção longitudinal que ocorreu alívio do CMRC para duas condições de carregamento cíclico, sendo que o mais pronunciado foi observado na amostra sujeita a carga cíclica de 300MPa durante $1,0 \times 10^7$ ciclos.

A direção transversal os CMRC das amostras tiveram comportamento semelhante ao observado na direção longitudinal.

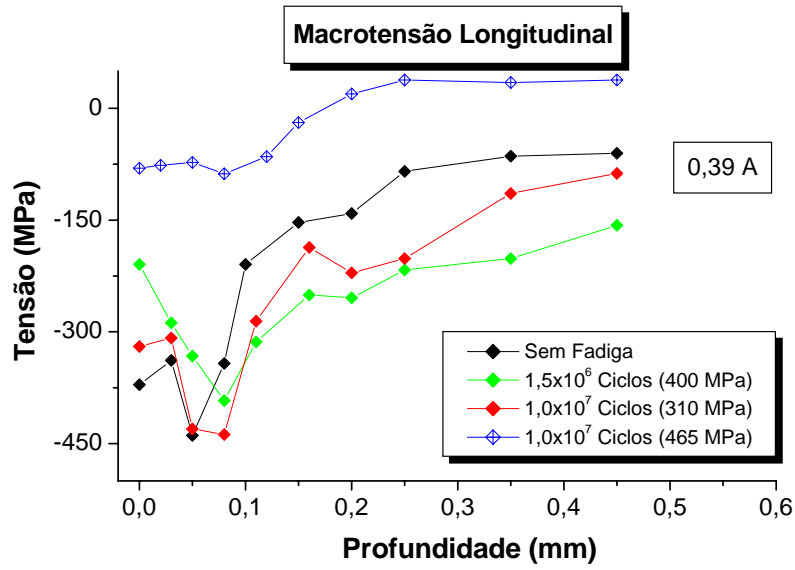


Figura IV.6.7. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A , após alto ciclo

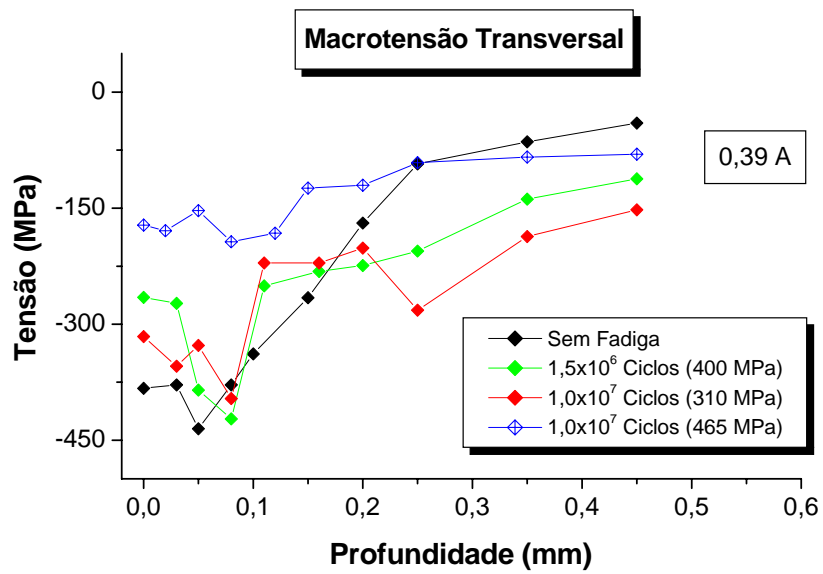


Figura IV.6.8. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, após alto ciclo

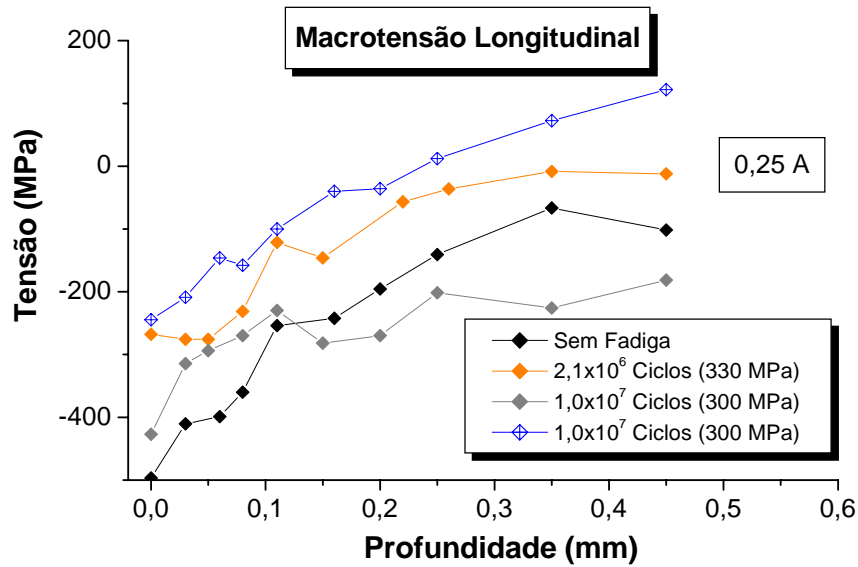


Figura IV.6.9. Campo de macrotensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, após alto ciclo

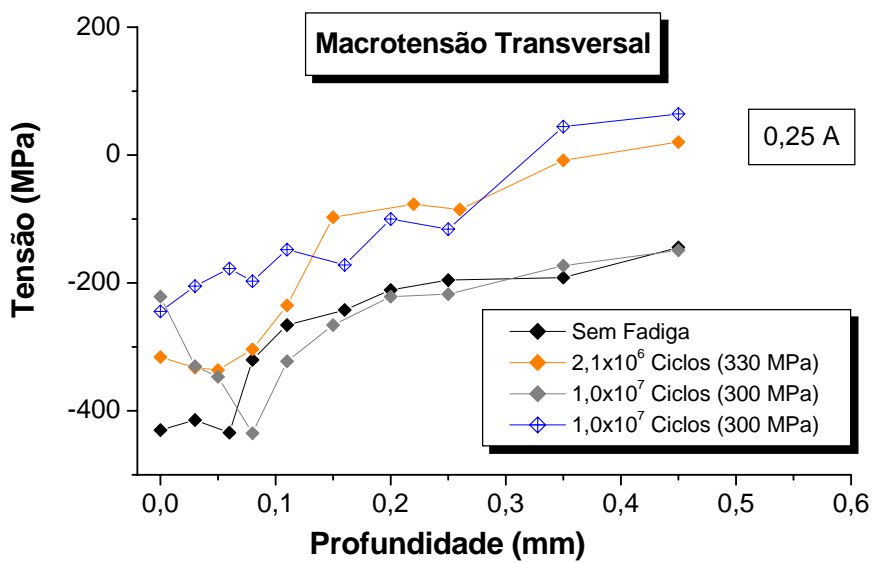


Figura IV.6.10. Campo de macrotensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, após alto ciclo

Observando os CMRC no regime de alto ciclo, podemos notar que a maior relaxação foi observada na direção longitudinal nas duas intensidades de *shot peening*, pelo mesmo motivo exposto para o regime de baixo e médio ciclo.

Os CMRC induzidos na menor intensidade de *shot peening* (0,25A) foram facilmente revertidos, ou seja, mesmo em baixas amplitudes de tensões, foi possível encontrar macrotensões trativas no interior das amostras (figuras IV.6.9 e IV.6.10). Este comportamento explica os resultados deletérios que esta intensidade de *shot peening* induziu no aço em relação ao material sem tratamento superficial de *shot peening*.

Os CMRC nas amostras com maior intensidade de *shot peening* são mais estáveis, já que uma maior amplitude de tensão foi necessária para aliviar estes campos nos mesmos níveis observados nas amostras com menor intensidade de *shot peening*.

Observando os gráficos dos CMRC, para as duas intensidades de *shot peening* estudadas, no regime de baixo, médio e alto ciclo, pode-se afirmar que:

- Os CMRC são mais estáveis para a maior intensidade de *shot peening*, ou seja, foi necessária uma maior amplitude de tensão (energia) para obter o mesmo alívio dos CMRC nas amostras com menor intensidade de *shot peening*.
- A direção longitudinal foi a que apresentou maior relaxação dos CMRC, devido principalmente ao emprego da carga cíclica nesta direção.
- Utilizando o mesmo carregamento em regime de alto ciclo nas amostras com as duas intensidades de *shot peening* observou-se que os CMRC aliviam mais rapidamente para as amostras que estavam com a menor intensidade de *shot peening* (0,25A), figuras IV.6.7, IV.6.8, IV.6.9, IV.6.10. Este comportamento explica o melhor desempenho em carregamento cíclico das amostras que estavam com maior intensidade de *shot peening*.

As mesmas argumentações usadas para o comportamento dos CTTRC, podem ser utilizadas para CMRC, principalmente para o regime de alto ciclo.

IV.7 MICROTENSÕES RESIDUAIS

Neste capítulo são apresentados os resultados dos campos das microtensões residuais (CMIR) que foram obtidos após a separação das tensões do tipo I e tipo II, utilizando as equações III.2.1 e II.2.2.

As figuras IV.7.1, IV.7.2 apresentam os CMIR para as duas condições de *shot peening* utilizadas, nas direções longitudinal e transversal ao carregamento cíclico empregado, nas duas fases, austenita e ferrita, antes da fadiga.

As figuras IV.7.1, IV.7.2 mostram o CMIR na austenita nas direções longitudinal e transversal, da amostra com a maior intensidade de *shot peening* (0,39A). Pode ser observado que o CMIR na austenita é trativo e a ferrita é compressivo, satisfazendo a condição de equilíbrio. Entretanto, para a amostra sujeita a menor intensidade de *shot peening* (0,25A), o comportamento observado acima, não é mantido.

A indução do CMIR trativo na austenita pode ser atribuído ao maior endurecimento na fase austenítica do que na fase ferrítica, devido ao maior teor de nitrogênio nesta fase, como supôs Inal et al [38].

Chai [22] comprovou através de microdureza, que a austenita endurece mais rapidamente do que a ferrita em cargas cíclicas maiores do que o limite de escoamento do material (figura II.9.1).

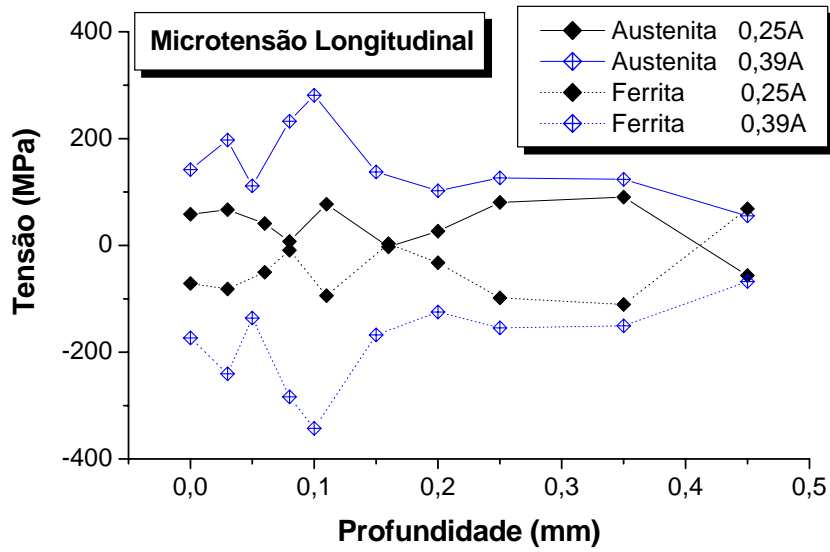


Figura IV.7.1. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A e 0,39A, nas fases austenítica e ferrítica

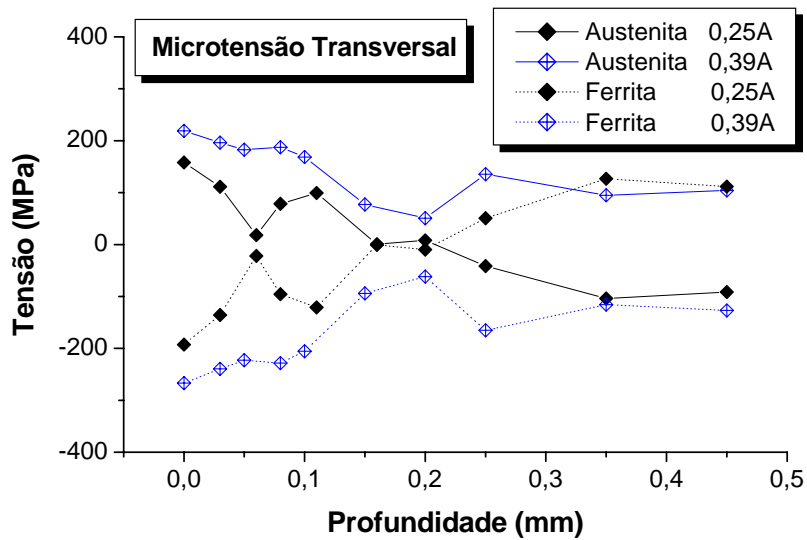


Figura IV.7.2. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A e 0,39A, nas fases austenítica e ferrítica.

IV.8. RELAXAÇÃO DAS MICROTENSÕES RESIDUAIS

As figuras IV.8.1 a IV.8.20 apresentam os CMIR obtidos após o emprego das duas intensidades de *shot peening*, seguido de fadiga por flexão alternada, em regime de baixo, médio e alto ciclo, nas direções longitudinal e transversal à direção carregamento cíclico, nas duas fases.

IV.8.1 REGIME DE BAIXO CICLO (10^3)

As figuras IV.8.1, IV.8.2, IV.8.3, IV.8.4 mostram os CMIR das amostras com *shot peening* de (0,25A e 0,39A), nas duas direções estudadas, das fases austenítica e ferrítica, após regime de baixo ciclo.

Na figura IV.8.1 pode ser observado a inversão dos CMIR da austenita e da ferrita na direção longitudinal, após carregamento cíclico, até a profundidade de 0,25 mm, em relação aos CMIR originais após aplicação de *shot peening* com 0,39A.

Na direção transversal este comportamento não foi observado, ocorreu tão somente, alívio dos CMIR após carregamento cíclico, sem que houvesse a inversão, figura IV.8.2.

Os CMIR na direção longitudinal nas amostras com menor intensidade de *shot peening* (0,25A), em baixo ciclo, somente foram aliviadas para profundidade abaixo de 0,20 mm, sem que houvesse inversão no sinal, tanto na fase ferrítica quanto na fase austenítica, figura IV.8.3.

Na direção transversal os CMIR das amostras com a menor intensidade de *shot peening* são quase que totalmente aliviados, figura IV.8.4.

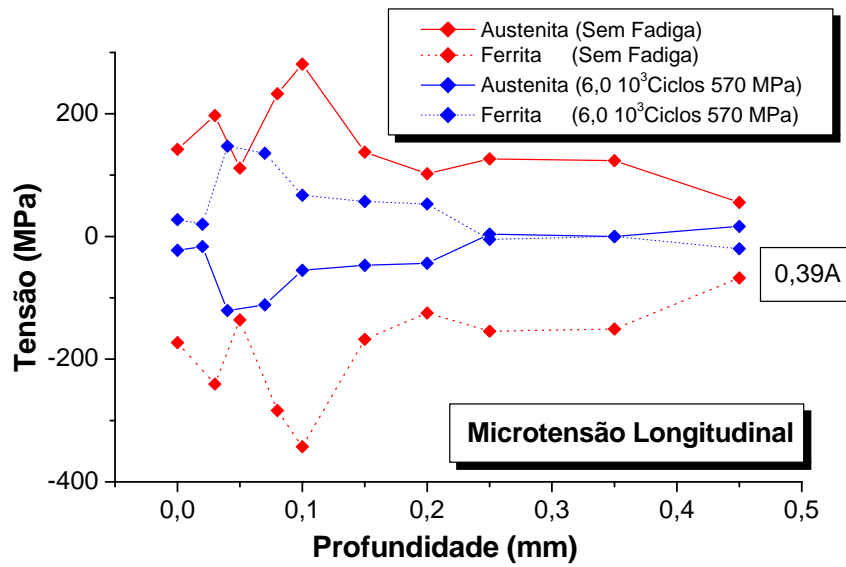


Figura IV.8.1. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, nas fases austenítica e ferrítica

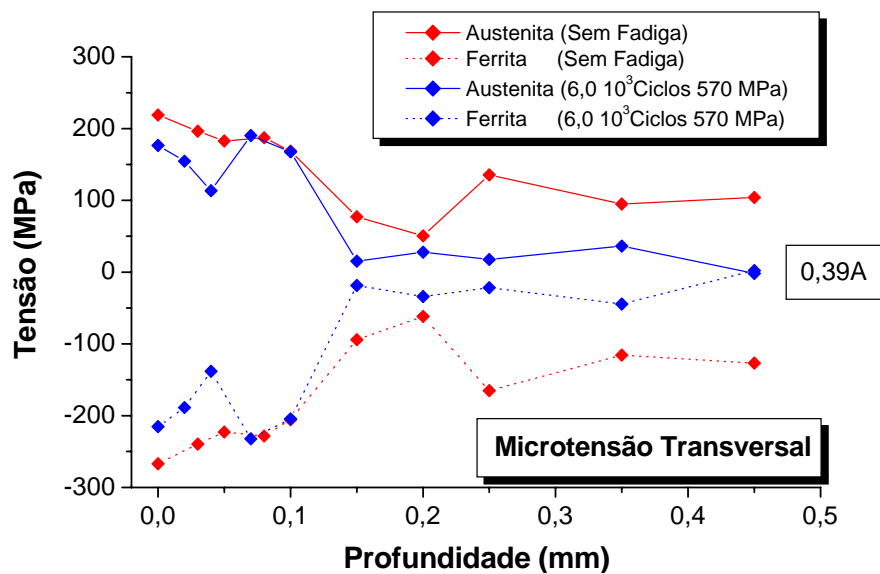


Figura IV.8.2. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, nas fases austenítica e ferrítica

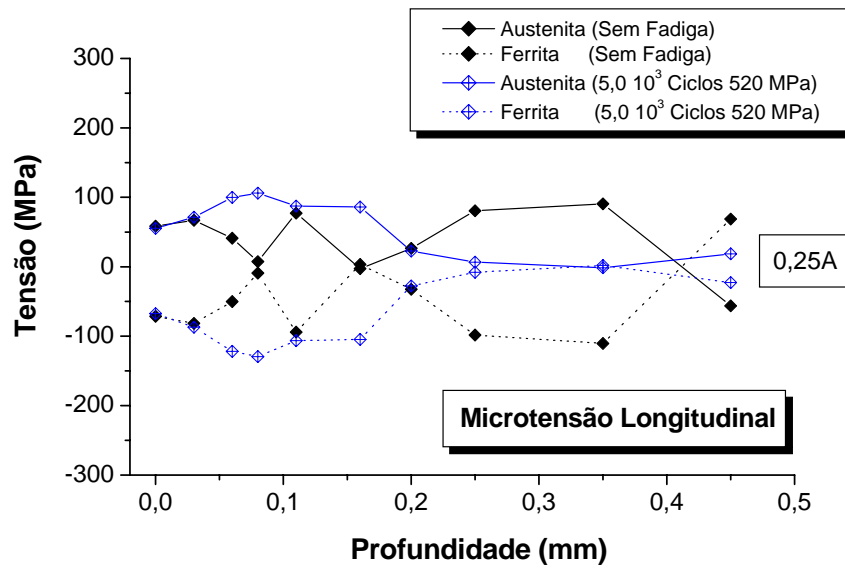


Figura IV.8.3. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, nas fases austenítica e ferrítica

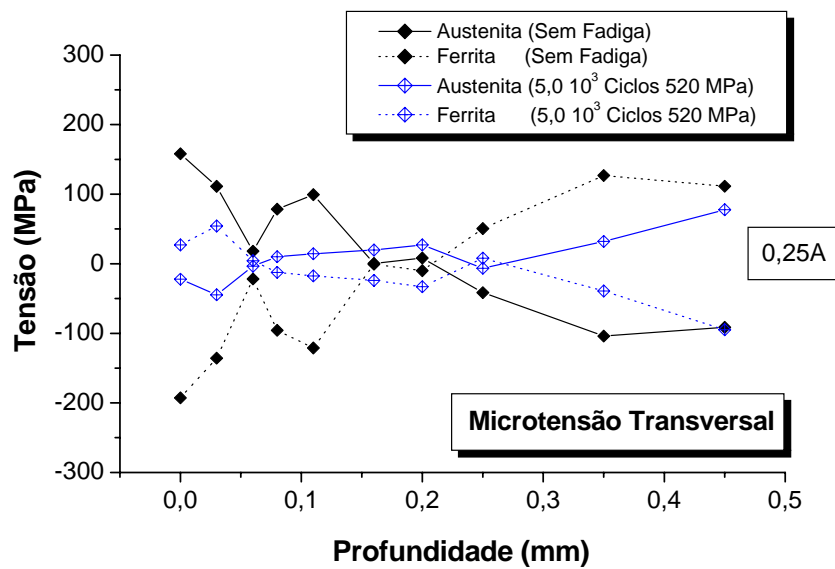


Figura IV.8.4. Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, nas fases austenítica e ferrítica

IV.8.2 REGIME DE MÉDIO CICLO (10^4 e 10^5)

As figuras IV.8.5, IV.8.6, IV.8.7, IV.8.8 mostram os CMIR nas amostras sujeitas a maior intensidade de *shot peening* (0,39A), em regime de médio ciclo. Foi observado que a amostra submetida ao maior carregamento cíclico nas duas direções, longitudinal e transversal, foi a que apresentou maior variação no CMIR.

As figuras IV.8.9, IV.8.10 mostram que os CMIR na direção longitudinal, das amostras com menor intensidade de *shot peening* (0,25A), tanto na ferrita quanto na austenita, apresentaram comportamento semelhante ao observado nas amostras submetidas à maior intensidade de *shot peening* (0,39A), ou seja, a amostra sujeita a maior carga cíclica foi a que apresentou maior alívio nos CMIR. Entretanto, este mesmo comportamento não pode ser observado para as microtensões transversais, figuras IV.8.11 e IV.8.12.

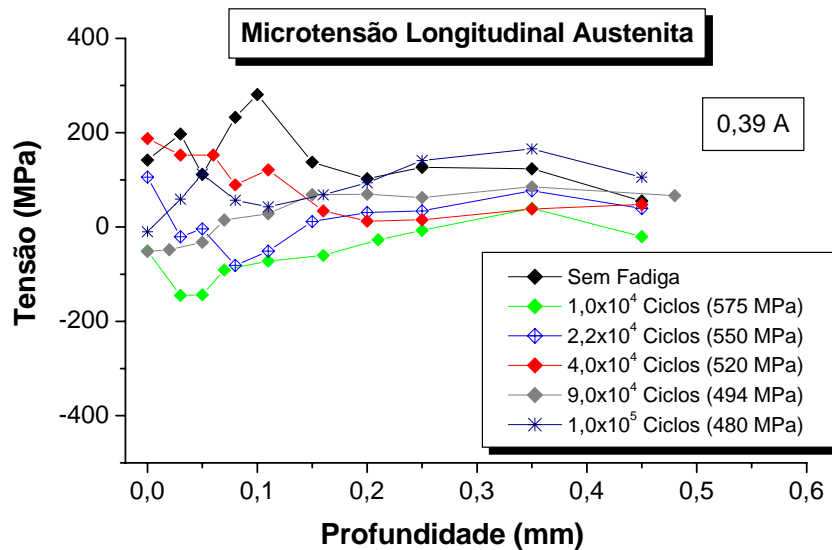


Figura IV.8.5. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase austenítica.

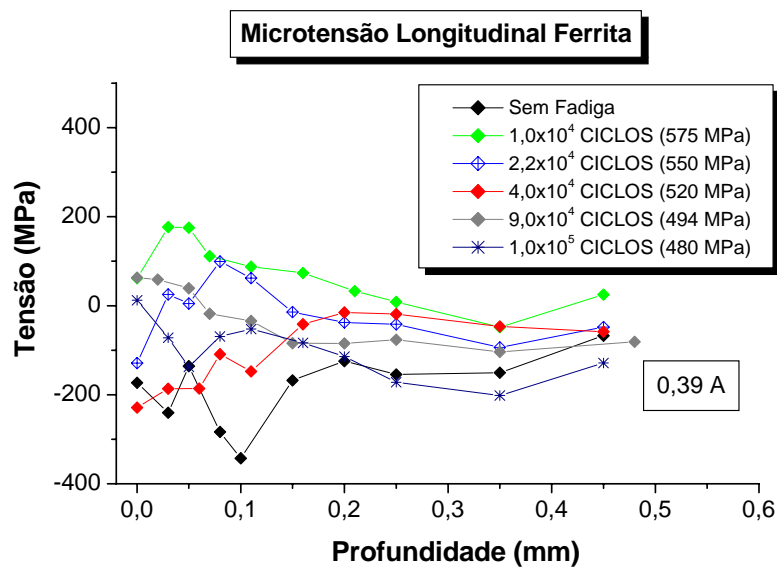


Figura IV.8.6. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase ferrítica.

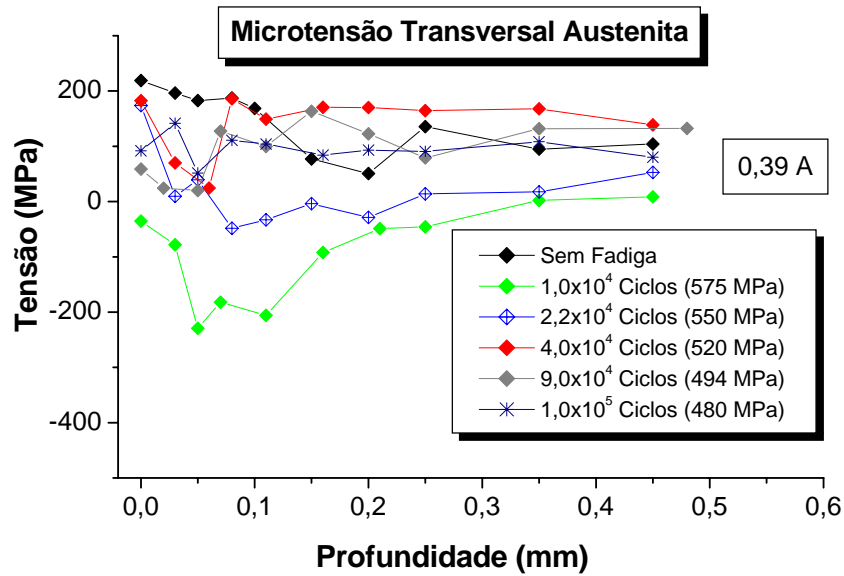


Figura IV.8.7.Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase austenítica

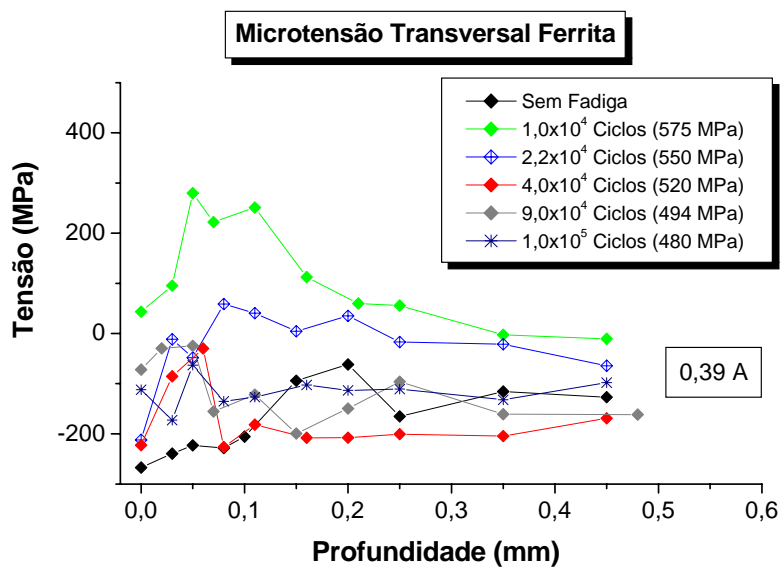


Figura IV.8.8.Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase ferrítica

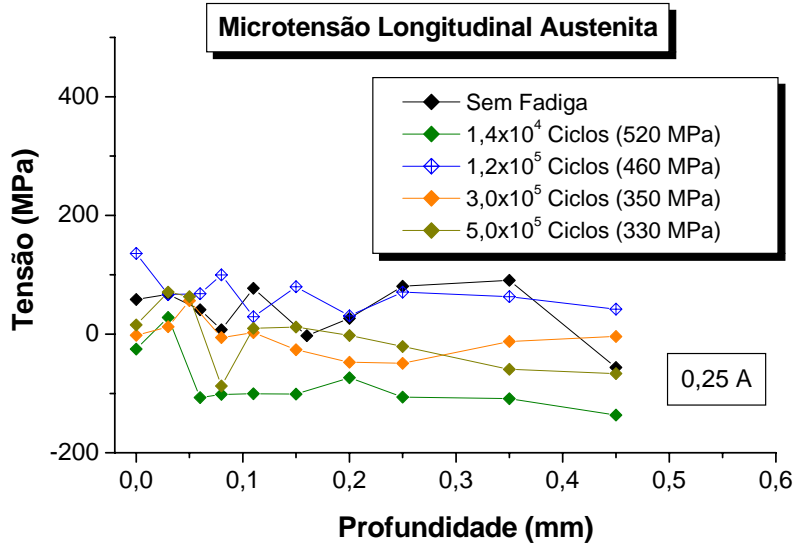


Figura IV.8.9. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase austenítica.

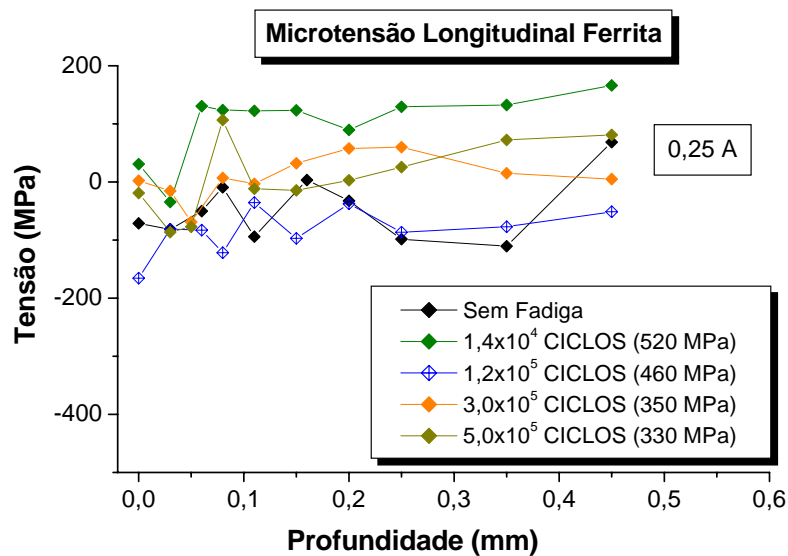


Figura IV.8.10. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase ferrítica.

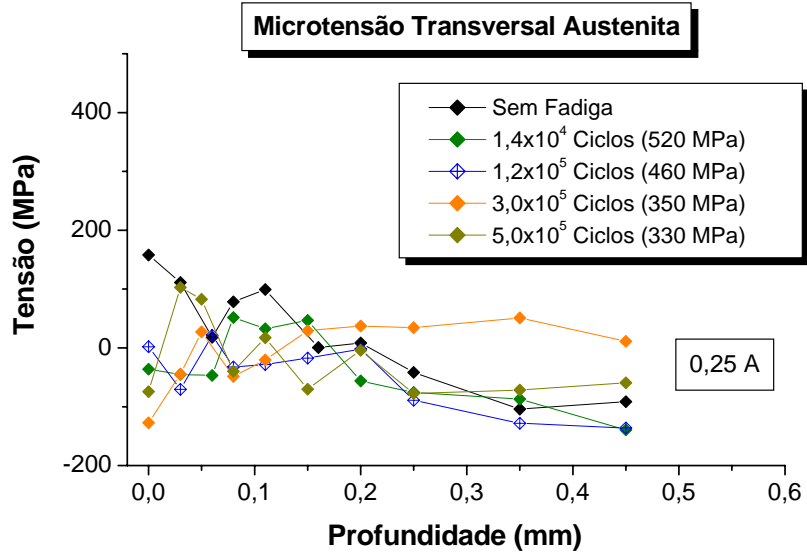


Figura IV.8.11.Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase austenítica

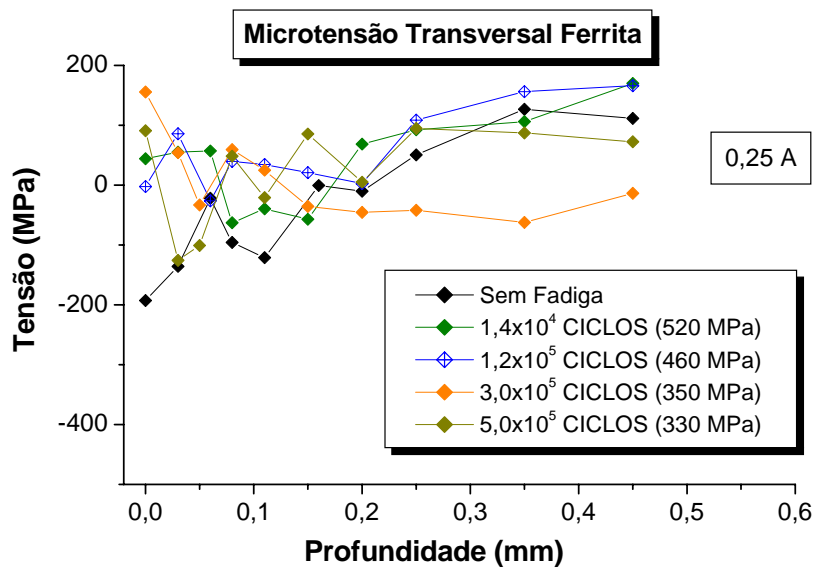


Figura IV.8.12.Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase ferrítica

IV.8.3 REGIME DE ALTO CICLO (10^6 e 10^7)

As figuras IV.8.13, IV.8.14, IV.8.15, IV.8.16 mostram os CMIR da ferrita e austenita, das amostras com a intensidade de *shot peening* (0,39A), nas direções longitudinal e transversal, em regime de alto ciclo.

Pode ser observado que não existe uma correlação entre o carregamento cíclico aplicado e a variação nos CMIR. Entretanto, nota-se que os CMIR induzidos pelo processo de *shot peening* são relativamente estáveis, principalmente na direção longitudinal. Na direção transversal, ocorreu pico de microtensão em uma das condições avaliadas.

Os CMIR da ferrita e austenita, nas amostras com a menor intensidade de *shot peening* (0,25A), não apresentaram correlação entre a carga cíclica aplicada e a variação nos CMIR, nas duas direções estudadas. Entretanto, para a direção transversal foi observado pico de microtensão, em uma das três condições avaliadas.

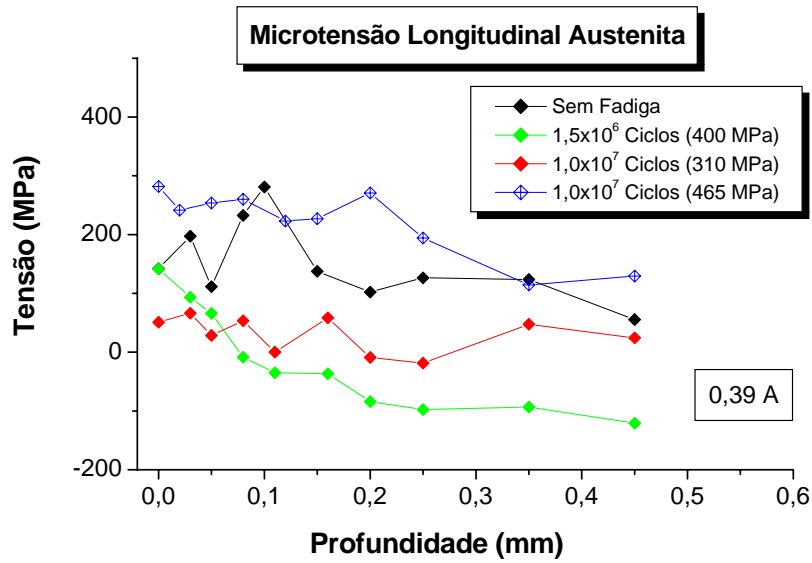


Figura IV.8.13. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase austenítica

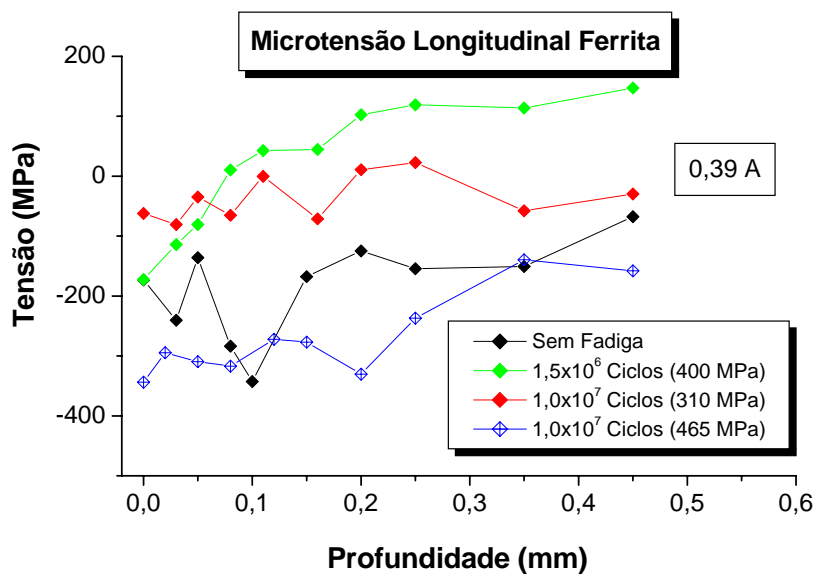


Figura IV.8.14. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase ferrítica

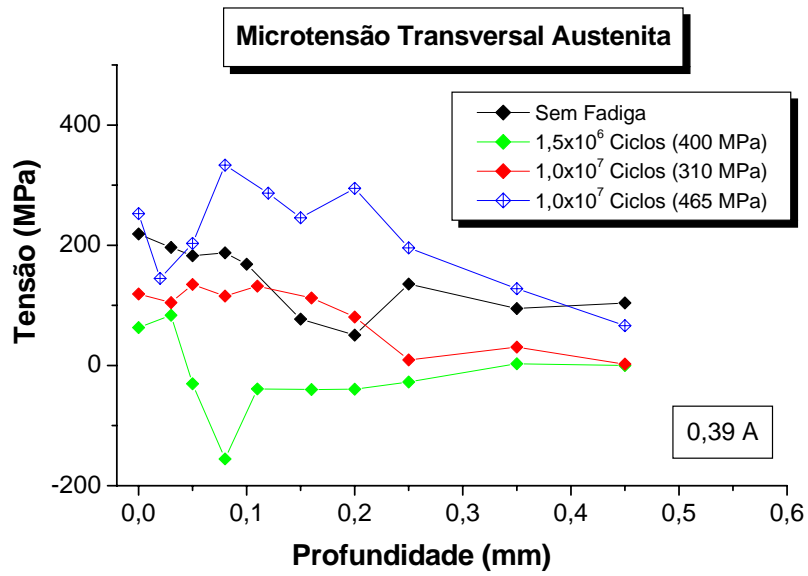


Figura IV.8.15.Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase austenítica

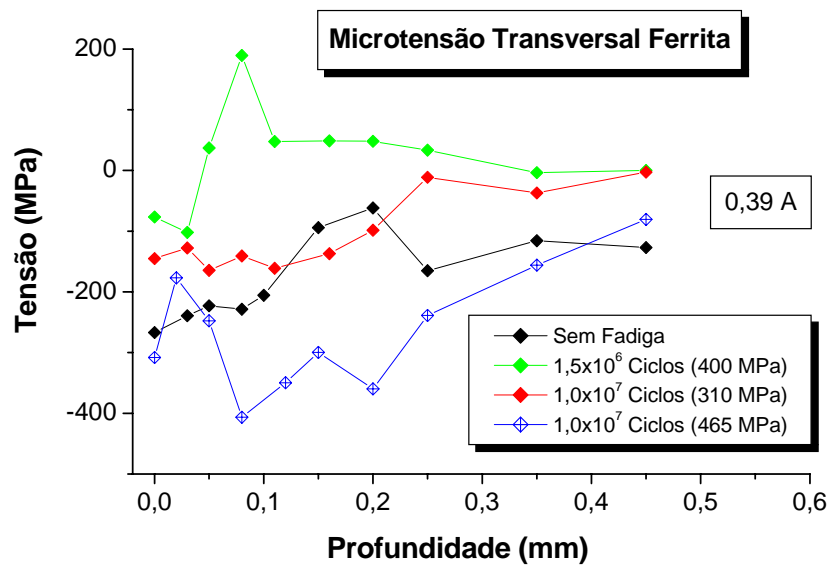


Figura IV.8.16.Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,39A, na fase ferrítica

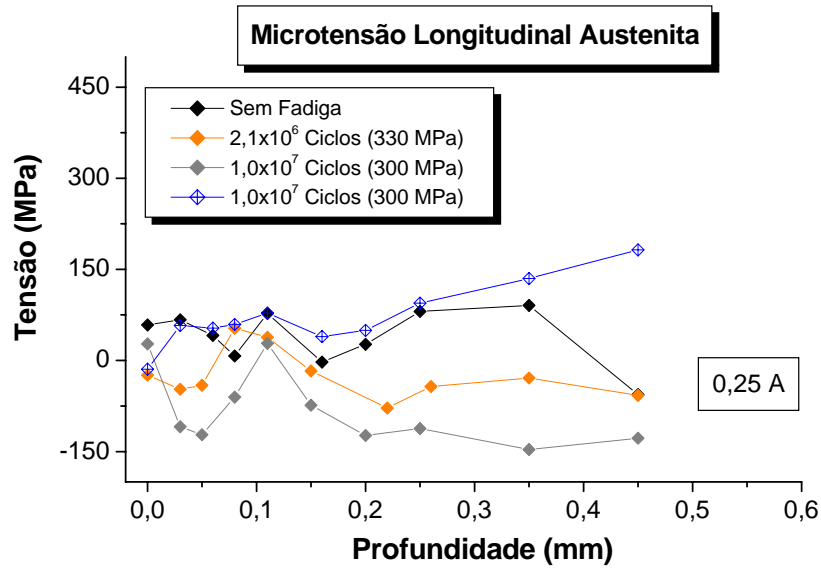


Figura IV.8.17. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase austenítica

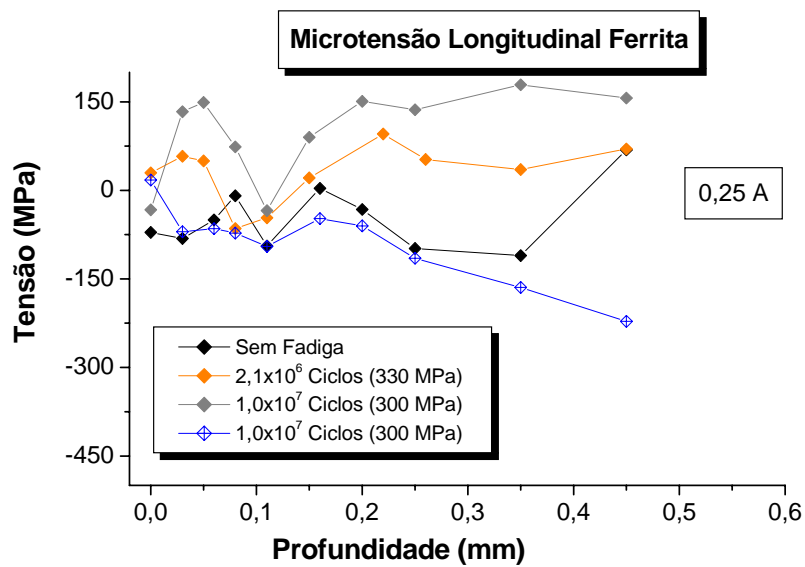


Figura IV.8.18. Campo de microtensão residual longitudinal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase ferrítica

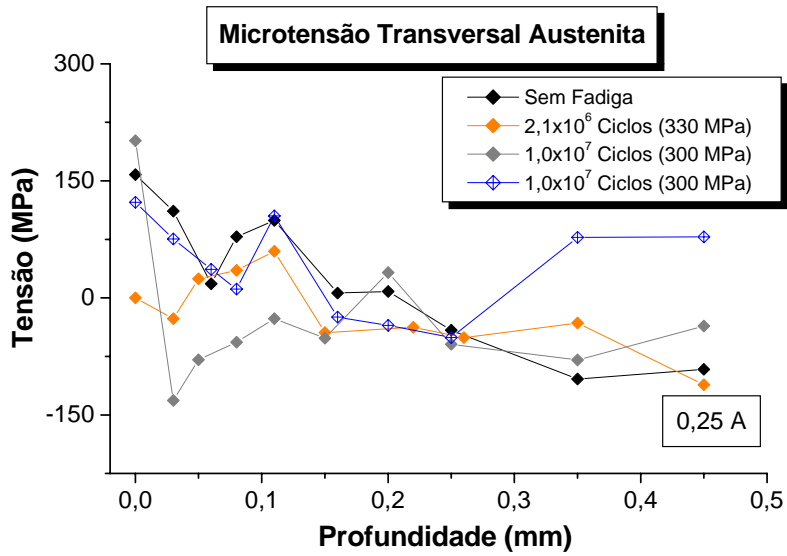


Figura IV.8.19.Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase austenítica

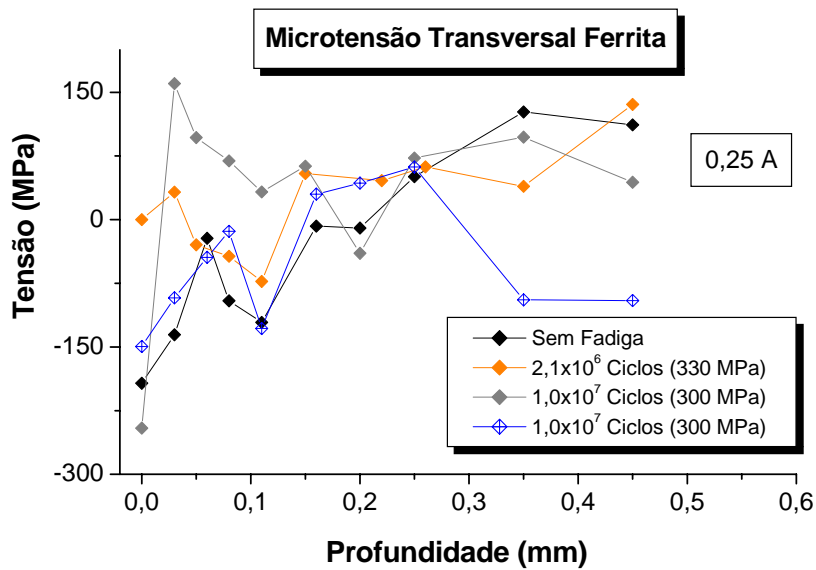


Figura IV.8.20.Campo de microtensão residual transversal das amostras com *shot peening* de 0,25A, na fase ferrítica

Das observações nos campos das microtensões residuais nas duas intensidades de *shot peening* e nas duas direções e nos três regimes de fadiga estudados, pode-se comentar que:

As microtensões residuais nas duas fases são muito instáveis, principalmente para as amostras com menor intensidade de *shot peening* (0,25A), em regime de alto ciclo.

Não foi observada correlação forte entre o carregamento cíclico aplicado e a variação nos CMIR, nas duas fases e nas duas direções estudadas.

Os campos das microtensões residuais nas amostras após *shot peening* são trativos, para a austenita e compressivos para ferrita.

Johansson et al [8,46], que separou também as microtensões das tensões totais medidas por difração de raios-X, figuras II.8.15, II.8.16a, II.8.16b, II.8.16c, observaram uma estabilidade das microtensões em carregamento monotônico e cíclico na superfície do aço inoxidável duplex, contrariamente ao que foi observado neste estudo, que verificou-se que as microtensões são instáveis após carregamento cíclico por flexão alternada.

Winholtz et al [45], também observaram que as microtensões originais geradas por tratamento de *shot peening* em um aço 1080 são aliviadas após carregamento cíclico, figuras II.8.12b, II.8.12c, II.8.13b, II.8.13c, II.8.14b, II.8.14c.

Para as microtensões residuais introduzidas por *shot peening* nas fases austenita e ferrita, quanto ao seu comportamento ao longo da vida em fadiga, pode-se afirmar que elas tendem a se complementar, isto é, alternando-se entre trativas e compressivas.

IV.9 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA E DE VARREDURA

IV.9.1 MICROSCOPIA ÓTICA

Foram realizadas observações em microscopia ótica para calcular a fração volumétrica de cada fase presente no aço inoxidável duplex. Foi utilizado ataque químico com 0,4g de metabisulfito de potássio, dissolvido em solução de 20% de ácido clorídrico. Foi determinado que o aço estudado tem $49\% \pm 3\%$ de austenita e $51\% \pm 3\%$ de ferrita, por metalografia quantitativa.

A figura IV.9.1.1 apresenta a microestrutura observada após ataque químico. A austenita aparece como a cor mais clara. As fases estão alongadas devido ao processo de laminação.

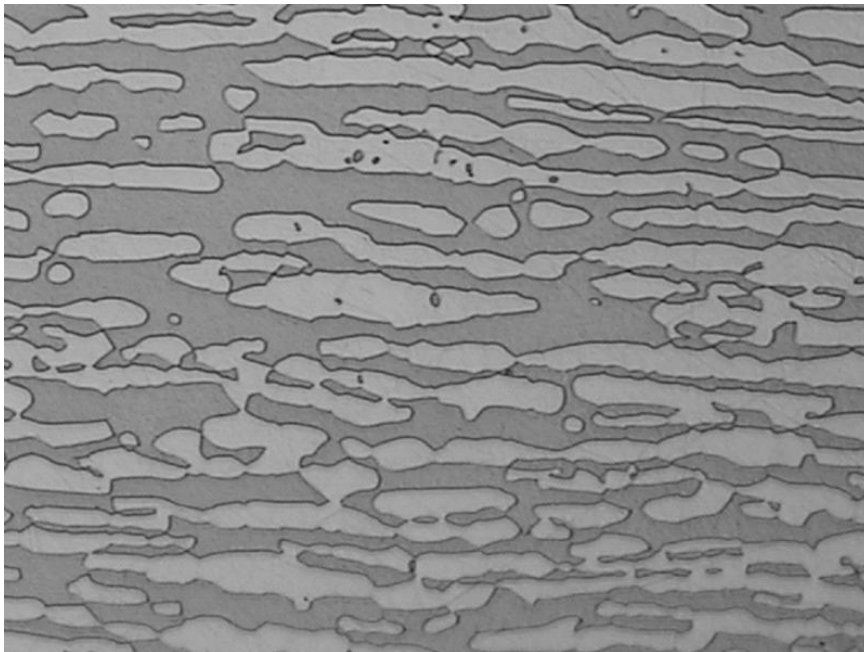


Figura IV.9.1.1. MO. Aumento 500X, com ataque (aço inoxidável duplex)

IV.9.2 MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA

Foram realizadas observações com microscópio eletrônico de varredura (MEV) de algumas amostras ensaiadas após o *shot peening* nas duas condições usadas e após *shot peening* e carregamento cíclico de amostras não fraturadas e fraturadas. Estas observações mostram que o processo de *shot peening* introduz microtrincas dentro da fase ferrítica próximo à superfície das amostras e que este efeito é mais pronunciado no *shot peening* de (0,39A). Contudo nas amostras com menor intensidade de *shot peening* (0,25A) microtrincas foram também observadas em algumas amostras, porém em menor escala.

As microtrincas que se formaram na fase ferrítica não governaram o processo de fadiga, já que uma menor vida em fadiga em baixo, médio e alto ciclo foi obtida nas amostras submetidas ao *shot peening* de 0,25A, em comparação as amostras que estavam com *shot peening* de (0,39A), figura IV.2.1.

Comparando o material-base, (sem *shot peening*), com as amostras com *shot peening* de (0,25A), a vida em fadiga aumentou para regime de baixo e parte do médio, porém, para alto ciclo, as amostras com menor *shot peening* tiveram a sua vida reduzida.

As figuras IV.9.2.1 a IV.9.2.4 mostram após a aplicação de *shot peening* a superfície das amostras na direção transversal, no meio do seu comprimento, conforme figura III.6.1, onde foram realizadas as medições de tensões residuais e a maior carga cíclica aplicada.

As microtrincas encontradas após *shot peening* são em sua grande maioria da ordem de 0,5 μm . Entretanto, foram também observadas dentro da fase ferrítica, microtrincas da ordem de 1,5 μm de comprimento em quantidades bem menores. Microtrincas não foram observadas na fase austenítica em nenhuma das amostras observadas.

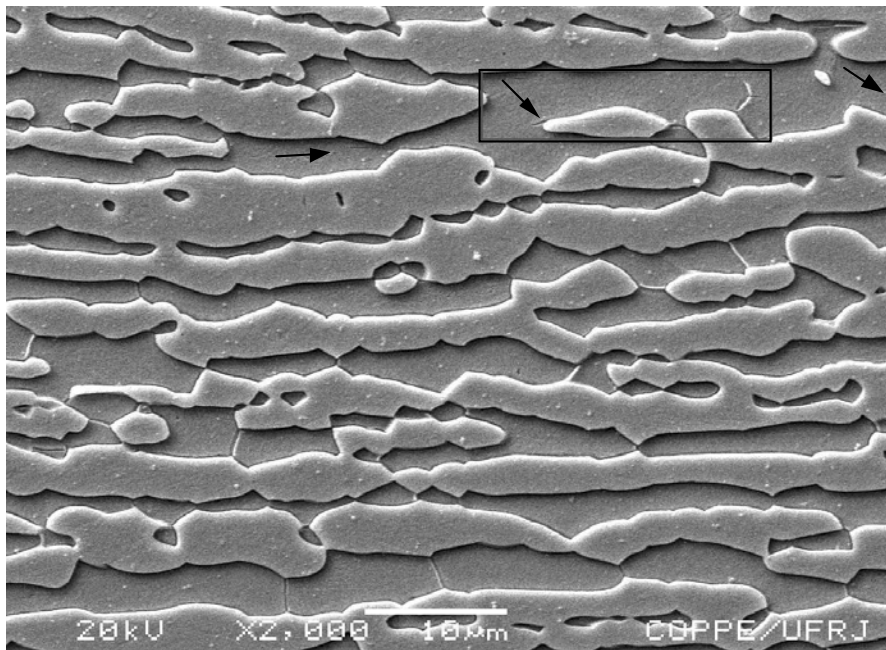


Figura IV.9.2.1 MEV, com ataque. Microtrincas dentro da ferrita na superfície transversal após *shot peening* de 0,25A

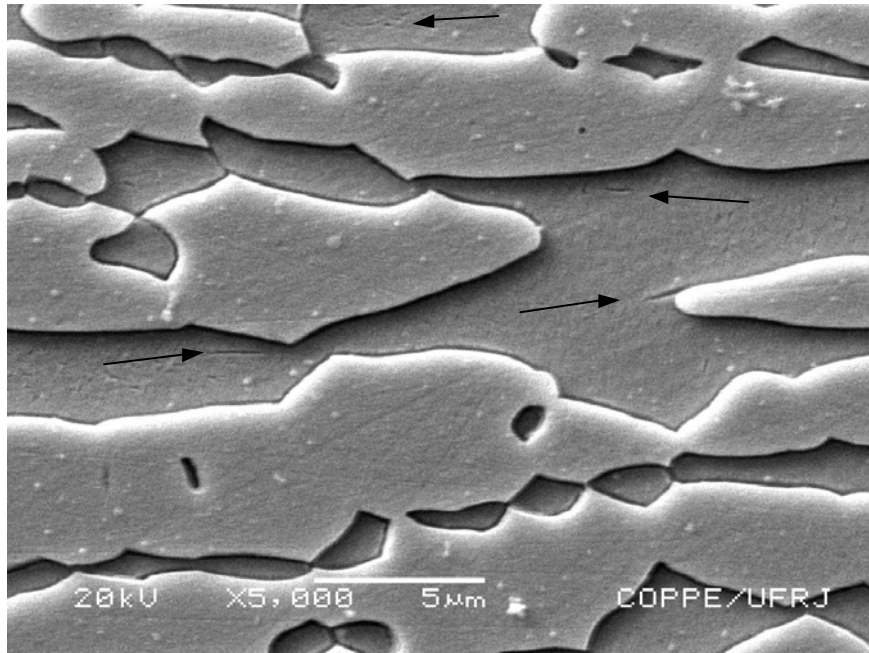


Figura IV.9.2.2. MEV, com ataque. Microtrincas dentro da ferrita na superfície transversal após *shot peening* de 0,25A

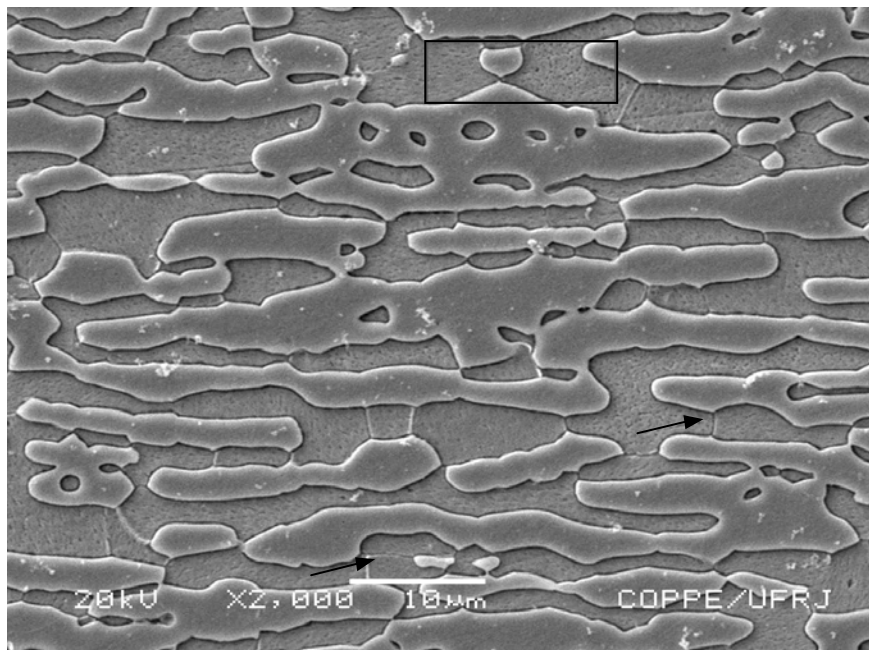


Figura IV.9.2.3. MEV, com ataque. Microtrincas dentro da ferrita na superfície transversal após *shot peening* de 0,39A

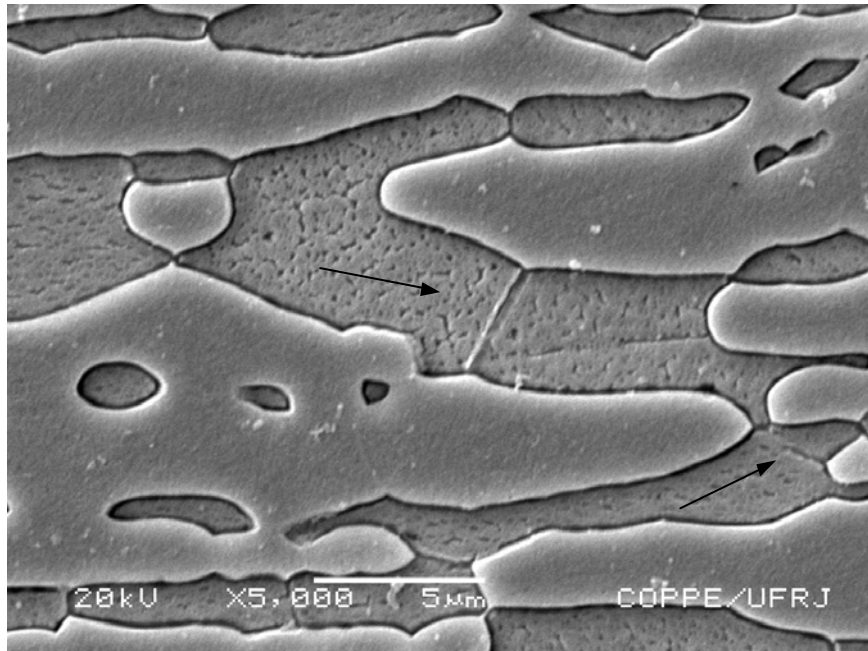


Figura IV.9.2.4. MEV, com ataque. Microtrincas dentro da ferrita na superfície transversal após *shot peening* de 0,39A

As figuras IV.9.2.5, IV.9.2.6 e IV.9.2.7 mostram as microtrincas existentes nas amostras ensaiadas até $1,0 \times 10^7$ ciclos; pode ser observado que as microtrincas estão localizadas na fase ferrítica. Estas evidenciam que o processo de fadiga aumenta a densidade de microtrincas na ferrita e de que a austenita continua inalterada.

A figura IV.9.2.7 evidencia microtrincas na ferrita da ordem de $10 \mu\text{m}$ de comprimento, indicando que o processo de fadiga deve ter iniciado a formação de novas microtrincas e propagação das pré-existentes do processo de *shot peening*.

Na figura IV.9.2.8 não pode ser observada a presença de microtrincas na fase ferrítica.

A figura IV.9.2.9 revela a presença de microtrincas na ferrita, após carga cíclica em regime de baixo ciclo, nas amostras com a menor intensidade de *shot peening*. Também não foi observada a presença de microtrincas na austenita.

Apesar das amostras com menor intensidade de *shot peening*, terem as menores densidades de microtrincas dentro da fase ferrítica após *shot peening* de (0,25A), elas apresentaram menor vida em fadiga em baixo, médio e alto ciclo em comparação às amostras com maior *shot peening* (0,39A). Portanto, este baixo desempenho em fadiga não pode ser atribuído a presença de microtrincas isoladamente. Com efeito, este comportamento como já mencionado anteriormente, está relacionado ao maior alívio dos CTTRC na ferrita, neste regime de fadiga (figuras IV.4.15, IV.4.16, IV.4.19 e IV.4.20), associada com a presença de microtrincas já existentes do processo de *shot peening*.

As amostras com *shot peening* de 0,39A, por outro lado, apresentaram os melhores resultados em baixo, médio e alto ciclos, mesmo com a densidade de microtrincas maior na ferrita, após *shot peening*. Este comportamento pode ter acontecido, devido à menor relaxação do CTTRC na ferrita em todas as condições de cargas cíclicas, como já observado nas figuras (IV.4.3, IV.4.4, IV.4.7, IV.4.8, IV.4.11, IV.4.12, IV.4.15, IV.4.16, IV.4.19, IV.4.20)

Apesar das tensões totais residuais compressivas terem sido aliviadas na fase austenítica (figuras IV.4.13, IV.4.14, IV.4.17 e IV.4.18), não foi observado efeito conjugado entre alívio das tensões totais com a presença de microtrincas nesta fase (figura IV.9.2.6), como foi observado para a fase ferrítica.

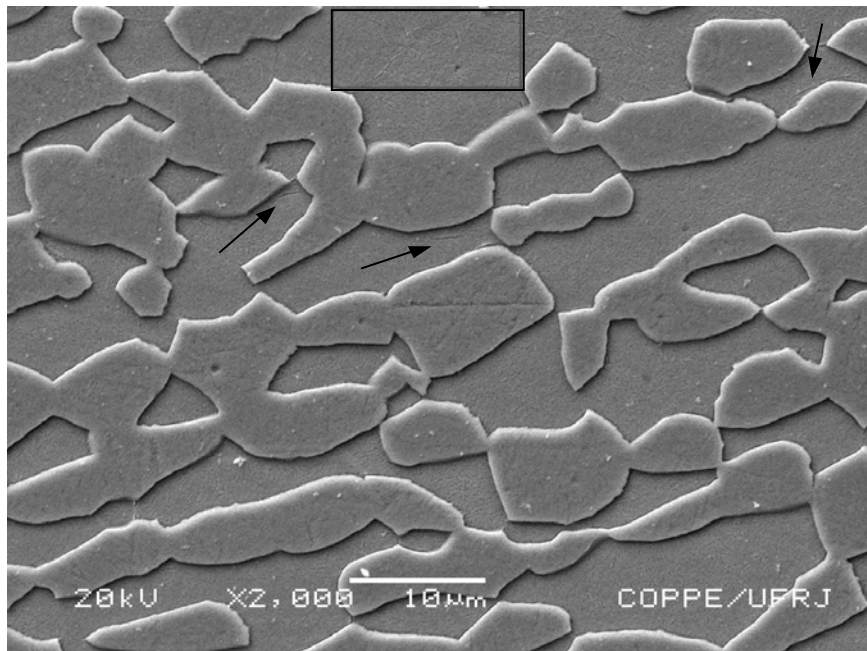


Figura IV.9.2.5. MEV, com ataque. Microtrincas na fase ferrítica após *shot peening* de 0,39A e fadiga de $1,0 \times 10^7$ ciclos em 310MPa, superfície transversal

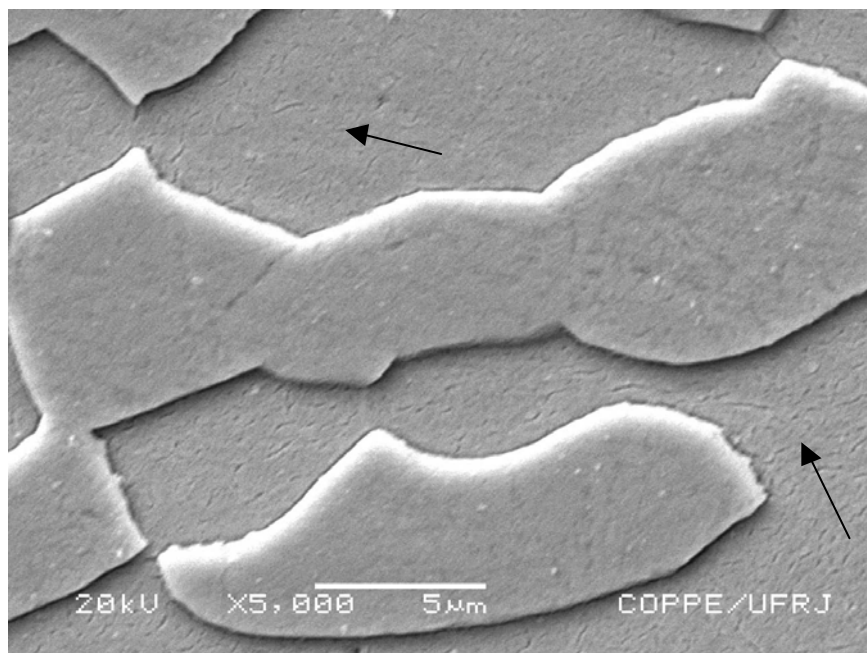


Figura IV.9.2.6. MEV, com ataque. Microtrincas na fase ferrítica após *shot peening* de 0,39A e fadiga de $1,0 \times 10^7$ ciclos em 310MPa, superfície transversal

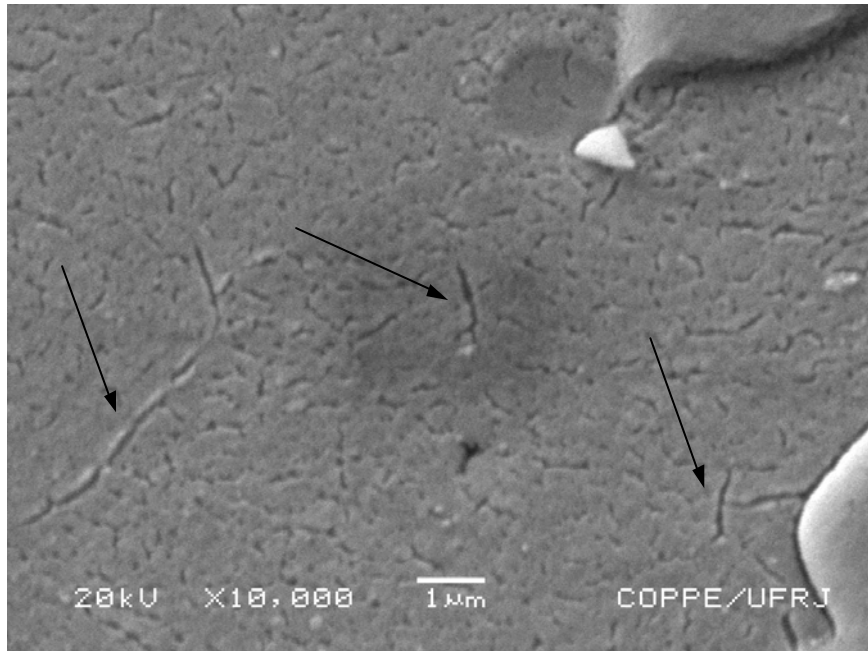


Figura IV.9.2.7. MEV, com ataque. Microtrincas na fase ferrítica após *shot peening* de 0,39A e fadiga de $1,0 \times 10^7$ ciclos em 310MPa, superfície transversal

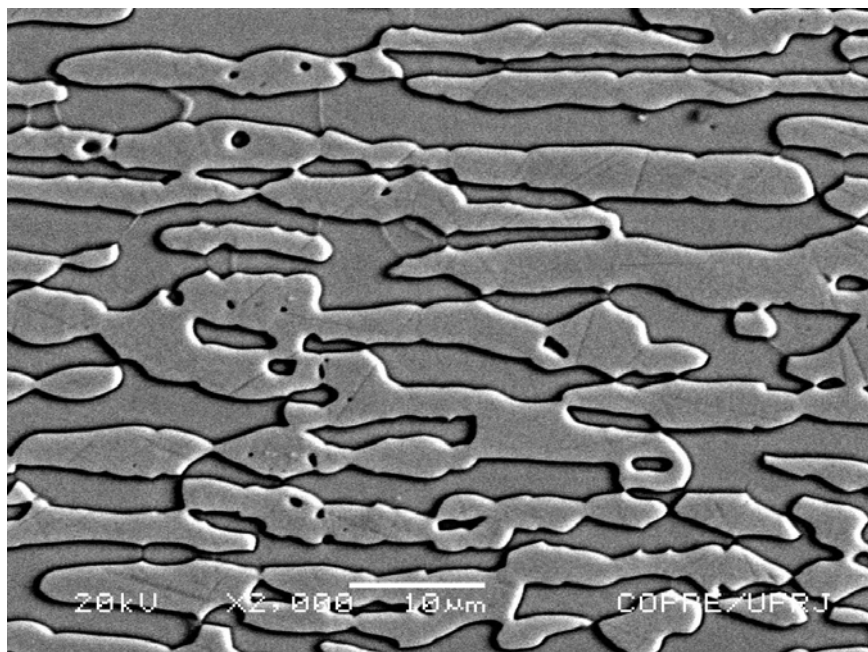


Figura IV.9.2.8. MEV, com ataque, Fase ferrítica após *shot peening* de 0,25A e fadiga de $1,0 \times 10^7$ ciclos em 300 MPa, superfície transversal

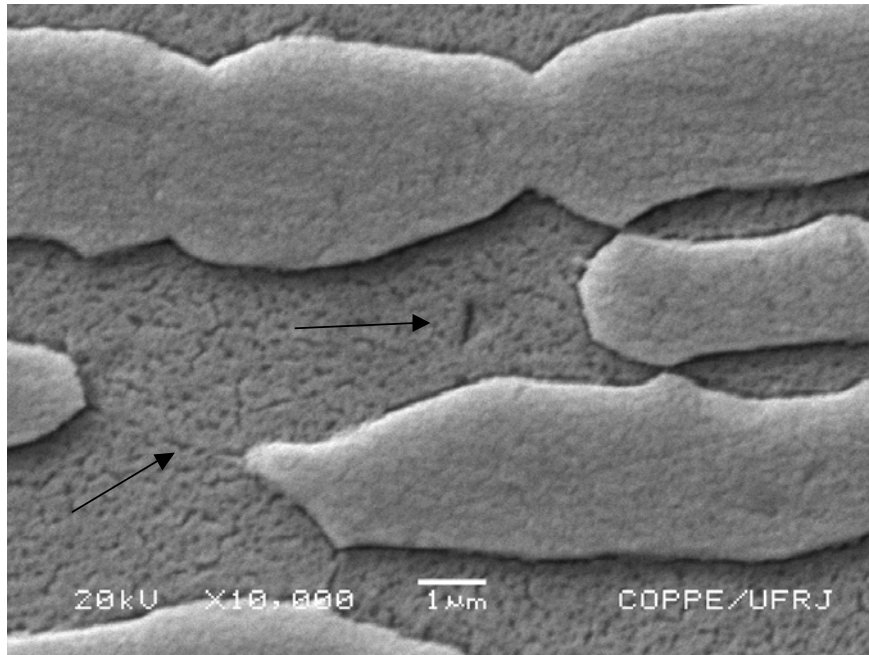


Figura IV.9.2.9. MEV, com ataque. Microtrincas na fase ferrítica após *shot peening* de 0,25A e fadiga de $6,0 \times 10^3$ ciclos em 570 MPa, superfície transversal

As diferentes densidades de microtrincas nas amostras podem explicar a variação que existiu no alívio de micro, macro e tensões totais residuais das amostras que foram submetidas à mesma condição de *shot peening* e sofreram o mesmo carregamento cíclico, porém apresentaram comportamento em seu campo de tensões distinto.

Este comportamento distinto nos campos das micro, macro e tensões totais residuais pode ser observado no regime de alto ciclo nas figuras IV.4.20, IV.6.10 e IV.8.20, ou seja, mesmo que as amostras tenham sofrido iguais intensidades de *shot peening*, no caso observado (0,25A), não significa que elas respondam da mesma maneira. Logo pode haver uma pequena variação no campo de tensões residuais gerados e na densidade de microtrincas.

A figura IV.9.2.10 apresenta os dois pontos utilizados para aquisição das informações. O ponto 1 em laranja está sobre a fase austenítica e o ponto 2 em azul está sobre a fase ferrítica. As figuras IV.9.2.11 e IV.9.2.12 mostram os espectros de EDS das duas fases presentes no aço inoxidável duplex.

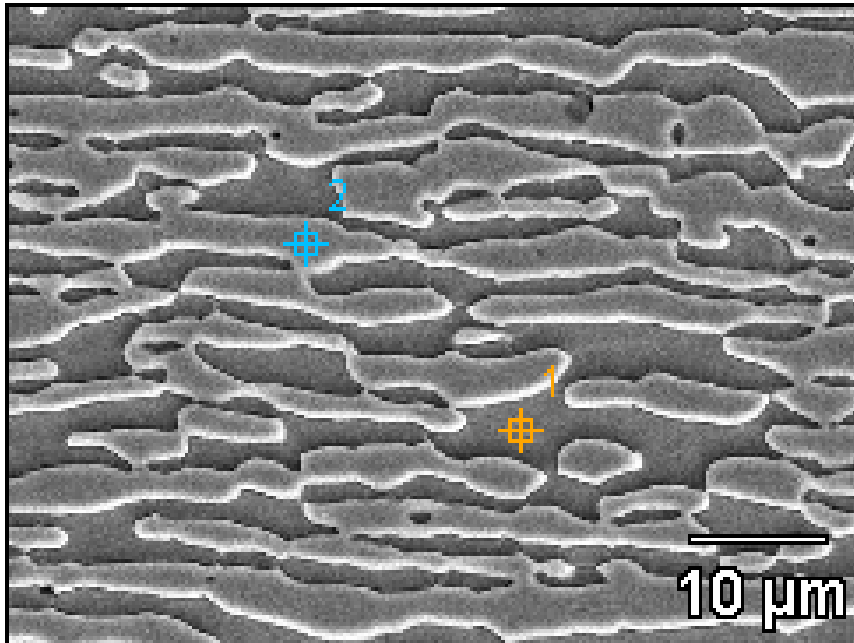


Figura IV.9.2.10 MEV, com ataque. Visualização dos pontos usados para realização do EDS da amostra de duplex.

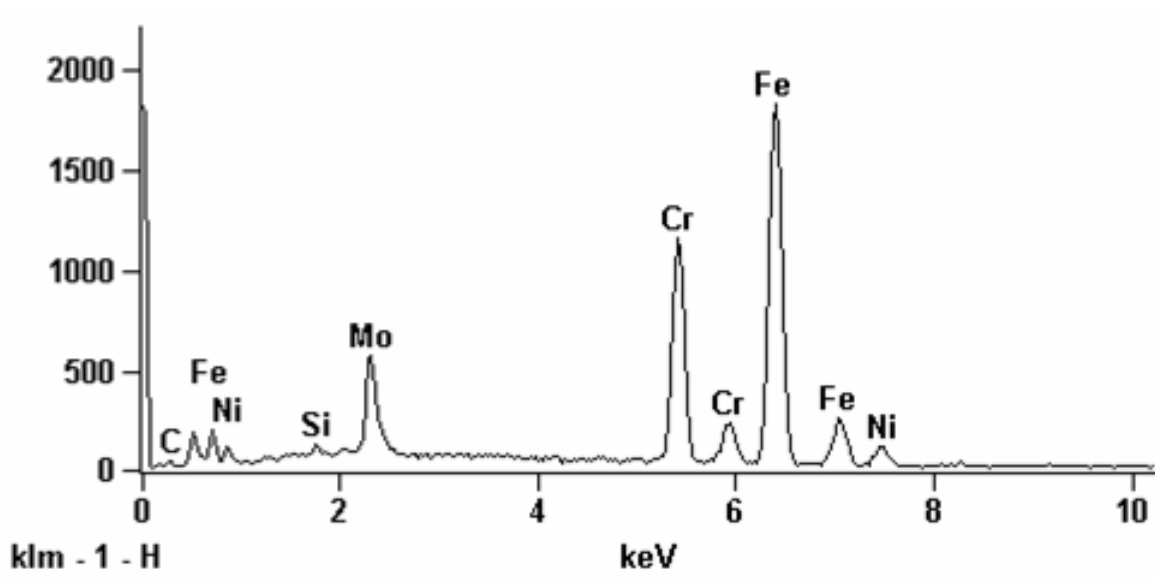


Figura IV.9.2.11 Espectro de EDS da austenita no ponto 1

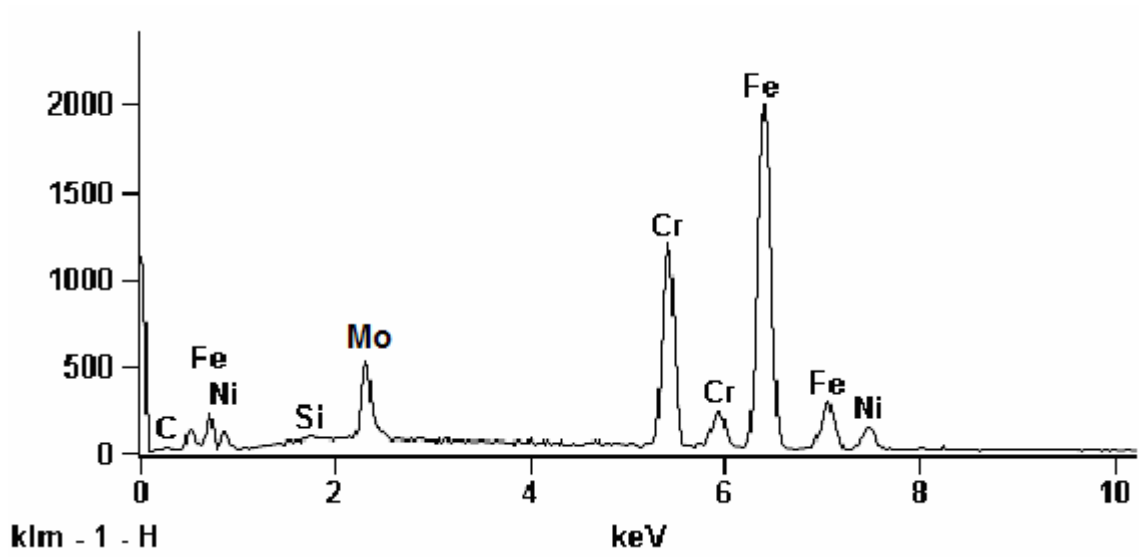


Figura IV.9.2.12 Espectro de EDS da ferrita no ponto 2

A formação de microtrincas na sub-superfície das amostras dentro da fase ferrítica, oriundas do *shot peening*, não promoveram isoladamente a formação de trincas principais, já que, as amostras que estavam com maior intensidade de *shot peening* apresentaram maior densidade de microtrincas dentro da fase ferrítica, porém não tiveram a sua vida em fadiga reduzida. Este comportamento pode ser atribuído ao endurecimento da fase austenítica que se tornou mais resistente, passando a governar a vida em fadiga do aço e o menor alívio na ferrita das tensões totais residuais máximas compressivas nas amostras com a maior intensidade de *shot peening*.

Comportamento semelhante foi observado por Chai [22] que demonstrou que a austenita sofre um rápido encruamento nos primeiros ciclos de fadiga, em amplitudes de tensões iguais ou maiores que o limite de escoamento do material, tornando-se a fase mais resistente e inibindo assim o processo de surgimento e propagação de trincas em fadiga, figuras II.9.1 e II.9.2.

IV.9.3 FRATURAS OBSERVADAS NO MEV

As observações no MEV mostram que ocorreram trincas principais e secundárias na superfície em regime de baixo, médio e alto ciclo nas amostras com *shot peening* de 0,25A, Entretanto, nas amostras submetidas a maior intensidade de *shot peening*, 0,39 A, somente foram observadas trincas na superfície no regime de baixo e médio ciclos, ou seja, nos maiores carregamentos cíclicos.

Este comportamento pode ser atribuído ao fato de que as amostras sujeitas a maior intensidade de *shot peening*, tiveram a sua tensão residual compressiva máxima abaixo da superfície (figuras IV.3.1 e IV.3.2), forçando a formação de trincas secundárias abaixo da superfície. Entretanto, este comportamento não pode ser generalizado, Torres et al [42] verificaram que as amostras com a maior intensidade

shot peening, resultando em uma maior tensão residual compressiva máxima, entre as quatro condições estudadas, não resultou em uma maior vida em fadiga do aço 4340 estudado, figuras II.7.2 e II.7.3.

As figuras IV.9.3.1 a IV.9.3.4 mostram que foram observadas trincas secundárias na superfície das amostras submetidas a menor intensidade de *shot peening* (0,25A), em regime de baixo, médio e alto ciclos de fadiga. Entretanto para as amostras sujeitas a maior intensidade de *shot peening* (0,39A), somente foi observado trincas na superfície para os regimes de baixo e médio ciclos, ou seja, nas maiores cargas cíclicas. Este comportamento pode indicar que o maior nível de *shot peening* empurrou a formação de trincas secundárias para as camadas abaixo da superfície.

As figuras IV.9.3.2 e IV.9.3.3, foram obtidas utilizando técnica de inclinação das amostras, tentando relacionar as características da superfície geradas pelo *shot peening* com o aparecimento de trincas secundárias.

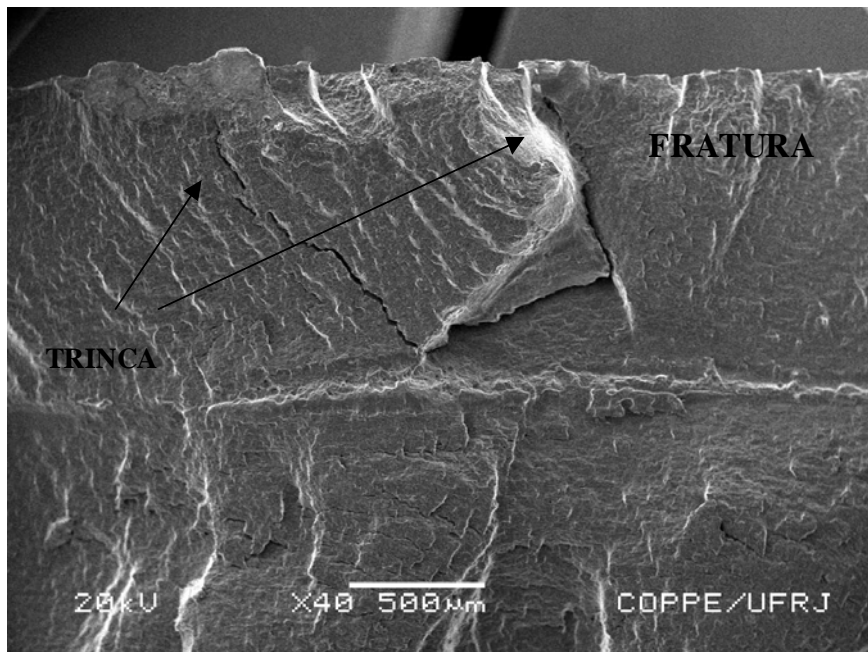


Figura IV.9.3.1 MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,25A e submetida a 570MPa de amplitude de tensão.

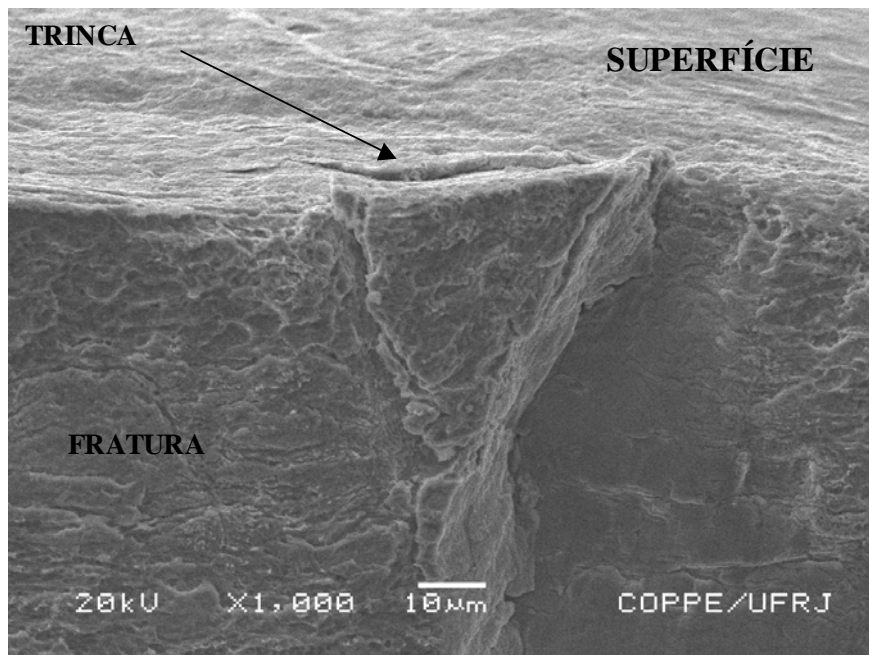


Figura IV.9.3.2 MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,25A e submetida a 457MPa de amplitude de tensão

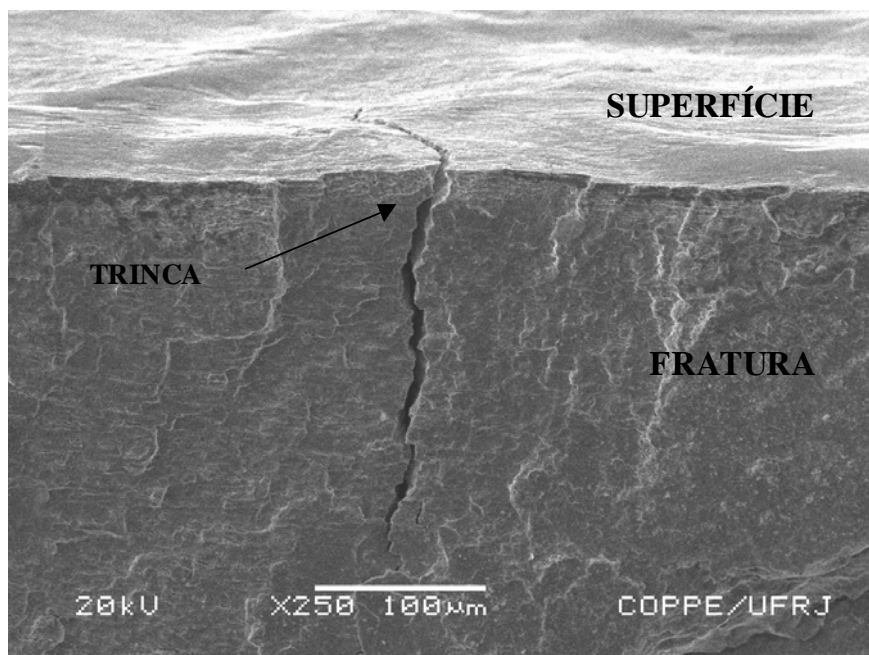


Figura IV.9.3.3 MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,25A e submetida a 350MPa de amplitude de tensão

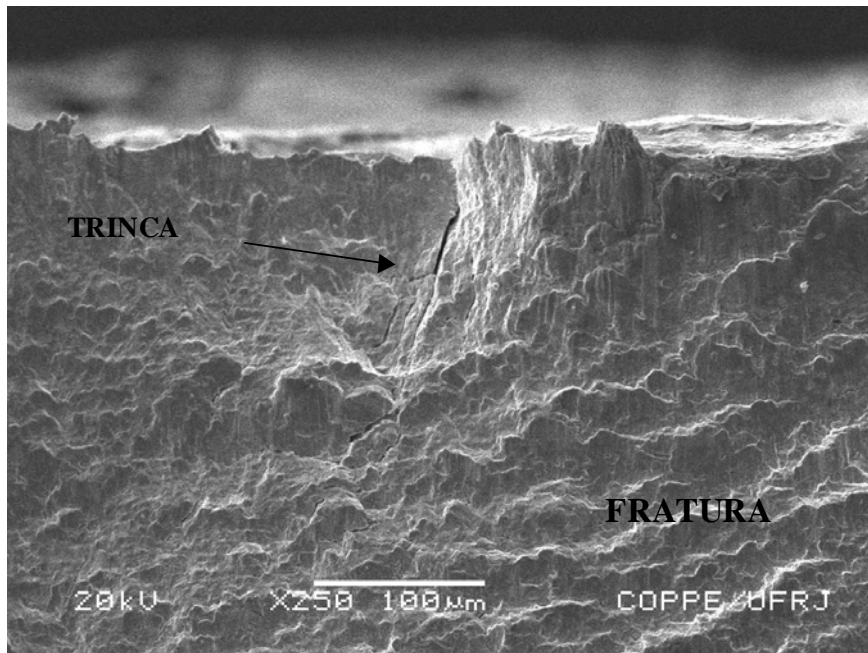


Figura IV.9.3.4 MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,39A e submetida a 550MPa de amplitude de tensão

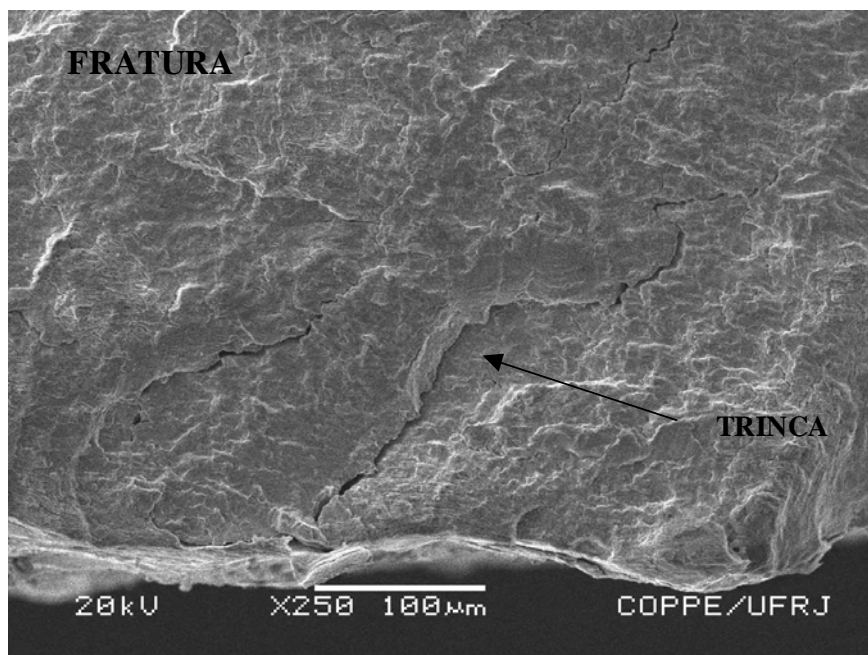


Figura IV.9.3.5 MEV. Superfície de fratura das amostras com 0,39A e submetida a 400MPa de amplitude de tensão

As figuras IV.9.3.1 e IV.9.3.4 mostram casos típicos de trincas secundárias surgindo na superfície nas duas condições de *shot peening* estudadas em baixo ciclo. Estes casos são facilmente explicados para as amostras com *shot peening*. As tensões tratativas oriundas do ensaio de fadiga superam as tensões compressivas induzidas pelo *shot peening* após alívio do campo das tensões residuais compressivas. Nas amostras sem *shot peening* é absolutamente natural que a fratura ocorra a partir da superfície, onde a máxima tensão tratativa causada pelo ensaio de flexão alternada é alcançada. No entanto, em muitos casos de fratura em regimes de médio e alto ciclos nas amostras com *shot peening*, as trincas secundárias ocorreram também. É interessante notar, que em todos estes casos de maior intensidade de *shot peening* (0,39A) onde a trinca secundária surgiu na superfície, houve, apesar disso um ganho considerável na vida em fadiga com relação ao material-base, comportamento semelhante ao observado por Torres et al [53].

Para as amostras em regime de médio e alto ciclo com menor intensidade de *shot peening* (0,25A) e a partir de $3,0 \times 10^5$ ciclos, ocorreu uma perda na vida em fadiga com relação ao material-base. Este fato permite notar que o campo de tensões residuais compressivas (CTRC), gerado pela menor intensidade de *shot peening*, não desloca a formação de trincas da superfície para o interior dos corpos-de-prova e que trincas de fadiga iniciadas na superfície já não têm mais o CTRC para retardar a propagação, fazendo com que as amostras rompam precocemente, resultando em redução da vida em fadiga.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

No estudo da variação das tensões residuais induzidas do *shot peening* na vida em fadiga do aço inoxidável duplex, pode-se concluir que:

- 1) Todo o regime cíclico estudado ocorreu relaxação do CTTRC nas direções longitudinal e transversal, nas duas fases presentes no aço inoxidável duplex. Entretanto, este alívio do CTTRC foi mais pronunciado na direção longitudinal, o que deve estar relacionado ao fato do carregamento cíclico ter sido aplicado nesta direção.
- 2) O *shot peening* mais intenso empregado (0,39A) foi o que conduziu ao melhor resultado em fadiga.
- 3) As amostras que tiveram as tensões residuais compressivas máximas abaixo da superfície foram as que apresentaram melhor resultado em fadiga.
- 4) O processo de *shot peening* induziu a formação de microtrincas apenas na fase ferrítica.
- 5) As maiores variações nos campos das tensões totais residuais compressivas ocorreram dentro da fase ferrítica.
- 6) As microtensões residuais foram instáveis após o carregamento cíclico aplicado em alto, médio e baixo ciclos.
- 7) As microtrincas associada com a variação nos campos de tensões totais residuais compressivos reduziram a vida em fadiga no regime de alto ciclo nas amostras com menor intensidade de *shot peening*.

- 8) Os CMRC são mais estáveis para a maior intensidade de *shot peening*, ou seja, foi necessária uma maior amplitude de tensão (energia) para obter o mesmo alívio dos CMRC nas amostras com menor intensidade de *shot peening*.
- 9) A direção longitudinal foi a que apresentou maior relaxação dos CMRC, devido principalmente ao emprego da carga cíclica nesta direção.
- 10) Utilizando o mesmo carregamento em regime de alto ciclo nas amostras com as duas intensidades de *shot peening* observou-se que os CMRC aliviam mais rapidamente para as amostras que estavam com a menor intensidade de *shot peening* (0,25A). Este comportamento explica o melhor desempenho em carregamento cíclico das amostras que estavam com maior intensidade de *shot peening*.

CAPÍTULO VI

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] J.R.DAVIS, “ASM Speciality Handbook Stainless Steels”, American Society for Metals, Metals Park, OH, USA, pp 10-12, 1994.
- [2] REICK, W., POHL, M., PADILHA, F.A., “Recrystallization-Transformation Combined Reactions during Annealing of a Cold Rolled Ferritic- Austenitic Duplex Stainless steel”, ISIJ International vol. 38, nº 6, pp 567-571, Fev. 1998.
- [3] IACOVIELLO, F., BONIARDI, M., VECCHIA, G.M., “Fatigue crack propagation in austeno-ferritic duplex stainless steel 22 Cr 5 Ni”, International Journal of Fatigue, pp 957-963, vol 21 1999.
- [4] TSUCHIYA, S., ISHIKAWA, Y., OHTAKA, M., et al “Atom probe of the aging embrittlement of cast duplex stainless steel”, JSME International Journal, serie A, vol. 38, nº 3, pp 384-392, 1995.
- [5] CHARLES. J, “Duplex stainless steels from the theory to the practice”, La metallurgia italiana, vol 87, nº 2, 1995.
- [6] HEDIN, M., MASSOUD, J.P., DANOIX, F. “Influence of the Quenching Rate on the Spinodal Decomposition in a Duplex stainless steel”, Journal de Physique IV vol. 6, Coloque C5, supplément au Journal de Physique III, pp C5 235-240, Set 1996.
- [7] TERSMEDEN, K., “Successful use of Stainless Steels in Nitrogen-Based Fertilizer Plants”, Process Safety Process, vol 16, nº 2, pp 110-116, 1997.

[8] JOHANSSON J., ODÉN M., et al “Evolution of Residual Stress State in a Duplex Stainless Steel During Loading”, Acta Materialia, pp 2669-2684, vol 47, 1999.

[9] VIKTOR HAUKE, “Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods”, pp, 59-60, Elsevier 1997.

[10] MACHERAUCH, E., KLOOS, K. H., “Origin, Measurements and Evaluation of Residual Stress in Science and Technology”, Ed. By E. Macherauch, V. Hauke, DGM VERLAG, 1987.

[11] BENNING.O.I. “Non-destructive determination of load and residual stresses by the X-ray stress method”, The Rigaku Journal, vol 6, n° 2, pp 15-20, 1989.

[12] JIAN LU, “Handbook of Measurement of Residual Stresses”, Society of Experimental Mechanics, pp 1, Inc U.S. 1996.

[13] ALMER, J.D., COHEN, J.B., WINHOLTZ, R. A “The Effects of Residual Macro stresses and Micro stresses on the Fatigue Crack Propagation“, Metallurgical and Materials Transactions A, pp 2127-2136, Aug. 1998.

[14] ALMER, J.D., COHEN, J.B., MORAN, B. “The Effects of Residual Macro stresses and Micro stresses on the Fatigue Crack Initiation“, Materials Science and Engineering A, pp 268-279, vol 284, 2000.

[15] “Metals Handbook”, Properties and Selections: Irons, Steels and High-Performance Alloys , 3° edit, pp 673 - 674, .

[16] “Fatigue and Fracture”, ASM Handbook, vol 19, pp 96-97, 757-758.

[17] POLAK J, “Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals”, Elsevier, Amsterdam, 1991.

[18] MATEO.A, LLANES, L et al “High cycle fatigue behaviour of standard duplex stainless steel plate and bar”, Materials Science and Engineering, pp 516-520, vol A319-321, 2001.

[19] LLANES L, MATEO A, VIOLAN P, “On The high cycle fatigue behavior of the duplex stainless steels: Influence of the thermal aging”, Materials Science and Engineering, vol A234-236, pp 850-852, 1997.

[20] KRUML T, POLAK J, OBRTLİK K, “Dislocations structures in the bands of localized cyclic plastic strain in austenitic 316L and austenitic-ferritic duplex stainless steels”, Acta Materialia, vol 45, n° 12, pp 5145-5151, 1997.

[21] WIDMARK M, MELANDER A, MEURLING F, “Low cycle constant amplitude fully reversed strain controlled testing of low carbon and stainless sheet steels for simulation of straightening operations”, International Journal of Fatigue, vol 22, pp 307-317, 2000.

[22] CHAI G, "Fatigue behaviour of duplex stainless steels in the very high cycle regime", International Journal of Fatigue, vol 28, pp 1611-1617, 2006.

[23] VOGT.J.B, "Fatigue properties of nitrogen steels" Journal of Materials Processing Technology, pp 364-369, vol 117, 200.

[24] VOGT J.B, BACHIR A S, "Analysis of the Fatigue Dislocation Structures in a Duplex Stainless Steel Alloyed with Nitrogen" Z. Metallkd, pp 323-328, vol 90, 1999.

[25] VOGT J.B, MASSOL K, "Role of the microstructure on the fatigue properties of 475° C aged duplex stainless steels" International Journal of Fatigue, pp 627-633, vol 24, 2002.

[26] MUGHARI, H, "Scripta Metallurgical and Materialia", vol 26, pp 1492, 1992.

[27] ARGON A.S, DEVEREUX, A.J., STAEHLE, R.W. "Corrosion Fatigue" , pp 176, Ed. NACE, 1972.

[28] PETERSON R. E., "Stress Corrosion Factors", John Wiley and Sons, 1974.

[29] JAMES, M.R, MORRIS W.L., STP 811, "American Society for Testing and Materials", pp 46, 1983.

[30] NEUMANN P., "Scripta Metallurgical and Materialia", pp 1535, vol 26, 1992.

[31] TAYLOR, A , “ X-ray Metallography” 1° ed. New York, New York J. Wiley.C., 1961.

[32] LU, J. , BOUHELIER, C., et al “Study of Residual Welding Stress Using the Step-by-step Hole Drilling and Diffraction Method”, Welding in the World , pp 118-128, vol 33, nº 2, 1994.

[33] SHIM, Y., FENG, Z., LEE, S., et al “Determination of Residual Stresses in Thick-Section Weldments”, Welding Research, Supplement to the Welding Journal pp. 305s-312-s, Sep 1992.

[34] KURITA M, SAITO Y, “X-Ray stress measurement for textured materials”, JSME International Journal, vol 40, nº 2, pp 135-142, 1997.

[35] COHEN, J. B., NOYAN, I. C. “Measurement by Diffraction and Interpretation“, Residual Stress 2° ed. Berlin, Spinger-Verlag, 1987.

[36] VASILEV, D. M., “Sobre a Natureza das Tensões Medidas através dos Raios-X”, Física de Metais e Metalurgia, pp 217- 231, n ° 331, 1973.

[37] INAL K, GERGAUD P, FRANÇOIS M, “X-ray diffraction methodologies of macro and pseudo-macro stress analysis in a texture duplex stainless steel”, Scandinavian Journal of Metallurgy, pp 139-150, vol 28, 1999.

- [38] HIROSE H, HASHI H, SASAKI T, “Study on evaluation of residual phase stress of the dual phase stainless steel”, *Advanced in X-ray Analysis*, vol 44, pp 222-228, 2001.
- [39] JACK C. ELETRONICS INC. 1428 W. ,”*Shot peening Overview*” 6TH Street Mishawaka, In 46544. www.shotpeener.com, pp 1-37, Jan. 2001.
- [40] G. LEGHORN. “The story of *shot peening*”. *A.S.N.E. Journal*, pp 653-666, Nov. 1957.
- [41] SHENGPING. W., YONGJUN. L. MEIO. Y. et al. “Compressive residual stress introduced by *shot peening*”. *Jounal of Materials Processing Technology.*, pp 64-73 vol. 73, Jun. 1996.
- [42] TORRES M. A. S., VOORWALD H.J.C. “An Evaluation of *shot peening*, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 Steel”. *International Journal Fatigue*, pp 877-886, vol 24, 2002
- [43] Vöhringer, O. (1986) *Relaxation of Residual Stresses*. In: *Residual Stresses*, DGM-Verlag
- [44] KODAMA, S “The behaviour of residual stress during fatigue stress cicles”, *Int Conf. Mechanical Behaviour of Materials*, Kyoto, pp 111-118, 1971.

[45] WINHOLTZ R.A, COHEN J.B. “Changes in the macrostresses and microstresses in the steel with fatigue” *Materials Science and Engineering*, pp 155-163, vol A154, Nov 1992.

[46] JOHANSSON J., ODÉN M, “Load Sharing between Austenite and Ferrite in a Duplex Stainless Steel during Cycling Loading” *Metallurgical and Materials Transactions A*, pp 1557- 1570, vol 31A, Jun 2000.

[47] MOVERARE J, ODEN M, “Deformation behaviour of a prestrained duplex stainless steel”, *Materials Science and Engineering*, vol A 337, pp 25 – 38, 2002.

[48] FRECHARD S, MARTIN F, CLEMENT C, et al, “ AFM and EBSD combined studies of plastic deformation in a duplex stainless steel”, *Materials Science and Engineering*, vol A 418, pp 312-319, 2005.

[49] MONIN, V., TEODÓSIO, J.R., GUROVA, T., “ Portable X-rays apparatus for both stress measurement and fases analysis under field conditions “ *Advances in X-Ray analysis*, vol 43, pp 66-71, 2000.

[50] TEODÓSIO, J.R., MONIN, V., GUROVA, T “ Novo Método de Tensometria por Raios-X” 23º Seminário de Inspeção de Equipamentos, pp 255-258, COTEQ 1997.

[51] GUROVA, T., 1996, *Variação do Estado de Tensões Residuais introduzidas por shot peening durante deformação plástica por tração uniaxial, em aços*, Tese de D.Sc, UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

[52] FATHALLAH, R, INGLEBERT, G, CASTEX, L. “Prediction of plastic deformation and residual stress induced in metallic parts by *shot peening*”. Materials Science and Technology. Vol 14, pp 631-639, 1998.

[53] TORRES M. A. S, 2002, Uma avaliação do efeito do shot peening na vida em fadiga do aço ABNT 4340 com e sem revestimento de cromo duro. Tese de D.Sc, UNESP, São Paulo, SP, Brasil.