

UNESP

Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

"Subestruturas de
Discordâncias em um Aço
Bifásico Submetido a
Deformação Cíclicas"

Guaratinguetá

1.999



1110000410



***"Subestruturas de
Discordâncias em um Aço
Bifásico Submetido a
Deformações Cíclicas"***

ANTONIO JORGE ABDALLA

110



**SUBESTRUTURAS DE DISCORDÂNCIAS
EM UM AÇO BIFÁSICO SUBMETIDO A
DEFORMAÇÕES CÍCLICAS**

ANTONIO JORGE ABDALLA

Tese apresentada à Faculdade de
Engenharia de Guaratinguetá da
Universidade Estadual Paulista, para
obtenção do título de Doutor em
Engenharia Mecânica

Orientador: Prof.Dr. Tomaz Manabu Hashimoto
Co-orientador: Prof.Dr. Waldemar Alfredo Monteiro

Guaratinguetá

1999



CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO

**SUBESTRUTURAS DE DISCORDÂNCIAS
EM UM AÇO BIFÁSICO SUBMETIDO A
DEFORMAÇÕES CÍCLICAS**

ANTONIO JORGE ABDALLA

Tese apresentada à Faculdade de
Engenharia de Guaratinguetá da
Universidade Estadual Paulista, para
obtenção do título de Doutor em
Engenharia Mecânica

Orientador: Prof.Dr. **Tomaz Manabu Hashimoto**
Co-orientador: Prof.Dr. **Waldemar Alfredo Monteiro**

Guaratinguetá
1999

410

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETA
BIBLIOTECA



DADOS CURRICULARES

ANTONIO JORGE ABDALLA

NASCIMENTO 16.05.1961 – ESPÍRITO SANTO DO PINHAL – SP

FILIAÇÃO Lindolfo Abdalla
Antonia Villas Boas Abdalla

1979/1983 Curso de Graduação
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP

1993-1995 Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de
Mestrado, na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá –
UNESP

DADOS CURRICULARES

ANTONIO JORGE ABDALLA

NASCIMENTO 16.02.1961 - ESPÍRITO SANTO DO PINHAL - SP

FILIAÇÃO Antonio Villas Boas Abdalla
Lindolfo Abdalla

1979/1983
Curso de Graduação
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP

Ficha catalográfica preparada na Seção de Aquisição e Tratamento da
Informação da Biblioteca - FEG/UNESP

Abdalla, Antonio Jorge
A135s **Subestruturas de discordâncias em um aço bifásico
submetido a deformações cíclicas/Antonio Jorge Abdalla**
Abdalla. Guaratinguetá, 1999
196f: il; 30cm

Bibliografia: 150-165
Inclui apêndice
Tese(doutorado) - Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 1999.
Orientador: Prof.Dr. Tomaz Manabu Hashimoto
Co-orientador: Prof.Dr. Waldemar Alfredo Monteiro

1. Fadiga, subestruturas de discordâncias I.Título

CDU 620.178.3

620.178.3(043)

135p

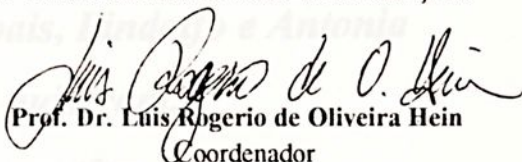
“SUBESTRUTURAS DE DISCORDÂNCIAS EM UM AÇO BIFÁSICO
SUBMETIDO A DEFORMAÇÕES CÍCLICAS”

ANTONIO JORGE ABDALLA

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

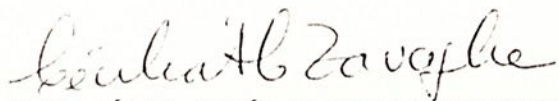

Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. FRANCISCO CRISTOVÃO LOURENÇO DE MELO
Unesp-Feg


Prof. Dr. NEIDE APARECIDA MARIANO
UFSCar


Prof. Dr. CECÍLIA AMÉLIA DE CARVALHO ZAVAGLIA
UNICAMP


Prof. Dr. ARNALDO HOMOBONO PAES DE ANDRADE
IPEN/SP

Setembro 1999

AGRADECIMENTOS

Às Prof. Terez Masabu Hashimoto e ao Prof. Waldemar Alfredo Menezes, meus orientadores, pelo carinho e dedicação durante todo o percurso de início, gravação e conclusão deste trabalho.

Ào IPEN, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, pela cooperação, permitindo o uso do Microscópio Eletrônico de Transmissão, em particular ao técnico Nildeimar Aparecido Meistas Ferreira que acompanhou o trabalho.

Aos meus pais, Lindolfo e Antonia

Ào AMR, Divisão de Materiais do IPT, em particular ao técnico do Microscópio Eletrônico de Varredura, em particular ao Eng. Gley Roberto dos Santos, ao MSc. Mário Lima de Alencastro Graça e a MSc. Sílvia Salgado que acompanharam as análises microscópicas.

Porque me quiseram,

Pelo amor que têm...

Aos meus irmãos

Ào DEMAR, Departamento de Materiais da FAENQUIL, pela utilização da máquina servohidráulica tipo MTS, para a realização dos ensaios mecânicos, em particular ao técnico Francisco de Paiva dos Santos.

À minha amada:

Lucilena do Oliveira Amann

Aos Profs. Rogério de Oliveira Hein e Marcelo dos Santos Pereira pelo apoio na consecução desta tese.

Aos meus: Bianca, Christian e Felipe

Às Dtas. da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo e Tecnologia da FIB/UNESP, pelo apoio e colaboração durante toda o decorrer deste trabalho.

À Bockwell Fornagelli do Brasil Ltda., pelo fornecimento do material.

À CAPES, pela concessão de bolsa de auxílio.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Tomaz Manabu Hashimoto e ao Prof. Waldemar Alfredo Monteiro, meus orientadores, pelo carinho e dedicação durante todo o percurso de início, gestação e conclusão deste trabalho.

Ao IPEN, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, pela cooperação, permitindo o uso do Microscópio Eletrônico de Transmissão, em particular ao técnico Nildemar Aparecido Messias Ferreira que acompanhou o trabalho.

Ao AMR, Divisão de Materiais do CTA, pela utilização do Microscópio Eletrônico de Varredura, em particular ao Eng. Dalcly Roberto dos Santos, ao MSc.Mário Lima de Alencastro Graça e a MSc.Elizabeth Godoy César Salgado que acompanharam as análises microscópicas.

Ao DEMAR, Departamento de Materiais da FAENQUIL, pela utilização da máquina servohidráulica tipo MTS, para a realização dos ensaios mecânicos, em particular ao técnico Francisco de Paiva Reis que acompanhou os ensaios.

Aos Profs. Rogério de Oliveira Hein e Marcelo dos Santos Pereira pelo apoio na consecução desta tese.

A todos os funcionários e amigos do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP, pelo apoio e colaboração durante todo o decorrer deste trabalho.

À Rockwell Fumagalli do Brasil Ltda., pelo fornecimento do material.

À CAPES, pela cessão da bolsa de auxílio.



SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS

LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURAS

Quem possui ciência e arte

1 - CAPÍTULO 1 - PRÓLOGO ***Tem também religião*** 26

Quem ambas não possui

1.1 - O ato de Ver e a Ciência ***Tem religião*** 26

1.2 - Da Microscopia 27

1.3 - Objetivos ***Quem possui capacidade*** 30

De uma confrontação ética

Com a civilização industrial

2 - CAPÍTULO 2 - REVISÃO TIPI ***Tem também ciência*** 31

Quem esta capacidade não possui

2.1 - Considerações Iniciais ***Tem ciência*** 31

2.2 - Aços Bifásicos 33

2.2.1 - Características Gerais **Goethe** 33

2.2.2 - Tratamentos Térmicos de Temperatura Intermitente 35

2.2.3 - Fatores que Influenciam a Microestrutura Difusiva 38

2.2.4 - Propriedades Moleculares e Microestruturais 41

2.2.5 - Fadiga em Aços Bifásicos 43

2.3 - Estruturas de Discordâncias nos Aços Bifásicos 48

2.4 - Fratura dos Aços Bifásicos 53

2.5 - Fratura por Fadiga dos Aços Bifásicos 57

3	- CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	61
3.1	- Materiais.....	61
3.2	- Corpos de Prova.....	63
3.2.1	- Corpos de Prova para Ensaio de Tração.....	63
3.2.2	- Corpos de Prova para Ensaio de Fadiga.....	63
3.3	- Tratamentos Térmicos.....	64
3.4	- Ensaios Mecânicos.....	66
3.4.1	- Ensaios de Tração.....	66
3.4.2	- Ensaios de Fadiga.....	66
3.5	- Microscopia.....	69
3.6	- Ensaios de Microdureza.....	70
4	- CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	72
4.1	- Propriedades Mecânicas.....	72
4.2	- Micrografias do Aço Laminado.....	85
4.2.1	- Micrografia Óptica.....	85
4.2.2	- Micrografia Eletrônica de Transmissão do Aço Laminado.....	86
4.2.3	- Micrografia Eletrônica de Varredura do Aço Laminado.....	93
4.3	- Micrografias do Aço Recozido.....	97
4.3.1	- Micrografia Óptica.....	97
4.3.2	- Micrografia Eletrônica de Transmissão do Aço Recozido.....	98
	Micrografia Eletrônica de Varredura do Aço Recozido.....	102

4.4	- Micrografias do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Descida.....	105
4.4.1	- Micrografia Óptica.....	105
4.4.2	- Micrografia Eletrônica de Transmissão do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Descida.....	106
4.4.3	- Microscopia Eletrônica de Varredura do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Descida.....	112
4.5	- Micrografias do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Subida.....	115
4.5.1	- Micrografia Óptica.....	115
4.5.2	- Microscopia Eletrônica de Transmissão do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Subida.....	116
4.5.3	- Microscopia Eletrônica de Varredura do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Subida.....	138
5	- CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	147
5.1	- Conclusões.....	147
5.2	- Sugestões para Trabalhos Futuros.....	149
6	- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	150

LISTA DE FIGURAS

<p>Figura 2.1 - Curvas típicas tensão-deformação de aços ao Carbono, ARBL e Bifásicos.....</p> <p>Figura 2.2 - Comparação entre as curvas tensão versus deformação tradicional, de aços recozidos e submetidos a tratamentos térmicos intercríticos.....</p> <p>Figura 2.3 - Representação esquemática dos dois modos básicos de têmperas intercríticas, após normalização.....</p> <p>Figura 2.4 - Nucleação e início do crescimento da fase austenita.....</p> <p>Figura 2.5 - Representação da morfologia final, após a têmpera, da ferrita e martensita, na têmpera de subida: (a) representação da microestrutura e (b) detalhe mostrando o crescimento da fase martensítica</p> <p>Figura 2.6 - Nucleação e início do crescimento da fase ferrita a partir de estrutura austenítica.....</p> <p>Figura 2.7 - Representação da morfologia bifásica após realização de têmpera intercrítica de descida.....</p> <p>Figura 2.8. - Os três estágios do encruamento de um aço bifásico.....</p>	<p>34</p> <p>34</p> <p>36</p> <p>36</p> <p>37</p> <p>37</p> <p>38</p> <p>49</p>
--	---

Figura 2.9 - Micrografia eletrônica de varredura(MEV) de uma superfície de fratura de um aço bifásico. Aspectos de fratura dúctil.....	55
Figura 2.10 - Micrografias eletrônicas de varredura(MEV) de uma superfície de fratura de um aço bifásico. Micromecanismo alveolar.....	55
Figura 2.11 - Micrografias eletrônicas de varredura(MEV) de uma superfície de fratura de um aço bifásico.....	56
Figura 2.12 - Micrografia eletrônica de varredura(MEV) de uma superfície de fratura de um aço bifásico.....	57
Figura 2.13 - Caminho percorrido por uma trinca de fadiga em um aço bifásico.....	59
Figura 3.1 - Diagrama de blocos para visualização geral do procedimento experimental.....	62
Figura 3.2 - Corpo de prova para ensaio de tração.....	63
Figura 3.3 - Corpo de prova para ensaio de fadiga.....	64
Figura 3.4 - Esquema mostrando os dois tratamentos térmicos de têmpera intercrítica utilizados.....	65
Figura 4.1 - Curva de fadiga para as microestruturas estudadas.....	78
Figura 4.2 - Gráfico da evolução da microdureza das fases ferrita e martensita dos aços estudados.....	81

Figura 4.3 - Evolução da microdureza da fase ferrítica dos aços estudados.....	82
Figura 4.4 - Evolução da microdureza da fase martensítica dos aços bifásicos estudados.....	83
Figura 4.5 - Microscopia Óptica (MO), microestrutura do aço laminado.....	85
Figura 4.6 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET) mostrando o aspecto geral da microestrutura do aço laminado, não ensaiado.....	87
Figura 4.7 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET) mostrando detalhe de grão perlítico do aço laminado, não ensaiado.....	88
Figura 4.8- Microscopia eletrônica de transmissão(MET) mostrando a presença de cementita em contornos de grãos do aço laminado, não ensaiado.....	88
Figura 4.9 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico do aço laminado, não ensaiado; (b) diagrama de difração [111].....	89
Figura 4.10 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando discordâncias em grãos ferríticos do aço laminado, ensaiado em fadiga, à tensão de 400 MPa por 200 ciclos; (b) Diagrama de difração [011].....	90
Figura 4.11 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as discordâncias no interior de um grão ferrítico do aço laminado, ensaiado em fadiga, à 400 MPa para 6% da vida estimada; (b) Diagrama de difração [001].....	91
Figura 4.12 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um aço recozido, ensaiado em fadiga a 285 MPa, até 12% da vida estimada; (b) Diagrama de difração [111].....	100

Figura 4.12 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico do aço laminado ensaiado em fadiga, à 400 MPa, para 80% da vida estimada; (b) Diagrama de difração [011].....	92
Figura 4.13 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um grão ferrítico do aço laminado rompido em fadiga, à 400 MPa em 328.180 ciclos; (b) Diagrama de difração [001].....	93
Figura 4.14 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV) da superfície de fratura do aço laminado.....	94
Figura 4.15 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV) da superfície de fratura em fadiga do aço laminado, região da ruptura final.....	95
Figura 4.16 - Micrografia eletrônica de varredura(MEV) da região da região de propagação da trinca em fadiga do aço laminado.....	96
Figura 4.17 - Microscopia óptica (MO), microestrutura do aço recozido.....	97
Figura 4.18 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET), mostrando um encontro triplo de grãos do aço recozido, não ensaiado.....	98
Figura 4.19 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as bandas de deslizamento no interior de um grão ferrítico do aço recozido, ensaiado em fadiga a 285 MPa por 500 ciclos; (b) Diagrama de difração [111].....	99
Figura 4.20 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um aço recozido, ensaiado em fadiga a 285 MPa, até 12% da vida estimada; (b) Diagrama de difração [111].....	100

Figura 4.21 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um grão de ferrita do aço recozido, ensaiado a 285 MPa, para 40% da vida em fadiga; (b) Diagrama de difração [011].....	101
Figura 4.22 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias com arranjo celular na ferrita do aço recozido, ensaiado em fadiga a 285 MPa, para 80% da vida; (b) Diagrama de difração [001].....	101
Figura 4.23 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias com arranjo celular formadas na ferrita do aço recozido, ensaiado em fadiga a 285 MPa, até a ruptura (740.020 ciclos); (b) Diagrama de difração	102
Figura 4.24 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando a superfície de fratura em fadiga do aço recozido.....	103
Figura 4.25 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando a superfície de fratura em fadiga do aço recozido, na região de ruptura final.....	103
Figura 4.26 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando a região de propagação da trinca por fadiga do aço recozido.....	104
Figura 4.27 - Microscopia Óptica (MO), microestrutura do aço bifásico B2, produzido pela têmpera intercrítica de descida, constituída de ferrita e martensita.....	105
Figura 4.28 - Micrografia Eletrônica de transmissão(MET), mostrando a interface de grãos ferríticos (claros) com a fase martensita (escura) em um aço bifásico B2, não ensaiado.....	106

Figura 4.29 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET), mostrando a fase bainítica (cinza) formada entre a fase ferrítica e martensítica, em um aço bifásico B2, não ensaiado.....	107
Figura 4.30 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): mostrando as discordâncias num grão ferrítico do aço bifásico B2, (a) no centro do grão;	
(b) próximo a interface ferrita-martensita.....	108
Figura 4.31 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as discordâncias no interior de um grão ferrítico do aço bifásico B2, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 1% da vida estimada; (b) diagrama de difração [111].....	109
Figura 4.32 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico do aço bifásico B2, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 6% da vida estimada; (b) diagrama de difração [111].....	110
Figura 4.33 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas em um grão ferrítico do aço bifásico B2, ensaiado em fadiga, à 500 MPa por 80% da vida estimada; (b) diagrama de difração [011].....	111
Figura 4.34 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas formadas em um grão ferrítico do aço bifásico B2, ensaiado em fadiga à 500 MPa, até a ruptura; (b) diagrama de difração [111].....	112
Figura 4.35 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando uma superfície de fratura em fadiga do aço bifásico B2.....	113

Figura 4.36 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando a superfície de fratura, de um aço bifásico B2, na região da ruptura final.....	113
Figura 4.37 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando a região de propagação de trinca em fadiga em um aço bifásico B2.....	114
Figura 4.38 - Microscopia Óptica (MO), mostrando a microestrutura do aço bifásico obtida na condição 1 (B1).....	115
Figura 4.39 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET), mostrando o aspecto geral da microestrutura do aço bifásico (B1): pequenas ilhas de martensita (escuras), envolvidas por grãos ferríticos (claros).....	117
Figura 4.40 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET), mostrando o detalhe da fase martensítica (escura), com uma faixa de bainita (cinza) ao redor, envolvidos por grãos ferríticos (claros). Em um aço bifásico B1, não ensaiado.....	118
Figura 4.41 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET), micrografia de campo escuro, mostrando a fase bainítica.....	119
Figura 4.42 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET), mostrando discordâncias em um grão ferrítico do aço bifásico B1, não ensaiado; (a) próximo a interface com a martensita, (b) no centro do grão ferrítico.....	120
Figura 4.43 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando discordâncias alinhadas num grão ferrítico; (b) diagrama de difração [011]. Aço bifásico B1, ensaiado a 500 MPa, por 200 ciclos.....	121

- Figura 4. 44 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as discordâncias na fase ferrítica; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 200 ciclos.....122
- Figura 4. 45 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando emaranhado de discordâncias num grão ferrítico, próximo a interface com a martensita; (b) diagrama de difração [113]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 200 ciclos.....123
- Figura 4. 46 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando os arranjos de discordâncias presentes em grãos ferríticos, próximo ao contorno de grão; (b) diagrama de difração [111]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, com 1% da vida estimada.....124
- Figura 4. 47 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando arranjo de discordâncias presentes em um grão ferrítico, próximo ao contorno de grão; (b) diagrama de difração [114]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa, até 1% da vida estimada.....124
- Figura 4. 48 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um grão ferrítico, próximo a interface com a martensita (esquerda); (b) diagrama de difração [011]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 500 MPa, por 3% da vida estimada.....126
- Figura 4. 49 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa, por 3% da vida estimada.....127

- Figura 4. 50 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas em um grão ferrítico, próximo a interface com a martensita (escura, acima); (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 6% da vida estimada.....128
- Figura 4. 51 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas em um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa, por 6% da vida estimada.....128
- Figura 4.52 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET), mostrando discordâncias alinhadas na fase bainítica, localizada entre as fases martensita (escura) e ferrita (clara). Aço bifásico B1, ensaiado a 615 MPa, até 6% da vida estimada.....129
- Figura 4. 53 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET), mostrando a fase martensítica no aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa, por 6% da vida estimada.....130
- Figura 4. 54 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando emaranhados de discordâncias e formação incipiente de células no interior do grão ferrítico, próximo a fase martensítica (esquerda), no interior do grão ferrítico, próximo a fase martensítica (esquerda); (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 500 MPa, por 12% da vida estimada.....131
- Figura 4. 55 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas em forma de arranjos celulares num grão ferrítico; (b) diagrama de difração [223]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 615 MPa, por 12% da vida estimada.....131
- Figura 4. 56 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando os arranjos em células de discordâncias formados no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 615 MPa, por 40% da vida estimada.....132

- Figura 4. 57 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando subestruturas de discordâncias em formato de células, de tamanhos variados no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 500 MPa, por 20% da vida estimada.....133
- Figura 4. 58 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando subestruturas celulares de discordâncias e discordâncias alongadas no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 500 MPa, a 500 MPa, por 40% da vida estimada.....134
- Figura 4. 59 - Micrografia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 80% da vida estimada.....135
- Figura 4. 60 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 615 MPa, por 80 % da vida estimada.....135
- Figura 4.61 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET), mostrando detalhe ampliado da região de maior densidade de discordâncias (escura) da Fig. 4.60.....136
- Figura 4. 62 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [111]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 500 MPa, até a ruptura.....137
- Figura 4. 63 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [111]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 615 MPa, até ruptura.....137

Figura 4. 64 - Microscopia eletrônica de transmissão(MET): (a) mostrando discordâncias na fase martensítica; (b) diagrama de difração. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, até a ruptura.....138

LISTA DE TABELAS

Figura 4. 65 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando a superfície de fratura de um corpo de prova do aço bifásico B1, ensaiado em fadiga.....139

Figura 4. 66 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando a região da superfície de fratura final de um aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa.....140

Figura 4. 67 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando a região de fratura final de um aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa.....140

Tabela 4.2 - Ensaio de fadiga em aço bifásico em diferentes níveis de tensão

Figura 4. 68 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando a região de propagação da trinca em fadiga de um aço bifásico B1, ensaiado a 500 MPa.....141

Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas em aço bifásico

Figura 4. 69 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV): (a) mostrando região do início e propagação da trinca; (b) detalhe de defeito na região de nucleação da trinca. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa.....142

Tabela 4.4 - Número de ciclos em função da tensão média em fadiga para

Figura 4. 70 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando, em detalhe, estrias de fadiga no aço bifásico B1, ensaiado a 615 MPa.....143

Tabela 4.3 - Propriedades mecânicas em aço bifásico (B1)

Figura 4. 71 - Microscopia eletrônica de varredura(MEV), mostrando microtrincas na interface ferrita-martensita do aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa:
(a) por 40% da vida estimada; (b) por 80% da vida estimada.....144

Tabela 4.5 - Microdurezas das fases ferrita e martensita

Figura 4.72 - Relação esquemática entre subestruturas de discordâncias e microdureza da ferrita.....146

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Subestruturas de discordâncias desenvolvidas em um aço bifásico C-Mn-Si deformado em tração monotônica.....	50
Tabela 3.1 - Composição química, em peso, dos principais elementos do aço USI-RW-450.....	61
Tabela 3.2 - Ensaio de fadiga interrompidos em diferentes números de ciclos para cada condição microestrutural.....	68
Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas em tração.....	72
Tabela 4.2 - Tamanho médio dos grãos de ferrita.....	73
Tabela 4.3 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga para o aço bifásico na condição 1 (B1).....	74
Tabela 4.4 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga para o aço bifásico na condição 2 (B2).....	75
Tabela 4.5 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga para o aço recozido (R).....	76
Tabela 4.6 - Número de ciclos em função de tensão máxima em fadiga para o aço laminado (L).....	77
Tabela 4.7 - Fração volumétrica das fases ferrita e martensita.....	79
Tabela 4.8 - Microdureza das fases ferrita e martensita.....	79
Tabela 4.9 - Microdureza das fases ferrita e martensita em função da porcentagem de vida ensaiada.....	80



LISTA DE ABREVIATURAS

LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURA

ABNT	=	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AMR	=	Divisão de Materiais
ARBL	=	Alta resistência e baixa liga
ASTM	=	American Society for Testing and Materials
B1	=	Aço bifásico submetido à têmpera intercrítica de subida
B2	=	Aço bifásico submetido à têmpera intercrítica de descida
CTA	=	Centro Técnico Aeroespacial
EDS	=	Energy dispersive spectrometry
HV	=	Microdureza Vickers
L	=	Aço laminado
MET	=	Microscopia eletrônica de transmissão
MEV	=	Microscopia eletrônica de varredura
R	=	Aço recozido
TD	=	Têmpera intercrítica de descida
TS	=	Têmpera intercrítica de subida

$\sigma'(\%)$ = Tensão de escoamento cíclico [MPa]

σ_{UT} = Tensão de resistência à tração [MPa]

T = Espessura do corpo de prova [mm]

W = Largura do corpo de prova [mm]

LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURA

RESUMO

No presente trabalho foram comparadas as propriedades mecânicas, de tração e fadiga, para quatro condições microestruturais, produzidas a partir de um aço de baixo carbono (0,11%). No decorrer das ensaios foram observadas as subestruturas de discordâncias formadas e suas formas e localizações em cada microestrutura.

As microestruturas analisadas apresentaram diferentes graus de laminação a superaquecimento, sendo produzidas por laminação a quente, recozido, e duas condições bifásicas. Nos aços bifásicos, as estruturas foram produzidas pelo maior e menor grau de laminação.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga para as amostras foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

Os resultados de ensaios de tração e fadiga foram analisados em relação ao movimento das discordâncias e sua distribuição de tamanho entre as grãos ferríticos e martensíticos. Nos ensaios de fadiga, a vida média das amostras foi atingida 3% de vida estimada, observando-se a formação de subestruturas de discordâncias.

ABDALLA, Antonio Jorge. *Subestruturas de discordâncias em um aço bifásico submetido a deformações cíclicas*. Guaratinguetá, 1999, 165p. Tese de Doutorado(Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia,Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”.

RESUMO

No presente trabalho foram comparadas as propriedades mecânicas, de tração e fadiga, para quatro condições microestruturais, produzidas a partir de um aço de baixo carbono (0,11%). No decorrer dos ensaios foram observadas as subestruturas de discordâncias formadas e estas foram relacionadas com a microestrutura e as propriedades mecânicas apresentadas. Foi analisado o comportamento das microestruturas do aço laminado, recozido, e duas condições bifásicas. Nos aços bifásicos, as ilhas de martensita, espalhadas pela matriz ferrítica, atuaram como barreiras ao movimento das discordâncias e contribuíram para melhorar a distribuição de tensões entre os grãos ferríticos adjacentes. Nos primeiros ciclos do ensaio de fadiga, dos aços bifásicos, até atingir 3% da vida estimada, observou-se o endurecimento cíclico da ferrita. O aumento na dureza da ferrita foi associado ao aparecimento de bandas de deslizamento e interações das discordâncias entre si e com precipitados, interações mais intensas devido ao aumento na densidade destas e à formação de arranjos tendendo à subestruturas em forma de células. Após 3% da vida estimada, ocorreu amolecimento cíclico da ferrita. Este fenômeno foi associado à formação de subestruturas de discordâncias em forma de arranjos celulares e ao aparecimento de paredes de discordâncias mais densas. As subestruturas de discordâncias desenvolvidas no aço laminado, foram bastante heterogêneas com relação ao tamanho e a distribuição, gerando regiões com tensões localizadas maiores, que propiciaram o início e desenvolvimento de trincas. A fase ferrítica do aço recozido foi a única, entre as condições microestruturais deste trabalho, que não apresentou endurecimento cíclico nas condições estudadas, demonstrando menor capacidade de endurecimento por deformação. Observou-se também que os arranjos celulares de discordâncias, na ferrita deste aço, foram maiores e com paredes mais densas que dos outros aços estudados. As primeiras microtrincas apareceram, na interface ferrita/martensita dos aços bifásicos, para cerca de 40% da vida estimada em fadiga. O aumento no nível da tensão máxima do ciclo de cargas, de 500 MPa para 615 MPa, provocou, no aço bifásico, alteração no micromecanismo de fratura, na região de propagação da trinca, passando de predominantemente alveolar para clivagem.

Palavras chaves: propriedades mecânicas, subestruturas de discordâncias, aços bifásicos.

ABDALLA, Antonio Jorge. *Substructures of dislocations in the dual phase steel submitted to cyclic strain*. Guaratinguetá, 1999, 165p. Doctoral Thesis (Doctoral thesis in mechanical engineering) College of Mechanical Engineering, State University of São Paulo "Júlio de Mesquita Filho".

ABSTRACT

In the present work mechanical properties, of tensile and fatigue were analyzed, for four microstructures conditions, produced from low carbon steel(0,11%). During the tests the dislocation substructures were observed and were related with the microstructure and mechanical properties. The behavior of the microstructures in rolled steel, annealed steel, and two different conditions of dual-phase steel were analyzed. In dual-phase steels the martensite islands, disperse by the ferrite matrix acted as obstacle to the movement of the dislocations and they contributed to improve the distribution of tensions among the ferrite grains adjacent. In the first cycles of dual-phase steels fatigue test up to 3% of the estimated life, the cyclic hardening of the ferrite was observed. The increase in the hardness of the ferrite was related with the appearing of sliding bands and interactions of the dislocations with each other and with precipitate, more intense interactions due to the increase in the density of these and to the formation of arrangements tending to the substructures in form of cells. After 3% of the estimated life a cyclic softening of the ferrite occurred. This phenomenon was associated to the formation of dislocation substructure in cells arrangement shapes and to the appearing of denser dislocation walls. The substructure of dislocations developed in the rolled steel, were enough heterogeneous with relationship to the size and the distribution, generating areas with larger located tensions, that propitiated the beginning and development of cracks. The ferrite phase of the annealed steel was the only one, among the microstructures conditions studied, that not showed a cyclic hardening, demonstrating smaller capacity for work hardening. It was also observed that cells arrangements of dislocations in the ferrite of this steel were larger and with denser walls than of the other studied steels. The first microcracks appeared in the interface ferrite/martensite of the dual-phase steels for about 40% of the fatigue life. The increase in the level of the maximum tension of the cycle of loads, 500 MPa for 615 MPa, provoked in the dual-phase steel an alteration in the fracture micromechanism, in the crack propagation area, changing of dimple rupture to cleavage.

Keywords: mechanical properties, substructure of dislocations, dual phase steel.



CAPÍTULO 1

PRÓLOGO

“As mudanças mais fundamentais em qualquer ciência comumente resultam, não tanto de invenções de novas técnicas de pesquisa, mas, antes, de novas maneiras de se olhar para os dados”

(ALVIN GOULDNER)

1.1. O ato de ver e a Ciência

O sentido da visão, extremamente desenvolvido no homem moderno, é uma das capacidades indispensáveis à convivência humana. JOSÉ SARAMAGO, prêmio nobel de literatura, num ensaio literário de ficção: “Ensaio sobre a cegueira”, cria imaginariamente uma “cegueira branca” que se transmite num contágio misterioso e em pouco tempo constroi-se um caos, em todos os aspectos, na civilização humana [1]. O ato de ver abre um caminho de acesso a realidade externa, porém, além da apreensão imagética dos objetos é preciso conhecê-los. Neste trajeto entra em jogo a interpretação, a criação de modelos adequados a compreensão dos fenômenos, a realização e análise de experimentos que inevitavelmente, ainda que a ciência pretenda uma neutralidade, estão vinculados ao observador, ao seu sistema de valores, enfim a sua subjetividade [2].

Além do caráter organizacional da vida, a ciência associa a possibilidade de ver, física e diretamente, ou matematicamente, à avaliação de maior ou menor confiabilidade dos fenômenos. Deve-se reconhecer que o método científico é um modo de abordagem, não o único, capaz de trazer conhecimento ao homem. Nesse sentido a ciência necessita urgentemente de recuperar o compromisso de caminhar ao lado do homem e não sobre ele [3].

Num momento em que a tecnologia atinge níveis surpreendentes, a recuperação da ética para o centro das decisões científicas, para o direcionamento das pesquisas é essencial. Sem um julgamento de valor rigoroso que coloque a ciência a serviço do homem, toda a vida sobre o planeta pode estar comprometida. Como decidir sobre a clonagem de animais e seres humanos sem um julgamento ético, sobre os alimentos transgênicos, sobre o desemprego ou robotização, a utilização ou não de energia nuclear, sobre os impactos ao meio ambiente, e tantas outras questões? Brecht, escrevendo sobre Galileo Galilei, defende de forma simples e direta esta visão : “Eu sustento que a única finalidade da ciência está em aliviar a miséria da existência humana” [4]. Talvez fosse o momento dos cientistas voltarem os olhos para a própria ciência e questionar os seus descaminhos.

1.2. Da Microscopia

A visão humana tem a capacidade de detectar um espectro de luz limitado, ondas com comprimento de 4.000 \AA a 7.000 \AA e um limite dimensional. Na tentativa de ver e conhecer objetos muito pequenos, os pesquisadores desenvolveram instrumentos que produzem grandes ampliações, aumentando desta forma, o campo de visão e permitindo aos cientistas “tatear” com mais segurança, os limites mais prováveis de ocorrências em nível microscópico.

Pode-se a título ilustrativo, por exemplo, citar a contribuição inegável do microscópio eletrônico para a comprovação da existência dos mecanismos de discordâncias nos processos de deformação plástica dos metais, dos mecanismos de endurecimento por precipitação de partículas submicroscópicas, da importância dos defeitos cristalinos nas propriedades mecânicas dos materiais, enfim toda uma gama de ocorrências microestruturais que podem chegar a dimensões nanométricas.

A ciência tem acelerado o seu ritmo de desenvolvimento e inovação exigindo por conseguinte, conhecimentos técnicos cada vez mais específicos para uma adequada utilização das novas tecnologias. A microscopia eletrônica vem aperfeiçoando sua utilização e resolução de imagens por mais de meio século para alcançar dimensões de



ordem atômica, tornando-se um poderoso instrumento para estudos de microestrutura de materiais. Em vista da revolução provocada pelo novo instrumento, pode-se até considerar a sua trajetória até a época atual, como rápida. Ainda que se considere a descoberta dos elétrons como ponto de partida, após a famosa experiência de J. J. Thomson em 1897 com descarga de raios catódicos em gases rarefeitos, quando determinou a existência e as características dos elétrons, um século é um tempo relativamente curto, pelas novas perspectivas abertas. A soma de esforços de inúmeros cientistas como Lorentz, Einstein, Planck, de Broglie, Davisson, Gerner, Bethe, Marton, Borries, Ruska, Hillier, Baker, Boersch, Heidenreich, Blackman, Mahl, Mueller, Bradley, Bollmann, Menter, Dowell e tantos outros, construíram patamar sobre patamar, até elevarem o conhecimento ao ponto de visão tecnológica atual sobre o assunto [5].

Os microscópios eletrônicos tornaram-se aparelhos indispensáveis às análises qualitativas microestruturais. No entanto, é essencial a associação das imagens vistas a um modelo teórico sólido que permita fazer coerência com as micrografias, uma vez que estas figuras escapam completamente ao campo de visão natural do ser humano. À medida que se reduz o tamanho da partícula a ser analisada, necessita-se de aumentos maiores para torná-la legível ao olho humano. Este ganho em resolução para elementos minúsculos significa uma análise de detalhes muito específicos. Esta visualização para análise de características como defeitos, discordâncias e precipitados é extremamente valioso, mas, é fundamental que não se perca de vista que as observações para análises conclusivas de um determinado material necessitarão de um grande número de amostras e um tratamento estatístico adequado, salvo para materiais que apresentem grande homogeneidade, um caso raro. MONTGOMERY [6], alerta para a necessidade de encaixe do modelo proposto ao experimento analisado, observando que o número de experimentos está associado ao grau de confiabilidade dos resultados alcançado.

KURZYDTOWISKI e RALPH [7], aconselham além de um tratamento estatístico, um questionamento prévio sobre aquilo que se pretende observar, com que grau de segurança, com que objetivo, com que faixa de dimensão microestrutural, tendo em mente o tipo de material e o histórico do mesmo. Sugere ainda uma seqüência criteriosa de observações a partir de análises macroscópicas que permitam detectar alguns elementos como a textura do material, o tipo de material, a presença de macrotrincas ou defeitos

superficiais, passando pela utilização do microscópio ótico que permite identificar grãos, fases, inclusões, e outros elementos até dimensões em torno de 3.000 Å. Na seqüência, utiliza-se os microscópios eletrônicos que permitem identificar parâmetros mais finos como partículas finas, discordâncias, falhas de empilhamento e outros tipos de defeitos. A combinação do número de amostras, escolha das amostras e aparelhos mais indicados a cada fase de observação, resultarão em conclusões de maior ou menor confiabilidade.

Pode-se subdividir a microscopia eletrônica em dois tipos básicos: microscopia eletrônica de varredura e microscopia eletrônica de transmissão. A primeira apresenta boa resolução para elementos até cerca de 200 Å, permite excelente profundidade de foco, indicada para estudos de superfícies que apresentem um certo relevo, como por exemplo superfícies de fratura. Sua imagem pode ainda ser reconstruída por processamento de imagens, que permite estudá-las tridimensionalmente. A microscopia eletrônica de transmissão apresenta excelente resolução de imagem, podendo atingir a 3 Å, permitindo identificar espaçamento entre as discordâncias, entre falhas de empilhamento, espessura de contornos de grãos, interfaces e até defeitos puntiformes.

O microscópio eletrônico de transmissão tornou-se, nos últimos 30 anos, um dos principais instrumentos de pesquisa na área de materiais. Além de seu poder de resolução chegar a competir com o microscópio de campo iônico, apresenta ainda duas vantagens importantes: a possibilidade de observar o que existe no interior da microestrutura dos materiais (os elétrons atravessam a amostra) e a facilidade de identificar detalhes da amostra através da técnica de difração [8].

A utilização das técnicas de microscopia é imprescindível no estudo e compreensão da microestrutura dos materiais. A Sociedade Brasileira de Microscopia e Microanálises tem promovido congressos bienais sobre microscopia de materiais desde 1988, evidenciando o desenvolvimento atingido nestes últimos 10 anos em tópicos como instrumentação, novas técnicas, microanálises e difração, e aplicação na pesquisa de materiais. No último congresso (1998) foram apresentados 130 artigos de alto nível, o que demonstra um grau de amadurecimento do pesquisador brasileiro e o potencial de desenvolvimento das pesquisas e tecnologia na área [9].



1.3. - Objetivos

Nas últimas décadas, os estudos relacionados aos aços bifásicos se concentraram na produção de diferentes microestruturas, através de diferentes roteiros de tratamentos térmicos, na elucidação das vantagens destes aços, comparados aos aços ao carbono ou de alta resistência e baixa liga, às aplicações potenciais na indústria, principalmente automotivas e pesquisas sobre envelhecimento. Poucos trabalhos foram publicados analisando as subestruturas de discordâncias formadas nos aços bifásicos submetidos à deformação. Esta carência em parte é justificada pela dificuldade de se trabalhar com aços em microscopia eletrônica de transmissão, por causa de dois fatores básicos: tempo necessário para preparação de cada amostra (3 a 6 horas) e a forte interação do feixe eletrônico com a ferrita do aço, gerando distorções na imagem devido ao campo magnético.

Este trabalho tem por objetivo conhecer as subestruturas de discordâncias formadas durante o processo de deformação cíclica em um aço bifásico, obtido através de têmpera intercrítica a 760°C, à partir de um aço de baixo carbono especificado como USI-RW-450. O acompanhamento da evolução das subestruturas de discordâncias, à partir da microestrutura não deformada, até o momento da ruptura, permitirá compreender a relação destas com a microestrutura bifásica e com as propriedades mecânicas apresentadas.

Pode-se ainda relacionar as subestruturas de discordâncias formadas no momento do aparecimento das microtrincas, possibilitando uma avaliação da vida do material, anterior ao surgimento de trincas por fadiga. Este fator, pode complementar os estudos sobre avaliação da vida do material, realizados pela mecânica da fratura.

Este estudo observa também as relações entre microestrutura, subestruturas de discordâncias e micromecanismos de fratura ativados. A compreensão destas interrelações é fundamental para a otimização na produção de materiais.

Os ensaios e análises efetuadas com os aços recozidos e laminados, com idêntica composição química dos aços bifásicos, visou estabelecer níveis de comparação entre as propriedades mecânicas, microestruturas, subestruturas de discordâncias e micromecanismos de fratura, contribuindo, desta forma, para a compreensão específica da atuação de cada um destes fatores.



CAPÍTULO 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Considerações Iniciais

Os aços constituem um dos mais antigos materiais produzidos e utilizados pelo homem. O desenvolvimento tecnológico, associado às necessidades do mercado, exigem aperfeiçoamento e melhorias constantes nos materiais utilizados para os mais diversos fins industriais. Ao lado dos plásticos, alumínio e materiais compostos, os aços tem encontrado alternativas que melhorem as suas características e desempenho, garantindo o seu espaço através de novos tratamentos térmicos, alterações nas composições químicas e processamentos termomecânicos.

O aparecimento dos aços ARBL (alta resistência e baixa liga) aumentaram os níveis de resistência dos aços devido a adições de elementos de liga que provocam um refino de grão e propiciam o endurecimento por precipitação. Na década de 70 houve um grande crescimento da participação destes aços na fabricação de veículos [10]. Posteriormente surgiram os aços microligados, onde elementos de liga como nióbio, vanádio ou titânio são adicionados em pequenas quantidades. Estes elementos provocam um refino no grão austenítico e por serem elementos formadores de carbonetos ou carbonitreto podem precipitar no interior do grão ferrítico. Com os aços microligados houve um aumento na resistência mecânica do aço [11]. Os aços microligados são mais dúcteis e tenazes que os aços ARBL, apresentando ainda boa soldabilidade e alta resistência mecânica. Estas propriedades permitiram ampliar a utilização destes aços para estruturas navais e tubulações em geral, em locais que envolvam baixas temperaturas [12].

A partir de 1975 tornaram-se conhecidos no meio científico os aços bifásicos, cuja microestrutura é constituída basicamente de ferrita e martensita que proporciona alta resistência mecânica com ductilidade superior aos aços ARBL [13, 14]. O grande interesse pela nova classe de material permitiu o aperfeiçoamento na produção de aços bifásicos, ajustando a composição química, o tratamento térmico ou processamento termomecânico, para adequar o aço bifásico produzido, às propriedades mecânicas desejadas [15]. Os aços bifásicos apresentam-se bastante promissores, como por exemplo, para a indústria automobilística, permitindo a substituição de vários componentes, com vantagens, se comparados com os aços utilizados anteriormente [16-18].

O estudo detalhado das funções de cada fase nos aços bifásicos, levaram a pesquisas que alteram a constituição das fases, para produzir as propriedades mecânicas desejadas como aumento da resistência, melhoria na vida em fadiga, aumento na ductilidade e tenacidade à fratura [19]. Os aços ferríticos-bainíticos podem melhorar as propriedades de tenacidade, sendo atualmente, usados com sucesso em gasodutos e oleodutos, submetido a baixa temperatura [20]. Aços trifásicos ou polifásicos, ou ainda austeníticos-ferríticos tem sido produzidos no sentido de explorar as diversas combinações de fases para obter os resultados desejados [21,22].

Mais recentemente, visando estampagens profundas, tem-se desenvolvido os aços de ultra baixo carbono e, conforme o grau de estampabilidade exigido, modifica-se a microestrutura, adicionando-se elementos microligantes como nióbio, titânio e vanádio ou teores mais elevados de silício ou manganês [23].

Toda a gama de possibilidades de transformações microestruturais com conseqüentes mudanças nas propriedades mecânicas, demonstram que os aços têm potencial para uso industrial de forma geral e tem ainda um vasto campo de estudos e aperfeiçoamento, podendo responder a contento às exigências de uma série de projetos.

2.2 - Aços Bifásicos

2.2.1 - Características Gerais

Os aços bifásicos são obtidos a partir de tratamentos térmicos intercríticos em aços de baixo carbono, resultando em uma microestrutura formada basicamente por ferrita e martensita, conferindo ao aço propriedades mecânicas muito promissoras em vários campos de aplicação como: na indústria automobilística, no setor esportivo, fabricação de arames, estruturas de concreto e outros.

Os aços bifásicos, ao combinarem as fases dúcteis e duras, adquirem propriedades mecânicas superiores aos aços de baixo carbono com idêntica composição química. A transformação é simples, não necessitando da adição de elementos de liga, basta que seja realizado um tratamento térmico adequado. Uma das características mais úteis decorre do fato de que, após o tratamento de têmpera intercrítica, apresentará uma redução no limite de escoamento e um aumento no limite de resistência, com pouco prejuízo da ductilidade. Não apresentará escoamento descontínuo, não aparecem as bandas de Lüders, fato que o credencia para projetos que exijam um acabamento superficial de primeira qualidade [24,25].

Os aços bifásicos apresentam elevada resistência mecânica, como os aços ARBL, com a vantagem de ter maior plasticidade. A Fig. 2.1, compara um aço de baixo carbono, um ARBL e um bifásico com teores de carbono semelhante e evidencia estes aspectos.

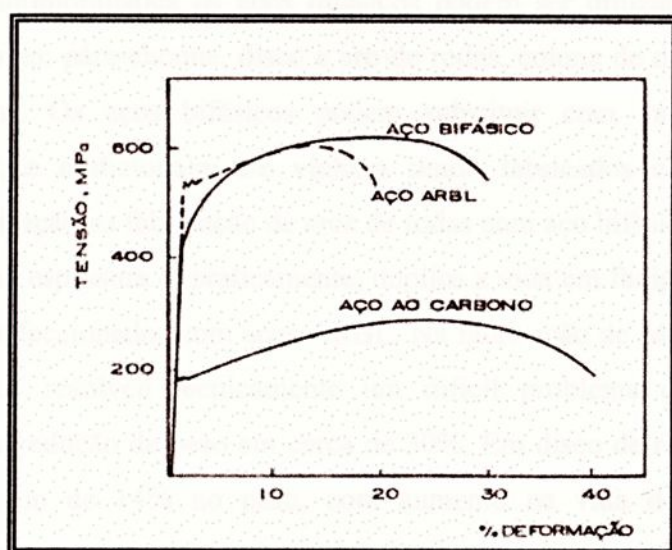


Figura 2.1 - Curvas típicas tensão-deformação de aços ao Carbono, ARBL e Bifásicos [15]

A Fig. 2.2 permite a comparação entre dois aços de baixo carbono, recozidos e com microestruturas bifásicas. Observa-se que em ambos os casos os aços bifásicos apresentam escoamento contínuo, elevação nos níveis de resistência e redução na ductilidade. O aço bifásico microligado, alcançou maior limite de resistência e alongamento, comparado com o aço bifásico sem elementos de liga.

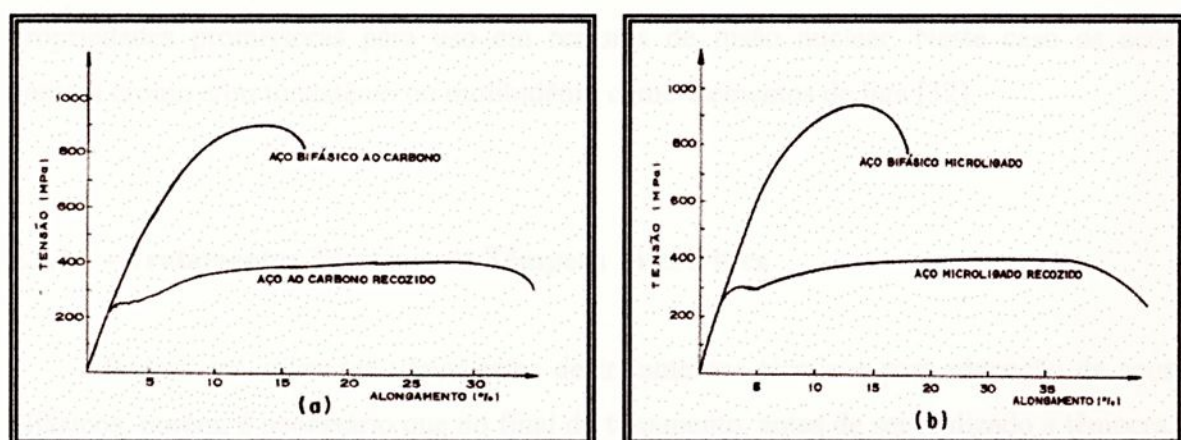


Figura 2.2 - Comparação entre as curvas tensão versus deformação tradicional; de aços recozidos e submetidos a tratamentos térmicos intercríticos: (a) aço ao carbono (API-5L-B), (b) aço microligado (API-5L-X52) [26].

Na indústria automobilística os aços bifásicos podem ser utilizados com vantagens em vários itens, como: pára-choque, disco e aro de rodas, coluna de direção, componentes de chassi e outros. Os aços bifásicos podem substituir com vantagens uma série de componentes que tradicionalmente vinham sendo fabricados com aços comuns. Por exemplo, a utilização na fabricação de aros de rodas com aço bifásico permite a redução de cerca de 20% na espessura e, praticamente, duplica a vida em fadiga com relação aos aços tradicionais, confeccionados com aços ARBL. Na fabricação de pára-choques, a utilização do aço bifásico resolveu tecnicamente um difícil problema de conformabilidade e apresentou uma redução de peso em cerca de 30%. Em disco de rodas, conseguiu-se uma redução em torno de 14% no peso, com aumento na vida do componente [16,27]. Apresenta vantagens ainda na fabricação de polias, colunas de direção, suporte de molas, armação de assento, pára-lamas, partes externas de portas, tampa de porta malas, parte de painéis internos, reforços de aba de capô, suporte do núcleo do radiador, etc [10].

A indústria automobilística japonesa encontrou vantagens utilizando aços bifásicos na fabricação de motores [28].

No setor esportivo, o aço bifásico foi considerado excepcional para equipamento de proteção, como na esgrima, devido a alta resistência e boa absorção de impacto [29]. Observou-se, ainda, bons resultados na produção de arames de alta resistência [30], como reforços em estruturas de concreto, oferecendo, além de boas propriedades mecânicas, uma resistência à corrosão bem maior que os aços tradicionais [31], mostrando ainda propriedades promissoras para uso em reatores de fusão nuclear. Neste caso os aços contém cromo e/ou tungstênio ou molibidênio como elementos de liga [32].

2.2.2 - Tratamentos Térmicos de Têmpera Intercrítica

Podem ser utilizadas várias rotas de tratamentos térmicos para obtenção de aços bifásicos, porém, é necessário que no final do tratamento, antes de ser realizado a têmpera, coexistam as fases ferrita e austenita. Após a têmpera, a fase austenítica, enriquecida em carbono, transformar-se-á em martensita, obtendo-se, basicamente, as fases ferrita e martensita, constituintes do aço bifásico. É comum, para se obter uma microestrutura mais



uniforme, a realização inicial de um recozimento ou uma normalização. Pode-se esquematicamente representar o tratamento térmico intercrítico de duas maneiras, conforme ilustrado na Fig. 2.3.

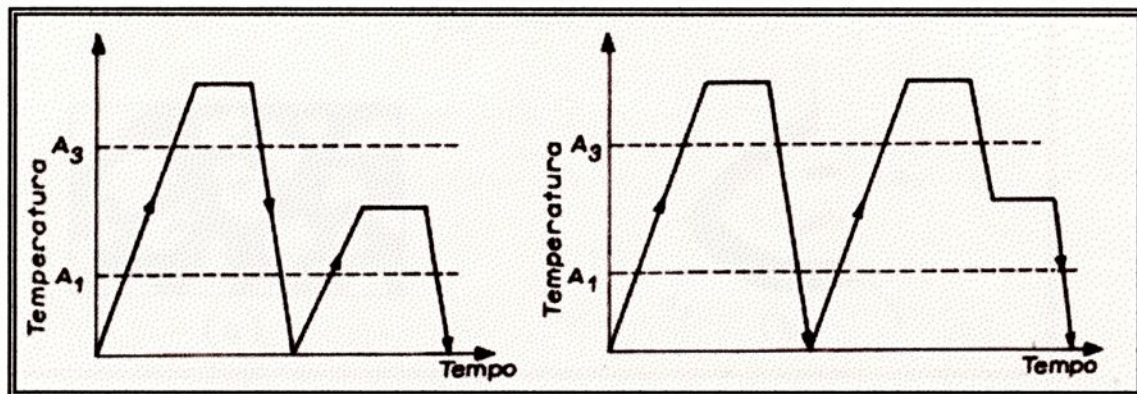


Figura 2.3 - Representação esquemática dos dois modos básicos de t \acute{e} mperas intercríticas, após normalização: a) t \acute{e} mpera intercrítica de subida e b) t \acute{e} mpera intercrítica de descida [26].

Conforme o tratamento escolhido, tem-se como resultado, um modelo morfológico. O esquema da Fig. 2.4 mostra as transformações ocorridas a partir da microestrutura ferrítica-perlítica do aço, até a formação da fase austenítica na temperatura intercrítica.

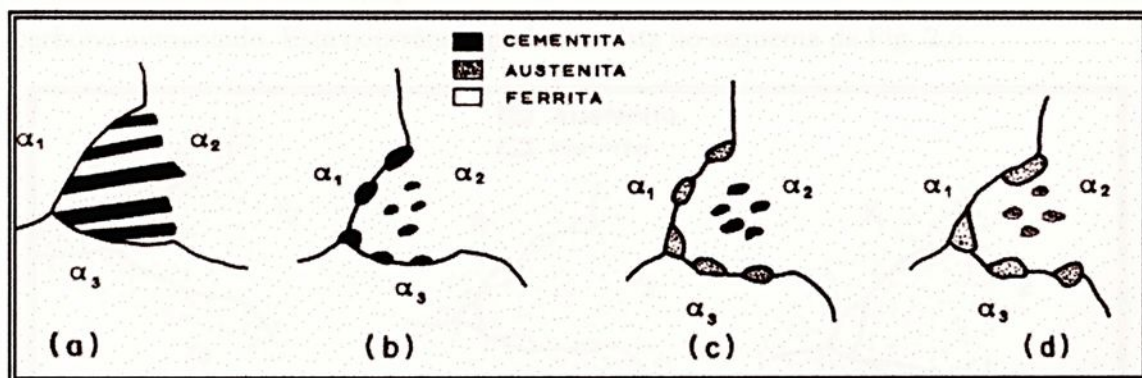


Figura 2.4 - Nucleação e início do crescimento da fase austenita.

a) Estrutura inicial ferrita-perlita; b) Esferoidização de cementita e crescimento de partículas nos contornos de grãos ferrita-perlita; c) Nucleação da fase austenita na cementita esferoidizada dos contornos de grãos; d) Crescimento da austenita dos contornos e sobre as colônias esferoidizadas de cementita.[33]

Após a têmpera, a morfologia final será uma rede de martensita envolvendo a ferrita, conforme a Fig. 2.5.

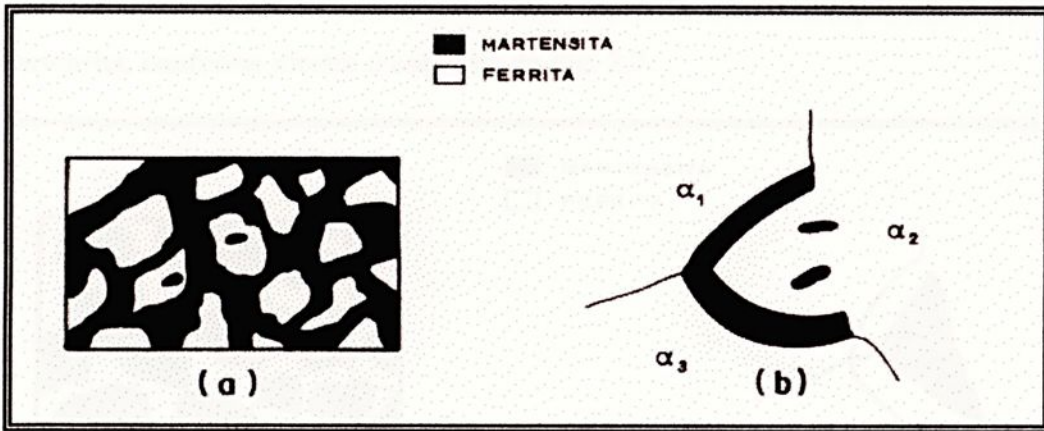


Figura 2.5 - Representação da morfologia final, após a têmpera, da ferrita e martensita, na têmpera de subida: (a) representação da microestrutura e (b) detalhe mostrando o crescimento da fase martensítica [26].

No caso da têmpera de descida, Fig. 2.2 (b), parte-se de uma microestrutura totalmente austenitizada e com a permanência na temperatura intercrítica, iniciar-se-á a nucleação da fase ferrita nos contornos de grãos. O processo ocorrerá com difusão de átomos de carbono da ferrita nascente para a austenita restante, que terá o seu teor de carbono aumentado. Esta ocorrência pode ser vista no esquema da Fig. 2.6.

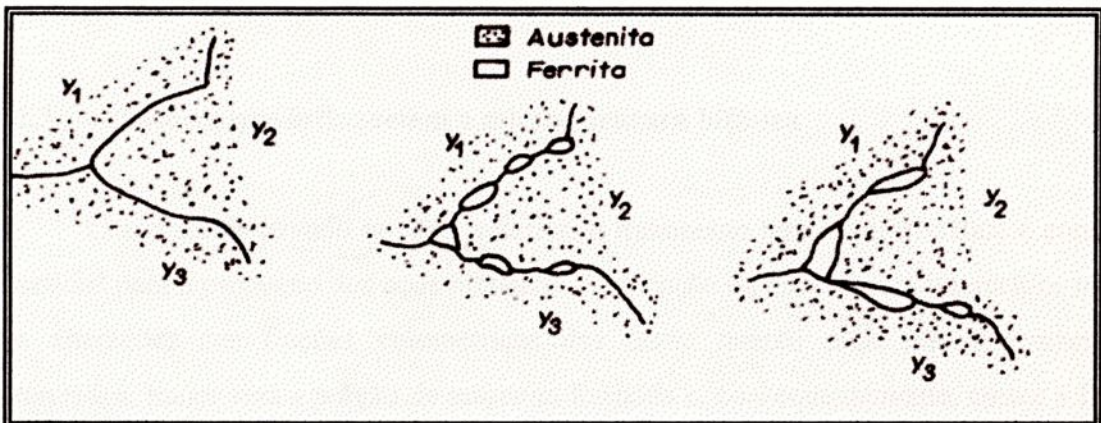


Figura 2.6 - Nucleação e início do crescimento da fase ferrita a partir de estrutura austenítica: (a) Microestrutura austenítica; (b) Nucleação da ferrita em contornos de grãos da austenita; (c) Crescimento da fase ferrita localizada nos contornos de grãos [26].

Na microestrutura final obtida, ao contrário da obtida na têmpera de subida, a ferrita ficará ao redor da martensita. Obtêm-se, então, uma matriz ferrítica com ilhas de martensita, conforme mostra o esquema da Fig. 2.7.

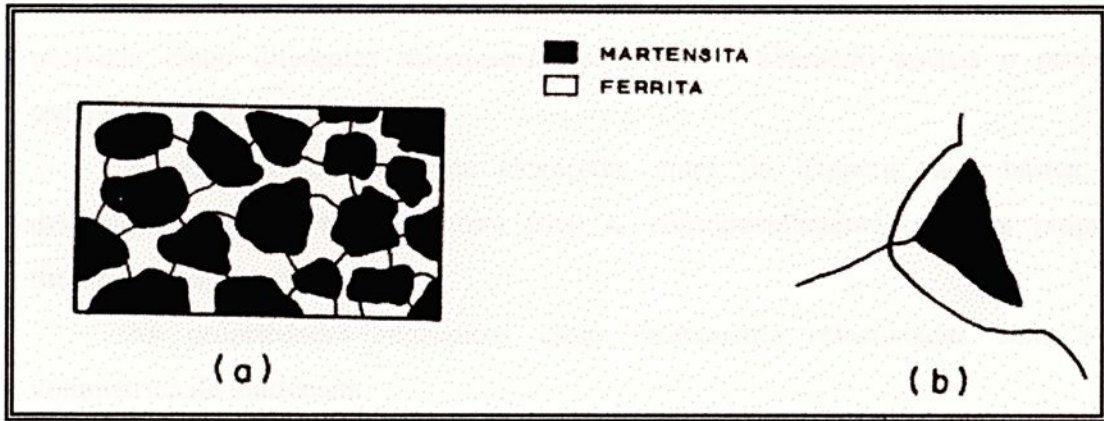


Figura 2.7 - Representação da morfologia bifásica após realização de têmpera intercristica de descida - (a) representação da microestrutura e (b) detalhe mostrando o crescimento da fase ferrítica [26].

A morfologia das fases influencia nas propriedades mecânicas, mesmo em aços bifásicos com idênticos teores de carbono e temperaturas intercristicas semelhantes [34]

2.2.3 – Fatores que influenciam a microestrutura bifásica

Como foi observado no ítem anterior, o tratamento térmico intercristico é condição essencial para a produção dos aços bifásicos. A variação da temperatura intercristica resulta em alterações nas frações volumétricas das fases; quanto mais alta a temperatura intercristica, maior será a porção de austenita formada e, conseqüentemente, cresce a fração volumétrica da martensita, após a têmpera. MATLOCK et al [35], observaram que o aumento da fração volumétrica de martensita resulta em resistência mecânica mais elevada com bons resultados para porcentagens até cerca de 50% de segunda fase.

A microestrutura final obtida também depende da estrutura inicial e de toda a história do material. O controle do processo começa com a microestrutura inicial, depende do histórico do material, da temperatura de austenitização, da taxa de aquecimento, até se chegar à temperatura intercrítica e a taxa de resfriamento[36]. NAGORKA et al [37], por exemplo, utilizando um aço de baixo carbono, mantendo fixa a temperatura intercrítica, produziu cinco diferentes microestruturas bifásicas, alterando apenas o processo de tratamento anterior à têmpera.

A condição da austenita alcançada, antes da têmpera, será básica para o desenvolvimento da microestrutura final e, conseqüentemente, para as propriedades mecânicas do material.

As propriedades mecânicas estão diretamente relacionadas com a fração volumétrica da martensita.

O aumento da porcentagem de carbono do aço e da temperatura intercrítica, aumentam a fração volumétrica de martensita, levando a um aumento no limite de escoamento e de resistência e provocando, no entanto, uma redução na ductilidade. Porém, a dureza da martensita está ligada ao teor de carbono da fase austenítica e a sua cinética de formação e transformação posterior, devido à têmpera [38,39].

CRIBB e RIGBEE [40] variando a composição de carbono entre 0,10% e 0,12% e a temperatura intercrítica entre 730 e 900°C produziram uma série de aços bifásicos com diferentes frações volumétricas de martensita e com propriedades mecânicas distintas.

PANDA et al [41], variaram não só a temperatura de têmpera, mas também a morfologia, usando têmpera de subida (nucleação da austenita a partir da perlita) e de descida (nucleação da ferrita a partir da austenita), provocando alterações no limite de escoamento e de resistência.

A associação da laminação, a quente ou a frio, no tratamento térmico pode modificar a microestrutura de forma benéfica, contribuindo para o refino de grão e melhor distribuição da fase martensítica [42]. MAID et al [43, 44], demonstraram estas alterações através de várias rotas de tratamento termomecânicos e observaram que uma distribuição fina e uniforme da martensita, associada ao refinamento dos grãos ferríticos aumentaram a resistência mecânica e a ductilidade dos aços. LIU et al [45] chegaram a conclusões muito

semelhantes, aplicando pré-deformações que variaram de 30% a 70% antes do tratamento térmico.

SARWAR e PRESTNER [46] realizaram tratamentos termomecânicos, na temperatura intercrítica, com reduções que variaram de 30 a 50%, conseguindo um refinamento de grão e uma martensita em forma de fibras, com aumento na resistência mecânica na direção de laminação.

MONDAL et al [47] conseguiram um refinamento dos grãos utilizando ciclos de tratamentos térmicos, repetindo austenitizações e resfriamentos por tempos curtos (seis minutos) com posterior têmpera intercrítica e, além do refinamento dos grãos ferríticos, conseguiram, também, com este processo, uma melhor distribuição da fase martensítica.

Após a produção dos aços bifásicos pode-se ainda aumentar a resistência mecânica pelo processo de envelhecimento. Os aços bifásicos são considerados não envelhecíveis à temperatura ambiente, porém, aplicando-se uma pré deformação, o envelhecimento pode ocorrer, pois a deformação fornece uma energia de ativação suficiente para dar mobilidade a átomos intersticiais de soluto [26].

Vários autores [48-55] observaram o aumento da dureza, principalmente da fase ferrítica devido ao envelhecimento, podendo levar a aumentos no limite do escoamento e de resistência. Este aumento ocorre devido, basicamente, a dois processos: formação de atmosferas de Cottrell, para temperaturas até cerca de 200°C, por precipitação de carbonetos, nitretos ou carbonitretos, acima desta temperatura. Para temperaturas acima de 500°C ocorre a recuperação da martensita com uma redução da dureza desta fase e nítida queda nos limites de resistência [56]. PANDA et al [52] encontraram um máximo valor para o limite de resistência, para uma temperatura de envelhecimento em torno de 300°C, com pouca variação na ductilidade. JHA et al [55], também encontraram, para envelhecimento em torno de 300°C, melhores valores de resistência e um mínimo de ductilidade à temperatura de 400°C. Alguns autores [49,56,57], demonstraram também que a pré deformação acelera o processo de envelhecimento.

2.2.4 – Propriedades Mecânicas e Microestruturas

As mais importantes propriedades mecânicas dos aços bifásicos, que os credencia para uma série de aplicações industriais, são: baixo limite de escoamento, escoamento contínuo, alta taxa de encruamento, alto limite de resistência à tração, boa ductilidade e conformabilidade [10,16,25,54].

O escoamento descontínuo e as bandas de Lüders não são observadas nos aços bifásicos, o que permite nos processos de conformação um bom acabamento superficial. Este fato está associado ao grande número de discordâncias criadas na ferrita devido ao processo de tratamento térmico. Ao ser realizado o tratamento térmico intercrítico, no momento da têmpera, quando os grãos austeníticos se transformam em martensita, há uma expansão de volume que pode atingir até 4% devido a alterações nas suas células unitárias. Este efeito gera tensões internas na ferrita, provocando o aparecimento de discordâncias, principalmente na região próxima a interface com a ferrita. A alta densidade de discordâncias possibilita que estas se movam a uma tensão relativamente baixa. As tensões geradas na ferrita criam um grande número de zonas de escoamento preferenciais, fenômeno que explica o início do escoamento a uma tensão inferior ao que se observa na ferrita isolada [58].

No processo de deformação pode-se dividir o escoamento plástico ou o encruamento, basicamente, em três estágios. No primeiro estágio, a partir do limite de escoamento, o escoamento depende principalmente da fase ferrítica e a fase martensítica atua como barreira, dificultando o movimento das discordâncias [37-40]. Considera-se que ocorre neste primeiro estágio apenas a deformação homogênea da fase ferrítica. A interação entre as fases dúctil e dura provoca um alto grau de encruamento. No segundo estágio ocorre um decréscimo na taxa de encruamento, as partículas de martensita passam a exercer não apenas o papel de barreiras ao movimento das discordâncias, mas passam a comprimir os grãos de ferrita. Ocorrem pressões mais severas nas interfaces, mas até o final deste estágio, as microtensões não são suficientes para que a martensita sofra deformações plásticas. Neste segundo estágio ocorre um aumento na densidade de

discordâncias devido a deformação, um encruamento da ferrita e aumentam as pressões na fase martensítica [59]. No terceiro estágio do encruamento há uma nova queda na taxa de encruamento, sugerindo que ocorra, neste momento, escorregamento transversal de discordâncias e ativação de planos secundários de deslizamento, parecendo ocorrer simultaneamente recuperação da ferrita e escoamento da martensita [40]. GRUSHKO e WEISS [60] propuseram que o terceiro estágio tivesse início após ser atingido o valor máximo de deformação uniforme, após este limite a martensita sofria deformações plásticas, aparecendo o fenômeno da estricção.

LIAN et al [61] propõe a existência de apenas dois estágios de encruamento para os aços bifásicos. No primeiro, apenas a ferrita deformaria plasticamente e só ocorreria a deformação plástica de parte da martensita se a fração volumétrica desta fosse maior que 50%. No segundo estágio, ambas as fases sofreriam deformações plásticas. Propõe ainda, a partir das contribuições das frações volumétricas de cada fase e da proporção de deformação plástica ou elástica de cada fase nos estágios 1 e 2, modelos matemáticos que possibilitem prever as tensões e deformações no processo de encruamento. JIANG et al [62] propuseram, posteriormente, uma relação entre o limite de escoamento e alguns parâmetros estruturais, aproveitaram a teoria de encruamento de Ashby e a relação de Hall-Petch aplicada ao tamanho dos grãos de ferrita. Desenvolveram um modelo matemático que leva em consideração além das frações volumétricas das fases, o diâmetro médio dos grãos e da densidade e forma das subestruturas de discordâncias na interface ferrita-martensita. Mais recentemente JIANG et al [63] reforçam, através de seus modelos matemáticos, a interdependência entre as fases, propondo um equacionamento matemático para prever as tensões na fase martensítica dos aços bifásicos, no qual os níveis de tensão dependem do endurecimento da matriz ferrítica, devido a densidade e distribuição das discordâncias no interior do grão ferrítico e na interface entre as fases.

Vários outros autores [64-69] procuram elucidar o processo de encruamento dos aços bifásicos e expressar em modelos matemáticos os níveis de tensão atingidos, em função de variáveis microestruturais, porém a grande gama de possibilidade de variações na forma e composição da microestrutura torna difícil a criação de um modelo satisfatório para a aplicação generalizada nos aços bifásicos, embora, em muitas aplicações específicas, alguns modelos atinjam bons resultados [62-65].



O processo de encruamento, os níveis de resistência e a ductilidade tornam-se parâmetros de grande importância nos processos industriais e estão intimamente ligados à microestrutura do aço. BLECK et al [70], realizaram um mapeamento de processos de tratamentos térmicos e termomecânicos relacionando-os às fases obtidas em cada roteiro (ferrita, austenita retida, martensita e bainita) e ao estado, distribuição e forma de cada uma delas. Com um controle mais preciso das variáveis do processo (tempo, temperatura, velocidade de resfriamento, deformação) obtiveram microestruturas adequadas a diversos tipos de aplicações, com vantagens nas propriedades mecânicas e nos custos de fabricação.

Os aços bifásicos ou polifásicos têm, portanto, um grande potencial de aplicação para a indústria moderna [18,28,29,70].

2.2.5 - Fadiga nos Aços Bifásicos

O conhecimento e domínio do fenômeno da fadiga é essencial na escolha de materiais empregados em engenharia, pois a maior parte dos projetos de elementos estruturais e componentes mecânicos são submetidos a solicitações cíclicas. A presença de carregamentos variáveis possibilita que ocorra falha por fadiga ainda que as tensões aplicadas sejam inferiores ao limite de escoamento. A resistência à fadiga torna-se, portanto, um importante critério para consecução de projetos [71].

A vida de elementos submetidos a cargas variáveis está intimamente associada ao material a ser utilizado. O surgimento dos aços bifásicos permitiu melhorar as propriedades em fadiga dos aços convencionais com microestruturas ferríticas, demonstrando vantagens na vida de uma série de componentes, com destaque para a utilização na indústria automobilística [10,16,18,28].

No processo de fadiga a falha ocorre pelo mecanismo de iniciação e propagação de trincas em peças submetidas a carregamentos dinâmicos. Tradicionalmente divide-se o mecanismo de falha por fadiga em 5 estágios [72,73]:



1 - Estágio anterior a nucleação de uma microtrinca, ocorrem microdeformações plásticas devido às solicitações. Neste primeiro estágio os danos podem ser minimizados por tratamentos térmicos;

2 - O segundo estágio inicia-se com o aparecimento de uma ou mais microtrincas;

3 - No terceiro estágio ocorre crescimento das microtrincas, podendo ocorrer coalescimento para a formação de macrotrincas. A associação dos estágios 2 e 3 frequentemente são chamados de: “estágio I de crescimento de trinca”, ocorre em uma direção a 45° relativo à direção de solicitação, nos planos de alta tensão de cisalhamento;

4 - No quarto estágio ocorre o crescimento de macrotrincas e uma mudança na direção de propagação. O crescimento da trinca se dá a 90° com relação à tensão de tração máxima, sendo geralmente chamada de “estágio II de crescimento de trinca”, e ;

5 - Ocorre a ruptura final estática. Neste estágio, a trinca atinge um tamanho tal que a seção transversal resistente ficou reduzida a uma área pequena, incapaz de suportar a carga aplicada.

A maior parte das pesquisas concentra-se nos aspectos relativos ao crescimento da trinca em fadiga, principalmente na tentativa de determinar as leis que regem a propagação de trinca no estágio II. Os materiais de alta resistência, porém muito susceptíveis ao rápido crescimento de uma trinca (baixa energia absorvida na fratura), estimulou o desenvolvimento da mecânica da fratura [74]. Esta linha de pesquisa beneficia-se dos novos processos de detecção, monitoração e previsão do crescimento de trincas e torna-se relevante visto que, parte considerável da vida do material, pode ser gasto no crescimento da trinca antes de atingir o tamanho crítico e, conhecendo-se a velocidade de propagação, pode-se evitar a falha indesejável [75,76].

Alguns estudos [77-80] provam que a microestrutura bifásica pode atuar retardando o crescimento da trinca e aumentando a vida em fadiga no estágio II. Os parâmetros microestruturais influenciam diretamente na vida em fadiga. A presença da fase dura contribui para o aumento da vida, porém as frações volumétricas de martensita não devem ser muito elevadas. ZHONGHUA et al [81] observaram experimentalmente que o efeito benéfico do aumento da fase martensítica ocorre até aproximadamente a fração volumétrica de 50%, para fadiga de baixo ciclo. PADKIN et al [82] observaram que em aços com duas fases, as partículas de segunda fase atuam como barreiras ao crescimento da

trinca, retardando-a e desviando-a. SUZUKI e McEVELY [83], demonstraram que a morfologia das fases influencia o crescimento da trinca em fadiga. Observaram que, quando a matriz é ferrítica, a trinca demora mais a se propagar, porém, com a matriz martensítica ocorre um aumento no limite de escoamento, na vida necessária para nucleação da trinca e no valor do nível de tensão necessário para nucleá-la. HASHIMOTO [84] encontrou resultados semelhantes, demonstrando que os aços bifásicos com matriz ferrítica contínua e ilhas de martensita responderam melhor à solitação cíclica do que o mesmo aço com matriz martensítica e ilhas de ferrita; constata um aumento na vida em fadiga e um retardo no processo de propagação de trinca.

Embora vários pesquisadores [78,82,83,85,86] tenham concentrado esforços no estágio de propagação e crescimento de macrotrincas ou nas condições para que não ocorra a propagação da trinca [87,89], relacionando-o com as características microestruturais, é de grande importância o conhecimento dos mecanismos que atuam no interior do material antes do surgimento das microtrincas, pois uma parte considerável da vida em fadiga será consumida na nucleação das mesmas.

No início do processo de fadiga, mesmo não ocorrendo um dano visível (microtrinca), ocorrem alterações na microestrutura do material. A aplicação dinâmica de cargas provocará deformações plásticas no interior da rede cristalina. Mesmo que as tensões não ultrapassem o limite de escoamento do material, a heterogeneidade da microestrutura, presença de fases com diferentes durezas, precipitados ou outros fatores concentradores de tensão, criarão uma distribuição irregular das tensões internas. Os sítios menos resistentes ou submetidos a maiores níveis de tensão localizada sofrerão deformações plásticas e estarão mais susceptíveis ao início de uma microtrinca. Os aços bifásicos apresentam microestruturas bastante heterogêneas, pois além das fases ferríticas e martensíticas é comum a presença de pequena porcentagem de bainita, austenita retida e carbonetos [19,90].

SHERMAN e DAVIES [91] consideraram importante a compreensão do encruamento no estudo da fadiga dos aços bifásicos. Demonstraram que a aplicação de uma pré deformação afeta a vida em fadiga; podendo ocorrer endurecimento ou amolecimento cíclico dependendo do nível de pré deformação aplicada inicialmente. HASHIMOTO [84] observou um endurecimento cíclico da fase ferrítica, devido ao

aumento da densidade de discordâncias, enquanto a fase martensítica não sofreu alteração na dureza.

CAI et al [92] compararam diversas microestruturas bifásicas e concluíram que a deformação cíclica nos grãos ferríticos leva a um endurecimento e elevação da densidade de discordâncias, porém, distribuídas de forma heterogênea e que a iniciação de microtrincas tendia a ocorrer próximo a interface ferrita-martensita onde apareciam as bandas de deslizamento persistentes e a densidade de discordâncias era maior.

GROSSKTREUTZ [93] propõe uma associação entre o comportamento em fadiga e as características de deformação do material, como o modo de deslizamento, energia de falha de empilhamento e homogeneidade nas bandas de deslizamento. A porcentagem e distribuição das partículas de martensita, embora não sofram grandes deformações, são importantes, pois uma quantidade maior de martensita irá restringir a deformação plástica da ferrita [85].

ZHONGHUA [81] estudou fadiga de baixo ciclo em aços bifásicos e observou que a acumulação de deformação plástica é maior na ferrita do que na martensita, e que esta heterogeneidade é maior na microestrutura de matriz ferrítica do que na matriz martensítica com ilhas de ferrita. Observou ainda que a redução no tamanho dos grãos melhorava a distribuição das deformações plásticas e leva a um aumento na vida em fadiga.

ZHONGGUANG et al [94], detectaram que as estruturas de discordâncias formadas e a iniciação da trinca, estão relacionadas com a fração volumétrica da fase martensítica. Consideram ainda que a deformação e a fratura nos aços bifásicos submetidos à fadiga são controlados pela tensão e/ou deformação na interface ferrita-martensita.

MEDIRATTA [95] observou a relação entre o fenômeno da fadiga e a deformação plástica, propôs uma expressão que relaciona a tensão de escoamento cíclico $\sigma'(y)$ com o limite de resistência à tração $S(t)$: $\sigma'(y) = 0,41 S(t) + 116$. Pode-se considerar esta expressão como uma aproximação e pode ser aplicada para casos particulares, pois a variação microestrutural dos aços bifásicos é tão complexa que torna-se necessário levar em consideração uma série de outros fatores.

BEATTY e SHIFLET [96] usaram o método de elementos finitos e propuseram um modelo de comportamento para aços bifásicos, submetidos à fadiga de baixo ciclo, onde a deformação controla o processo de fadiga. Observaram que, no processo de

deformação, ocorre um endurecimento da ferrita e um amolecimento da martensita e que, um aumento na fração volumétrica de martensita, provoca um aumento na dureza da ferrita que, por sua vez, impõe maiores deformações na fase martensítica, reduzindo ainda mais sua dureza no processo de deformação cíclica. O aumento da porcentagem de martensita, de 12% para 40%, provocou redução na vida em fadiga.

A relação entre as fases duras e dúcteis é importante, pois a região de interface é um local crítico, apontado como um sítio preferencial para nucleação de trincas, devido as tensões e deformações de alta intensidade. MORAIS [97] realizou tratamentos de revenimento, reduzindo a dureza da martensita, melhorando a compatibilidade entre as fases, tendo como consequência aumento na vida em fadiga. MEDIRATTA et al [98], notaram a relação entre a deformação plástica cíclica e a energia absorvida, e propuseram uma expressão preditiva para os aços bifásicos. A absorção de energia está associada a capacidade do material se deformar e distribuir a tensão na microestrutura, relacionada portanto a acomodação, sem colapso, dos arranjos de discordâncias formados.

Algumas pesquisas [99,100], tem sido desenvolvidas no sentido de introduzir austenita para melhorar as propriedades em fadiga. YOKOI et al [100], realizando experimentos com diferentes microestruturas bifásicas, observaram que o aço que continha austenita (10%), além das fases duras e dúcteis, apresentou maior alongamento, limite de resistência e resistência em fadiga. No processo de deformação cíclica ocorre a transformação induzida de pelo menos parte da austenita em bainita ou martensita. Este efeito é benéfico, pois evita o amolecimento cíclico da martensita e retarda a nucleação e propagação da trinca. Alguns autores [101-103] demonstraram que, no processo de têmpera intercrítica, é comum o aparecimento de pequena porcentagem de austenita retida (3 a 5%), porém, pode-se controlar o processo de tratamento térmico ou termomecânico [70,101] para se obter porcentagens maiores, que, em proporções adequadas, melhorem a vida em fadiga. GIORDANO et al [103] demonstraram que o processo de deformação transforma a austenita retida em martensita e que, no primeiro estágio de deformação (cerca de 10%), cerca de 50% da austenita retida, terá se transformado.

A porcentagem e a morfologia da fase dura são significativas, pois podem restringir a deformação da ferrita, elevando as microtensões localizadas, facilitando a nucleação de trincas. SUN et al [104], compararam três microestruturas bifásicas, com



porcentagens de martensita semelhantes (aproximadamente 23%), observaram que a vida em fadiga era menor em uma matriz martensítica envolvendo grãos ferríticos; ocorria um elevado endurecimento cíclico da ferrita, possibilitando o início de microtrincas por clivagem. A microestrutura com matriz ferrítica e ilhas de martensita apresentou o melhor desempenho em fadiga. A terceira microestrutura produzida continha a fase martensita em forma de fibras e, embora o limite de fadiga tenha sido semelhante ao aço com matriz ferrítica, a resistência em fadiga foi menor.

As características microestruturais, a forma de deformação, o acomodamento dos arranjos de discordâncias e a forma de solitação cíclica, são parâmetros determinantes às propriedades em fadiga. Fatores externos, como um meio agressivo que possa ocasionar corrosão, podem acelerar o aparecimento e crescimento de trincas, necessitando de um tratamento especial, como por exemplo a adição de elementos de liga que reduzam a susceptibilidade do aço a corrosão [105,106].

2.3 - ESTRUTURAS DE DISCORDÂNCIAS NOS AÇOS BIFÁSICOS

A observação das discordâncias e das subestruturas formadas tem como principal instrumento o microscópio eletrônico de transmissão. A análise de aços bifásicos no microscópio eletrônico de transmissão apresenta duas dificuldades: requer maior tempo na preparação das amostras, quando comparadas com materiais mais dúcteis, como, por exemplo, o alumínio ou o cobre e, interferência do campo magnético devido a interação do feixe de elétrons com o material ferro-magnético, gerando distorções na imagem obtida e provocando deslocamento da posição da amostra durante a observação. WANG et al [107] demonstraram a suscetibilidade magnética dos aços bifásicos submetidos a deformações cíclicas. Provavelmente este seja o fato pelo qual o número de estudos sobre aços utilizando-se de microscopia eletrônica de transmissão apresente-se reduzido, principalmente no Brasil, comparando-se com estudos de outros metais como alumínio e o cobre [108,109]. Um dos primeiros trabalhos brasileiros foi apresentado por SHEGHEWI e MONTEIRO [110], evidenciando uma heterogeneidade da subestrutura de discordâncias

na ferrita após o tratamento de têmpera intercrítica, porém o trabalho não analisa a questão da deformação plástica e sua relação com os possíveis arranjos de discordâncias formados no interior do material.

A Fig. 2.30 mostra os resultados do trabalho de CRIBB e RIGSBEE [40], destacando a formação de três estágios bem distintos do escoamento, anterior ao escoamento pos uniforme.

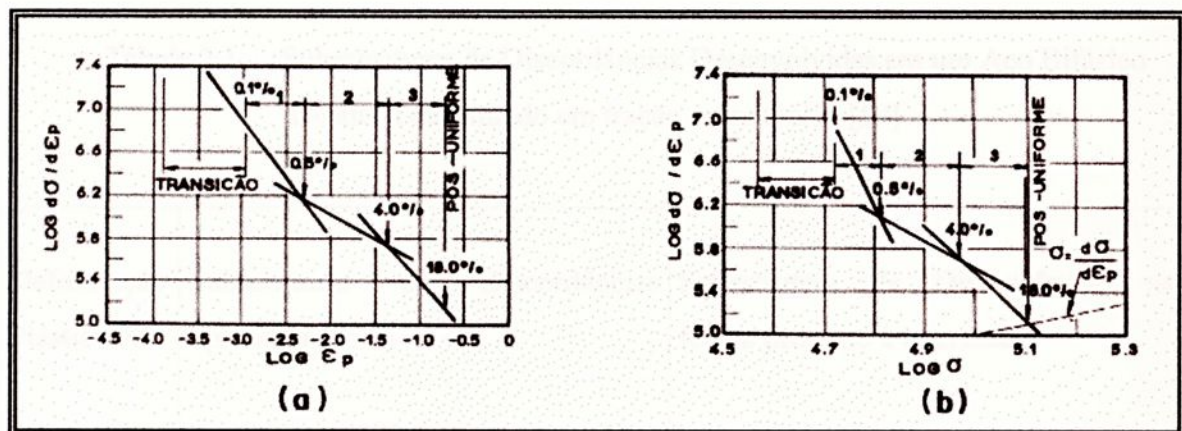


Figura 2.8. - Os três estágios do encruamento de um aço bifásico em função da: a) deformação plástica (E_p) e b) tensão em tração σ [40].

A existência de mais de um estágio no endurecimento por deformação não pode ser explicado apenas pela fração volumétrica da fase martensítica, ou pelo tamanho dos grãos do material. A fase ferrítica suporta a maior parte das deformações e altera a sua dureza no processo de deformação, é necessário portanto compreender o desenvolvimento das subestruturas de discordâncias formadas na ferrita durante o endurecimento por deformação dos aços bifásicos [53,59].

Foi observado por vários pesquisadores [111-115] que, após a têmpera intercrítica, utilizada na obtenção do aço bifásico, a fase ferrítica produzida apresenta uma distribuição de discordâncias heterogênea. Quando a austenita se transforma em martensita ocorre uma expansão de volume, provocando deformações na ferrita adjacente. Há, portanto, um gradiente decrescente, na distribuição de discordâncias na ferrita, da interface com a segunda fase para o centro do grão ferrítico. LEI et al [113] observaram que quanto maior a porcentagem de carbono do aço e a fração volumétrica de martensita, maior será a

densidade de discordâncias formadas e maiores serão as deformações produzidas na ferrita devido ao tratamento intercrítico.

KORZEKWA et al [59] estudaram a evolução das subestruturas de discordâncias em aços bifásicos submetidos à tração e relacionaram as subestruturas, formadas nos grãos ferríticos, com os níveis de deformações aplicados. A tabela 2.1 mostra um resumo dos resultados encontrados.

Tabela 2.1 - Subestruturas de Discordâncias Desenvolvidas em um Aço Bifásico C-Mn-Si deformado em tração monotônica [59]

Deformação Plástica %	Subestrutura de Discordâncias típicas na ferrita	Subestrutura de Discordâncias na ferrita próximo à interface
0	Baixa densidade de discordâncias	Maior densidade de discordâncias
1	Não há presença de células. Poucas linhas. Paredes de discordâncias incipientes.	Alta densidade de discordâncias próximo a interface.
2	Faixas de paredes de discordâncias mais longas.	Formação de subestruturas celulares de discordâncias.
7	Formação de paredes e de células de aproximadamente $0,7\mu\text{m}$.	Formação de células menores, aproximadamente $0,4\mu\text{m}$
14	Regiões com células.	Células de tamanho semelhante às formadas em 7%.

De forma semelhante a outros autores [37,40], KORZEKWA et al [59] procuraram associar os estágios do encruamento às subestruturas de discordâncias formadas. O estágio I está associado às interações entre as discordâncias formadas no processo de têmpera e as criadas devido a pequenas deformações plásticas aplicadas. No estágio II, a subestrutura de discordâncias consiste em um gradiente de densidade de discordâncias, através da matriz ferrítica, com maior densidade próximo à martensita e, com o aumento da deformação, formam-se rapidamente células de discordâncias incipientes. No estágio III, a subestrutura formada é de células de discordâncias bem desenvolvidas ocupando completamente a matriz ferrítica. O tamanho das células pode variar, dependendo da localização, sendo menor próximo a interface com a fase martensítica.

KORZEKWA et al [59] analisaram micrografias obtidas em microscopia eletrônica de transmissão para amostras de aços bifásicos ensaiados em tração para 1% de deformação e mostram que as linhas de discordâncias não se apresentaram totalmente distribuídas ao acaso, mas predominaram na direção $\langle 111 \rangle$ e que ocorreriam intersecção de discordâncias e formação de degraus. Nas micrografias tiradas de amostras deformadas a 2%, observaram paredes de discordâncias mais definidas e formação de emaranhados, o que indica que existem discordâncias imobilizadas, funcionando como barreiras para outras discordâncias (II estágio). Acima de 2% de deformação formaram uma espécie de rede, preparando a formação de células de discordâncias que ficaram melhor definidas a partir de 7% de deformação, já no estágio III [40,59].

Estudando subestruturas de discordâncias em aços bifásicos submetidos à fadiga, LEI et al [113] observaram que a amplitude de deformação aplicada influenciava a subestrutura formada antes da fratura. Para níveis baixos, observaram linhas prolongadas e formação de paredes, associando o fenômeno a menor mobilidade das discordâncias em hélice comparadas com as discordâncias em cunha. Para amplitudes de deformações mais elevadas observaram a formação de células ou malhas de discordâncias em hélice que têm maior mobilidade que as do tipo cunha. Para amplitudes intermediárias observou a formação de entrelaçados ou redes de linhas de discordâncias.

GERLAND e VIOLAN [112], estudando aços de baixo carbono com alto teor de níquel e cromo, submetidos à deformação cíclica à 600°C , propuseram uma seqüência de formações de subestruturas de discordâncias, provenientes da deformação aplicada,

bastante interessante. Mostraram que havia uma evolução a partir de subestruturas em forma de paredes, com um espaçamento regular (em torno de 8.000 ciclos, 0,2% de deformação), até chegar a subestruturas em forma de células. A passagem da subestrutura inicial, em forma de paredes de discordâncias, para a subestrutura final, em forma de células, provocaria um endurecimento cíclico secundário e, segundo GERLAND e VIOLAN [112], poderia ocorrer de três formas diferentes:

- a) Destruição das paredes e formação de labirintos;
- b) Formação de células alongadas diretamente a partir das paredes;
- c) Parte das paredes de discordâncias poderiam ser destruídas e posteriormente se reorganizariam em forma de células de discordâncias.

WANG et al [116], de forma semelhante a LEI et al [113], encontraram na ferrita dos aços bifásicos, formações típicas e relacionaram-nas ao estado de saturação para três diferentes amplitudes de deformações plásticas: baixa - $5,7 \times 10^{-4}$, média - $2,15 \times 10^{-3}$ e alta $3,1 \times 10^{-3}$. O resultado do trabalho demonstrou que, para a amplitude de deformação denominada baixa, havia a formação de aglomerados ou emaranhados de discordâncias, distribuídos de forma uniforme no grão ferrítico e, entre os aglomerados, haviam regiões de ferrita livres de discordâncias. Para a amplitude de deformação considerada média, ocorreu a formação de paredes paralelas e de células de discordâncias com grande densidade de discordâncias em cunha. Entre as paredes, a densidade de discordâncias encontrada foi muito baixa, observando-se alguns segmentos de discordâncias conectando paredes vizinhas. Estes segmentos correspondiam às discordâncias em hélice. Para a amplitude de deformação considerada alta ocorreu a formação de células de discordâncias.

Observou-se ainda que a interface martensita-ferrita só influencia o tipo de formação de subestrutura de discordâncias, no caso da amplitude de deformação alta. Para os níveis baixo e médio não houve diferença entre a subestrutura formada no centro ou na interface do grão ferrítico com a martensita. Destaca ainda que a formação de subestruturas de discordâncias em emaranhados, é responsável pelo endurecimento inicial e, mesmo após a saturação (emaranhados de discordâncias distribuídos uniformemente na matriz ferrítica), o endurecimento cíclico não cessa. Porém, para as subestruturas em forma de paredes ou células, após o estágio de saturação, ocorre amolecimento cíclico [116].



Caso ocorra a presença de precipitados na matriz ferrítica, estes podem influenciar na formação de subestruturas de discordâncias, provocando um endurecimento na matriz. O aumento da resistência da ferrita irá impor maiores deformações na martensita e a induzirá a ter um maior amolecimento [117]. Embora a existência de precipitados possa melhorar certas propriedades como o limite de escoamento [32,118], em materiais submetidos a esforços cíclicos, a distribuição e o formato dos precipitados devem ser controlados, pois, no processo de interação com as discordâncias, podem gerar tensões localizadas e serem pontos propícios à nucleação de trincas [117] que, normalmente, nos aços bifásicos, ocorrem na interface ferrita-martensita [94,97,119].

2.4 Fraturas dos Aços Bifásicos

Os aços bifásicos geralmente se rompem pelo micromecanismo de fratura alveolar, no entanto a maior ou menor ductilidade depende de vários fatores microestruturais como: porcentagem de carbono, fração volumétrica, distribuição e formato da fase martensítica, presença de precipitados, tamanho de grãos, dureza das fases e presença de outros elementos de liga, além de fatores externos, válidos para todos os metais, como taxa de deformação e temperatura do ensaio [120,121].

MINTZ [120], por exemplo, demonstrou que uma porcentagem de manganês, em torno de 1,46%, induz a formação de martensita em forma de placas nos contornos da matriz, considerando prejudicial à ductilidade, recomendou um nível menor de manganês (0,60%) e aconselhou a produção de uma martensita em forma esférica, porém, com fração volumétrica inferior a 7%. MEHRABI e MINTZ [121], analisaram a influência da localização e formato dos carbonetos e do tamanho de grãos. Alguns estudos [122-124] analisaram inclusive a influência do hidrogênio no processo de fratura. SASMAL e SINGH [124] observaram que o aumento na porcentagem de hidrogênio provocou redução na ductilidade do aço bifásico, com transição no micromecanismo de fratura de alveolar para quase-clivagem. SUN et al [123] observaram que a presença de hidrogênio altera o tipo de fratura, de dúctil para transgranular, com pequena deformação plástica.



Os alvéolos ou microcavidades, associados ao micromecanismo de fratura alveolar, formam-se a partir de inclusões ou partículas de segunda fase que, devido a “incompatibilidade” com a matriz, tornam-se pontos preferenciais de nucleação de vazios. Nas ligas metálicas, estas partículas costumam ser carbonetos, nitretos ou carbonitretos ou ainda, inclusões não metálicas [125].

Quando as partículas são frágeis e a matriz dúctil, as partículas não suportam a deformação plástica da matriz e se quebram no início da deformação. Se a interface partícula / matriz é muito fraca, ocorre deslocamento da interface. Em ambos os casos, há nucleação de microcavidades nestes sítios [126]. SIDJANIN e MIYASATO [127] encontraram, em aços bifásicos, nucleação de vazios nas inclusões de aluminatos e também na interface ferrita / martensita.

O processo da nucleação de microcavidades está associado ao movimento das discordâncias, que são geradas devido as tensões aplicadas e vão se acumulando nos obstáculos. As discordâncias empilhadas criam tensões localizadas e induzem a formação de vazios como forma de aliviar a tensão local. A nucleação efetiva de vazios depende de diversos fatores como, o tamanho e forma das inclusões, a dureza, o modo de deformação, o nível de tensão aplicada e a compatibilidade da partícula com a matriz [128].

A micrografia da Fig. 2.9 mostra alguns aspectos macroscópicos de uma fratura dúctil em um aço bifásico, como o fenômeno da redução de área, grandes deformações e parte da área final da fratura orientada a 45° com o eixo de tração.

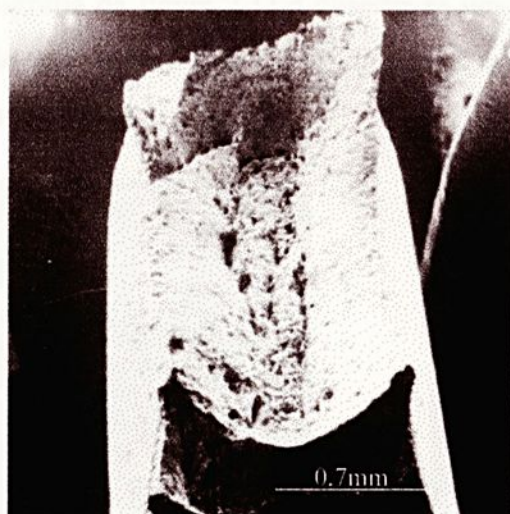


Figura 2.9 - Micrografia eletrônica (MEV) de uma superfície de fratura de um aço bifásico. Aspectos de fratura dúctil [26].

As micrografias das figuras 2.10 a e b, mostram a presença de partículas no interior das microcavidades e observa-se também uma variação no tamanho dos alvéolos.

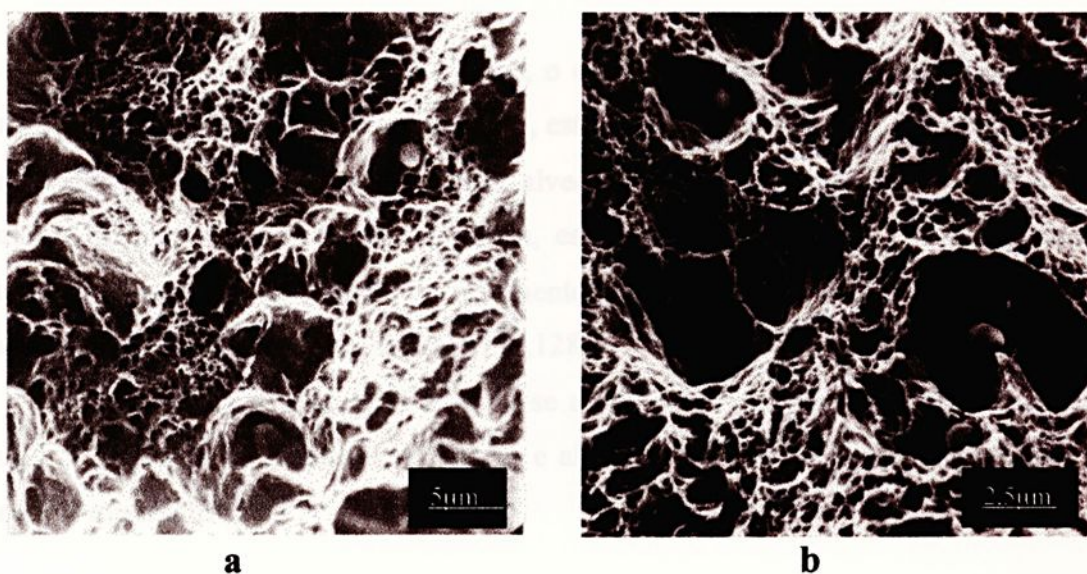


Figura 2.10 - Micrografias eletrônicas (MEV) de uma superfície de fratura de um aço bifásico. Micromecanismo alveolar: a) superfície repleta de microcavidades, com presença de precipitados; b) detalhe de precipitado no interior de uma microcavidade [26].

Na micrografia da figura 2.11.a observa-se uma superfície repleta de alvéolos e o coalescimento de vazios. Na figura 2.11.b, nota-se o aparecimento de uma trinca, formada após o coalescimento de vazios.

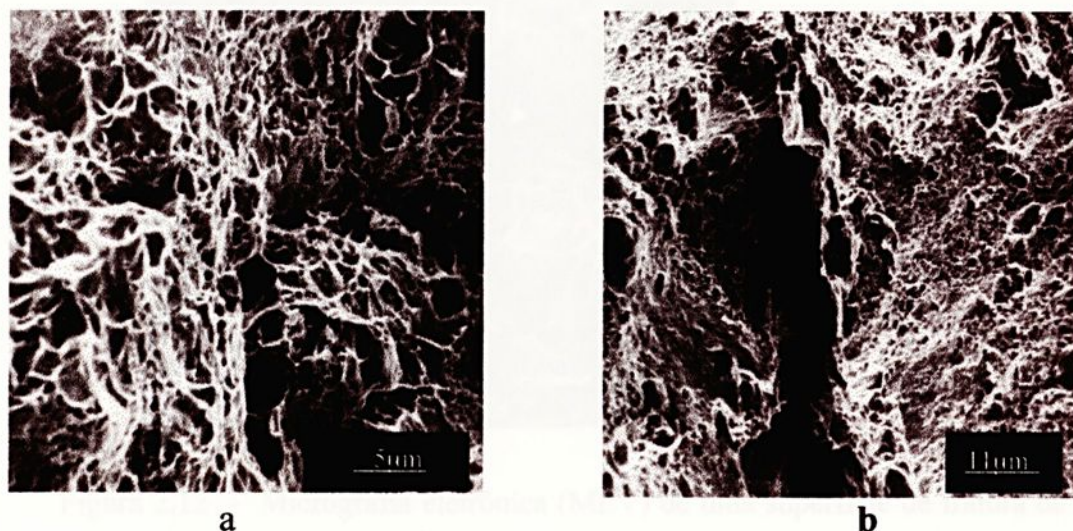


Figura 2.11 - Micrografias eletrônicas (MEV) de uma superfície de fratura de um aço bifásico: a) coalescimento de vazios; b) formação de uma trinca [26].

Embora se observe, em alguns casos, o desencadeamento do micromecanismo de fratura por clivagem nos aços bifásicos [129], esta ocorrência é rara. São mais frequentes a ativação dos micromecanismos de fratura alveolar ou de quase-clivagem, onde ocorre separação de planos cristalográficos, porém, estes planos não podem ser considerados verdadeiros planos de clivagem e, geralmente, observa-se, ao redor das facetas de clivagem, a presença de microcavidades [127,128].

Na micrografia da Fig. 2.12 observa-se a nucleação de uma microtrinca num aço bifásico. A presença de facetas de clivagem e alvéolos caracteriza o micromecanismo de fratura por quase-clivagem.

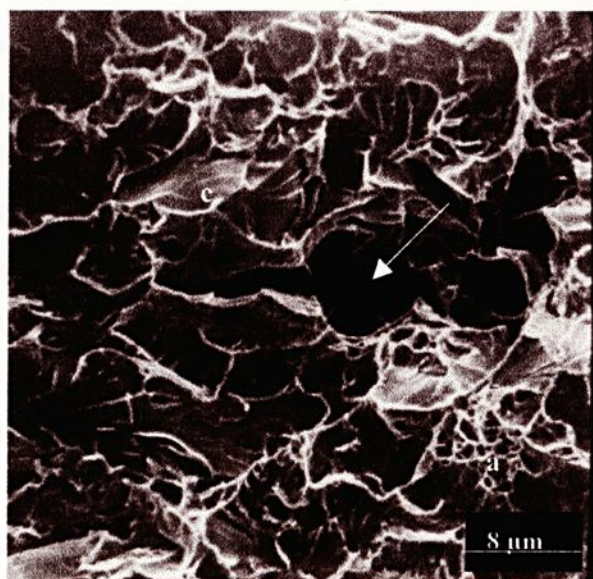


Figura 2.12 - Micrografia eletrônica (MEV) de uma superfície de fratura de um aço bifásico. Presença de trinca(seta), alvéolos(a) e faceta de clivagem(c) [26].

2.5 - Fratura por Fadiga em Aços Bifásicos

A nucleação da trinca por fadiga nos aços bifásicos ocorre preferencialmente na ferrita próximo a interface com a martensita ou na interface ferrita-martensita [81,92,94,119]. Nestas regiões ocorrem tensões localizadas mais elevadas, devido a diferença nas propriedades mecânicas das fases duras e dúcteis. A ferrita, próxima a interface com a fase dura, sofre inicialmente, endurecimento cíclico com aumento na densidade de discordâncias e, posteriormente, com a evolução do ensaio, as subestruturas de discordâncias se alteram e provocam amolecimento da ferrita. Nesta fase do processo pode-se observar o aparecimento de bandas de deslizamento persistentes e a nucleação de trincas por fadiga [92,94]. Devido a heterogeneidade na distribuição de discordâncias, a região da interface, onde há maior concentração, torna-se preferencial à nucleação.

A deformação plástica e a densidade de discordâncias na região onde aparecem as bandas de deslizamento, são muito maiores que na região onde as bandas não aparecem.

Aglomerados de discordâncias tendem a se alinhar ao longo das bandas de cisalhamento e inicia-se a formação de células de discordâncias [111].

Havendo a presença de carbonetos, estes locais também tornam-se importantes sítios para a nucleação de trincas. Em alguns casos específicos, como em microestruturas de martensita nos contornos de ferrita, ou após forte envelhecimento com precipitação de partículas, podem aparecer regiões submetidas a grandes esforços de tração-compressão na fase ferrítica, durante a solitação cíclica e a nucleação da trinca pode ocorrer por clivagem na ferrita [92,104]. Em microestruturas de matriz ferrítica com blocos ou fibras de martensita foi mais comum ocorrer nucleação de trincas pelo micromecanismo alveolar [92,94,104]. Micromecanismos de quase-clivagem também foram encontrados em aços bifásicos, por exemplo, em microestruturas com grãos ferríticos, envolvidos por uma rede martensítica [92].

Os aços bifásicos não têm alta energia de falha de empilhamento, tornando mais difícil o deslizamento cruzado de discordâncias e sua passagem por obstáculos. Este fato reduz a mobilidade das discordâncias, diminuindo o número de planos de deslizamento ativados e limitando o local de concentração de deformações plásticas [93]. Esta característica vai influenciar não só na nucleação da trinca, como também o seu crescimento, no estágio II. KUNIO e YAMADA [87], mostraram que, para determinados níveis de tensão cíclica aplicados, a fase martensítica não só pode retardar o crescimento da trinca, como impedir a sua propagação. PADKIN et al [82], propuseram que a fase dura retarda o crescimento da trinca e provoca desvio de direção. ZHONGHUA et al [81], consideraram que a trinca inicia-se na interface ferrita-martensita e se propaga na ferrita, defletindo ao redor das partículas de martensita, para o caso onde a matriz é ferrítica. No caso da matriz martensítica a trinca se propaga na martensita e corta os grãos de ferrita. A Fig. 2.13 mostra, esquematicamente, o caminho percorrido pela trinca, em ambos os casos.



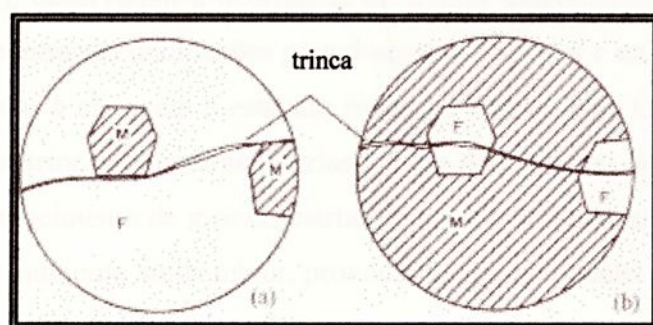


Figura 2.13 - Caminho percorrido por uma trinca de fadiga em um aço bifásico:

a) com matriz ferrítica; b) com matriz martensítica. [81].

HASHIMOTO e PEREIRA [119], estudando microestruturas semelhantes, observaram que a trinca em fadiga inicia-se e propaga-se mais lentamente em aços bifásicos com matriz ferrítica e ilhas de martensita, comparados com o mesmo aço, porém com matriz martensítica e ilhas de ferrita.

Os micromecanismos de fratura envolvidos na propagação no estágio II, estão diretamente relacionados à microestrutura. Alterações morfológicas podem modificar o micromecanismo ativado. SUN et al [104], observaram que, para um mesmo aço de baixo carbono, uma distribuição de martensita em forma de rede ao redor dos grãos de ferrita, desencadeia, no estágio II, a clivagem como principal micromecanismo de fratura, apresentando, na superfície de fratura, facetas de clivagem bem definidas. Modificando a microestrutura para fibras finas distribuídas na matriz ferrítica, a ductilidade aumentou, aparecendo uma grande quantidade de “dimples” na superfície de fratura. Na terceira morfologia estudada, com blocos de martensita distribuídos na matriz ferrítica, obteve, após a fratura, uma superfície com regiões de quase-clivagem e “dimples”, mostrando uma ductilidade intermediária entre os dois primeiros casos.

Embora haja uma tendência de propagação da trinca por fadiga através da fase ferrita, com o aumento da fração volumétrica de martensita ou da porcentagem de carbono, a capacidade de deformação plástica da ferrita diminui, e a deformação na martensita aumenta, aumentando a possibilidade da trinca passar através da fase martensita [113].

A aparência da superfície de fratura, na região de crescimento da trinca, pode variar devido a microestrutura ou a intensidade da tensão aplicada. FAUSTINO e

SPINELLI[78], observaram a ocorrência de fratura transgranular em três microestruturas estudadas, encontraram ondulações pouco acentuadas(vales e colinas). As regiões planares foram associadas à clivagem e estavam rodeadas de alvéolos. Com o aumento da taxa de crescimento da trinca observaram estrias típicas do processo de fadiga. TOMKINS [86], observou o aparecimento de grossas estrias ao aumentar a intensidade no ciclo de tensões e notou que, um aumento ainda maior, provocava o aparecimento de estrias finas.

WASYNCZUK et al [85], mostraram que, o aumento na amplitude de tensão e na fração volumétrica de martensita, podem acelerar a propagação da trinca, pois esta passa a se propagar através do processo de clivagem transgranular, observando a formação na superfície de fratura de numerosos degraus, separados por distâncias que variam de 3 a 8 μm .

CAI et al [92], estudando duas microestruturas diferentes, observaram que o estágio II sempre ocorria numa direção normal a tensão aplicada, apresentando bandas de deslizamento persistentes, ocorrendo variação entre os micromecanismos de clivagem e alveolar. Observaram que a matriz ferrítica, com blocos de martensita, apresentou maior ductilidade que a matriz ferrítica com finas placas de martensita.

SUZUKI e McEVELY [83], observaram o aparecimento de estrias de fadiga e rugosidade em superfícies de fadiga submetidas a amplitudes de tensão mais elevadas e um aspecto mais polido para baixas amplitudes de tensão. O caminho preferencial da trinca foi através dos grãos ferríticos e ao redor da martensita. Observa-se, nestes casos, um aspecto topográfico de altos e baixos, semelhante aos encontrados por FAUSTINO e SPINELLI [78].

A compreensão dos micromecanismos envolvidos na nucleação e no crescimento da trinca, é fundamental para melhorar o desempenho do material. Um material adequado que eleve o tempo necessário para nuclear uma trinca representará um ganho de vida para o elemento solicitado. Nesse processo, é fundamental conhecer as subestruturas de discordâncias envolvidas e as tensões localizadas associadas a estas formações. No entanto, a microestrutura do material, desenvolvida para aumentar o tempo requerido para a nucleação, não deve induzir à fragilidade, pois, neste caso, instalada a trinca, esta cresceria de forma instável, levando a uma fratura repentina e catastrófica.

CAPÍTULO 3

MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

O diagrama de blocos da Fig.3.1 foi esquematizado para dar uma visão global dos experimentos e análises realizadas. O material, cada etapa do processo e os equipamentos utilizados estão detalhados ao longo deste capítulo.

3.1 - Material

O material utilizado neste trabalho foi um aço de baixo carbono, fornecido pela Usina Siderúrgica de Minas Gerais S. A. - USIMINAS, sob a especificação USI-RW-450, e cedido pela Rockwell Fumagalli do Brasil Ltda. O material recebido na forma de chapas com dimensões de 3,0 x 1.000 x 1150mm, apresenta a composição química discriminada na Tab. 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química, em peso, dos principais elementos do aço USI-RW-450

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	N
% em peso	0,11	0,01	0,51	0,020	0,009	0,031	0,024	0,0039



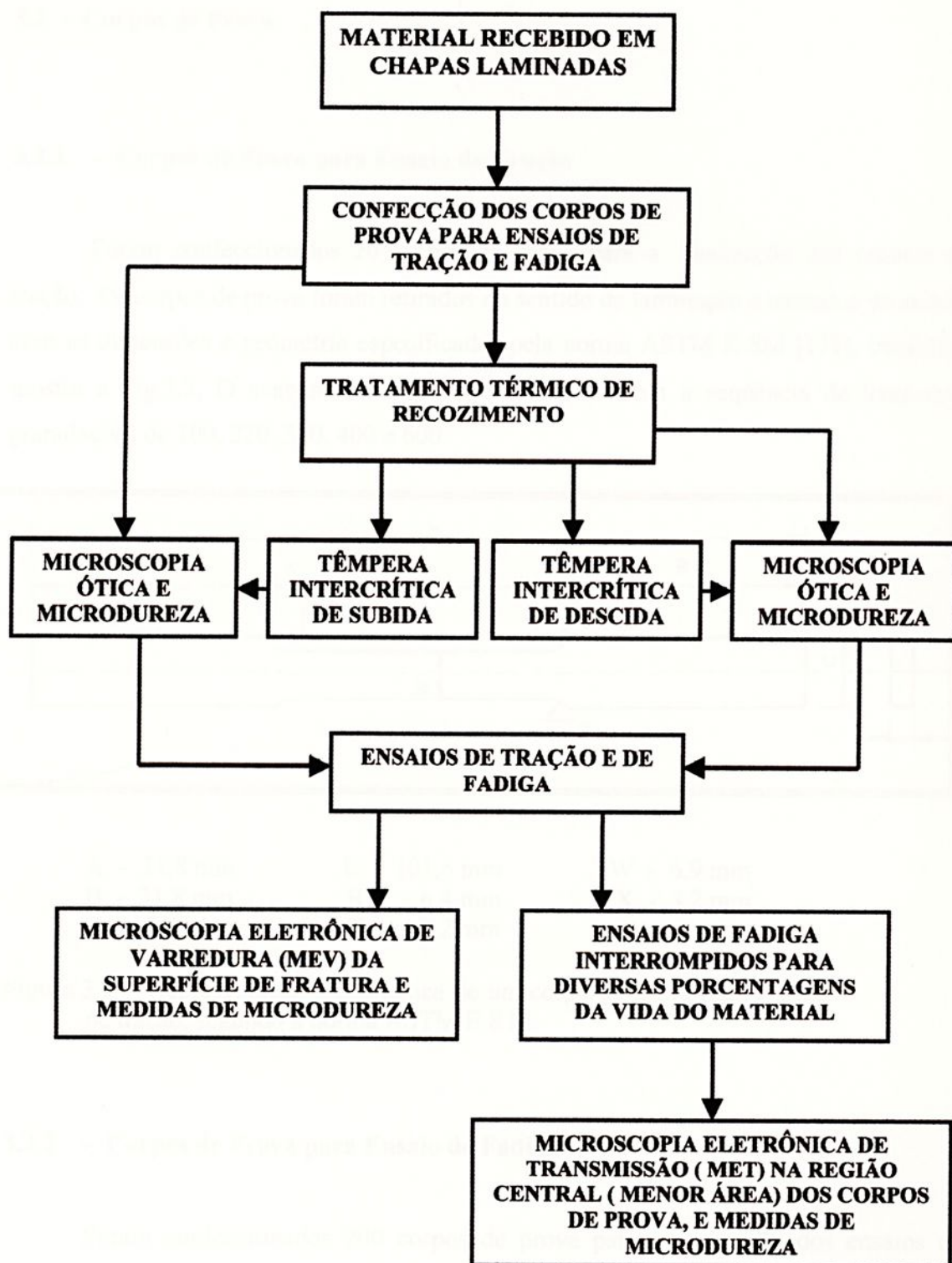
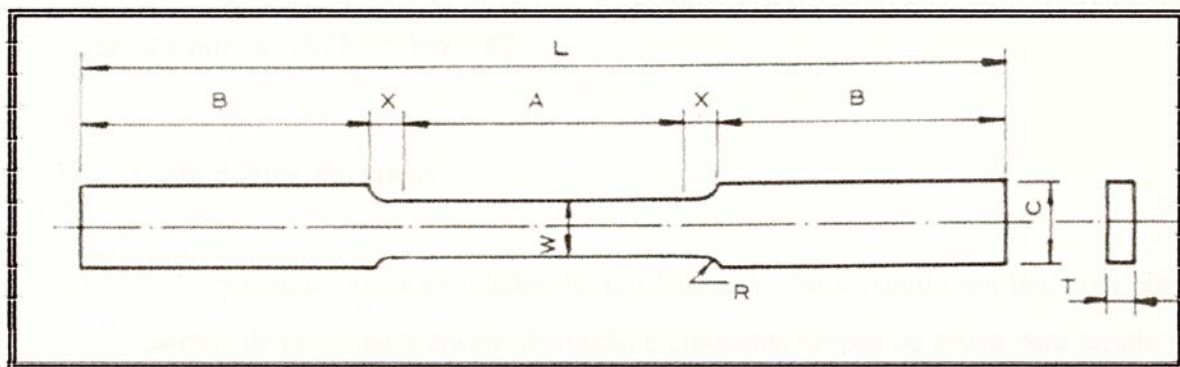


Figura 3.1 - Diagrama de blocos para visualização geral do procedimento experimental.

3.2 - Corpos de Prova

3.2.1 - Corpos de Prova para Ensaio de Tração

Foram confeccionados 20 corpos de prova para a realização dos ensaios de tração. Os corpos de prova foram retirados no sentido da laminação e usinados de acordo com as dimensões e geometria especificadas pela norma ASTM E 8M [131], conforme mostra a Fig.3.2. O acabamento superficial foi feito com a seqüência de lixas com granulações de 100, 220, 320, 400 e 600.

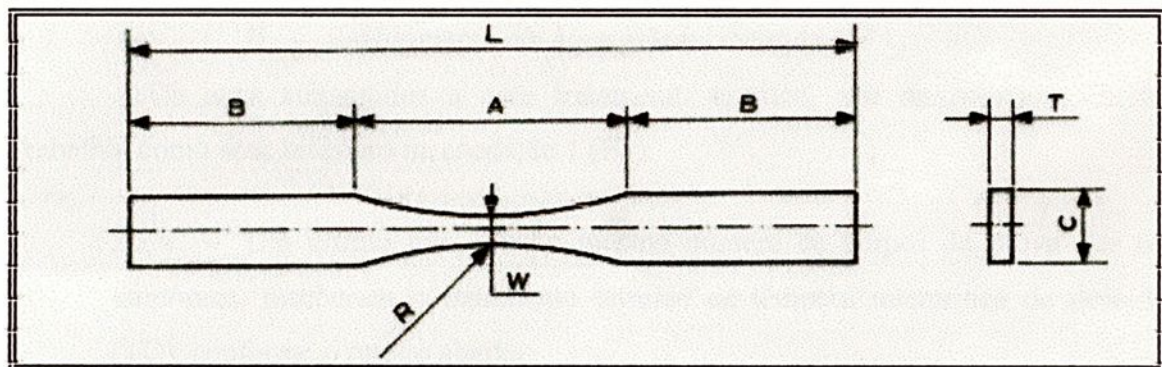


A - 31,8 mm	L - 101,6 mm	W - 6,9 mm
B - 31,8 mm	R - 6,4 mm	X - 3,2 mm
C - 9,5 mm	T - 3,2 mm	

Figura 3.2 - Representação esquemática de um corpo de prova para ensaio de tração, segundo a norma ASTM E 8 M.

3.2.2 - Corpos de Prova para Ensaio de Fadiga

Foram confeccionados 200 corpos de prova para a realização dos ensaios de fadiga axial. Os corpos de prova foram retirados no sentido da laminação, de acordo com as especificações da norma ASTM E 466 - 82 [132], conforme mostra a Fig. 3.3. O acabamento superficial foi feito com uma seqüência de lixas com granulações de 100, 220, 320, 400, 600 e 1.000.



$A = 44,4 \text{ mm}$	$B = 60,0 \text{ mm}$	$C = 15 \text{ mm}$	$T = 3,0 \text{ mm}$
$L = 164,4 \text{ mm}$	$R = 60,0 \text{ mm}$	$W = 6,5 \text{ mm}$	

Figura 3.3 - Representação esquemática de um corpo de prova para ensaio de fadiga, segundo a norma ASTM E 466 - 82.

3.3 - Tratamentos Térmicos

3.3.1 - Para estudar as propriedades do aço laminado, foi separado um lote com cinco corpos de prova para ensaio de tração e cinquenta corpos de prova para ensaio de fadiga axial. Estes aços foram denominados neste trabalho como aços laminados (L).

3.3.2 - Todos os corpos de prova restantes foram submetidos a um tratamento térmico de recozimento, com o objetivo de eliminar os efeitos da laminação. O recozimento foi realizado da seguinte forma:

I - Aquecimento a 950°C , mantido por 2 horas;

II - Resfriamento ao forno até a temperatura ambiente.

Estes aços são denominados, neste trabalho, como recozidos (R). Para a realização dos ensaios de tração e fadiga axial nos aços recozidos foi separado um lote idêntico de corpos de prova utilizados para o aço laminado.

3.3.3 - Após o recozimento, foi utilizado um terceiro lote de corpos de prova, semelhante aos anteriores, os quais foram submetidos ao tratamento térmico intercrítico de subida (TS), conforme o roteiro descrito a seguir:

I - Aquecimento até 760 ° C, mantido por 15 minutos;

II - Resfriamento em água gelada, mantida a 5° C.

Os aços submetidos a este tratamento térmico, são denominados, neste trabalho, como aços bifásicos na condição I (B1).

3.3.4 - Um último lote, com o mesmo número de corpos de prova que os anteriores, receberam o tratamento térmico de têmpera intercristica de descida (TD), conforme o roteiro abaixo:

I - Aquecimento até 950° C, mantido por 30 minutos;

II - Transferência das amostras para um outro forno a 760° C e mantidas por 15 minutos;

III - Resfriamento em água gelada, mantida a 5° C.

Os aços bifásicos, produzidos através deste tratamento térmico, são denominados, neste trabalho, como aços bifásicos na condição 2 (B2).

Os tratamentos de têmpera intercristica citados nos itens 3.3.3 e 3.3.4, estão ilustrados, esquematicamente, nos gráficos da Fig. 3.4.

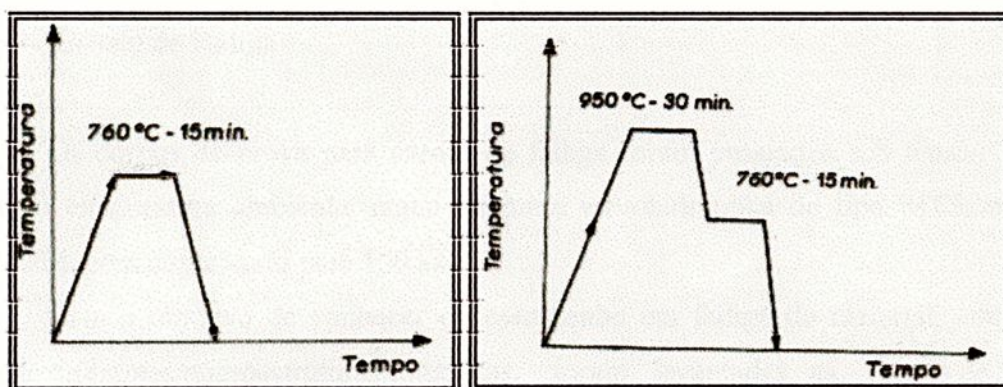


Figura 3.4 – Esquema mostrando os dois tratamentos térmicos de têmpera intercristica utilizados: (a) têmpera de subida (TS), (b) têmpera de descida (TD).

A temperatura intercristica de 760°C, bem como os tempos de permanência nesta temperatura, foram selecionados baseados em experimentos prévios realizados no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP [26].

3.4 - Ensaio mecânicos

3.4.1 - Ensaio de Tração

Os corpos de prova para ensaio de tração foram ensaiados à temperatura ambiente numa máquina servohidráulica do tipo MTS, modelo 810.23M, com capacidade para 100 kN. Foram determinados os parâmetros de limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ) e alongamento total (A). Para os aços bifásicos, o limite de escoamento foi determinado a partir da deformação plástica de 0,2%.

Foram utilizados 5 corpos de prova para cada situação. O ensaio foi realizado a velocidade de 0,5mm por minuto e, após a ruptura, as superfícies de fratura foram protegidas para posterior análise em microscopia eletrônica de varredura.

3.4.2 - Ensaio de Fadiga

Os corpos de prova para ensaio de fadiga foram ensaiados sob tensão cíclica axial, à temperatura ambiente, numa máquina servohidráulica do tipo MTS, modelo 810.23M, com capacidade para 100 kN.

Com o objetivo de conhecer o desempenho em fadiga do material, com cada uma das diferentes microestruturas estudadas, foram levantadas as curvas de fadiga (S-N), relacionando a tensão máxima do ciclo e o número de ciclos até a ruptura. A frequência utilizada nos ensaios foi de 25 Hz e a tensão mínima do ciclo foi zero ($R=0$).

Comparando-se as curvas de fadiga para as quatro condições microestruturais estudadas, observou-se que o aço bifásico na condição I (BI) apresentou melhor desempenho em fadiga. Para esta condição foram escolhidos dois níveis de tensão: a) 615 MPa, próximo à fadiga de baixo ciclo e, b) 500 MPa, fadiga de alto ciclo. O objetivo de escolher dois níveis de tensão máxima, foi observar, posteriormente, se as subestruturas de discordâncias sofreriam alterações significativas.



Como para o aço bifásico B1 não foram observadas formações de subestruturas de discordâncias significativamente diferentes, em função dos níveis de tensão escolhidos, para as outras três microestruturas estudadas foram escolhidas um único valor de tensão máxima, para cada aço, apenas para se estabelecer relações comparativas nas mudanças estruturais sofridas durante os ensaios entre estes aços e o aço bifásico B1. As tensões escolhidas foram: aço recozido, 285 MPa, aço laminado, 400 MPa; aço bifásico B2, 500 MPa. Estas tensões foram selecionadas em função das curvas de fadiga de cada condição microestrutural.

Para cada nível de tensão escolhido, foram realizados mais quatro ensaios de fadiga e, posteriormente, feito uma média aritmética entre os números de ciclos até a ruptura, para cada caso. O número de ciclos médio, para cada nível de tensão, foi utilizado como parâmetro para determinar as porcentagens de vida nos ensaios interrompidos.

Para cada um dos níveis de tensão selecionados, foram realizados ensaios de fadiga, interrompidos em diferentes porcentagens da vida estimada, de acordo com a tabela 3.2. Observa-se que o maior número das condições escolhidas para análise concentra-se na faixa até 20% da vida estimada. Esta escolha foi baseada em ensaios, previamente realizados, onde se observou que as alterações mais significativas nas subestruturas de discordâncias ocorriam até esta porcentagem de vida.



Tabela 3.2 - Ensaio de Fadiga interrompidos em diferentes números de ciclos para cada condição microestrutural

	Condição microestrutural				
	Aço Bifásico condição 1 (B1)	Aço Bifásico condição 1 (B1)	Aço Bifásico Condição2(B2)	Aço Laminado (L)	Aço recozido (R)
Tensão selecionada (MPa)	500	615	500	400	285
Número de ciclos até a ruptura	468.400	62.950	336.076	354.100	747.642
Início (0,05%)	200	200	200	200	500
1 %	4.684	629,5	3.360,5	3.541	7.476,5
3 %	14.052	1.888,5	10.081,5	3.541	22.429
6 %	28.104	3.777	20.163	21.246	44.858,5
12 %	56.208	7.554	40.326	42.492	89.717
20 %	93.680	12.590	67.210	70.820	149.528
40 %	187.360	25.180	134.420	141.640	299.057
80 %	374.720	50.360	268.840	283.280	598.114

Nos ensaios de fadiga até a ruptura, as duas partes rompidas foram seccionadas a 5mm da superfície de fratura, sendo uma delas, utilizada para análise em microscopia eletrônica de transmissão e a outra, utilizada para a medida de microdureza e observação em microscopia eletrônica de varredura.

Os corpos de prova, utilizados em ensaios interrompidos, foram seccionados na região central, de menor área. Retirou-se amostras para a realização de medidas de microdureza e análise em microscopia eletrônica de transmissão.

Como o objetivo do trabalho foi estudar a microestrutura bifásica que apresentou melhor desempenho nos ensaios de tração e fadiga, o número de ensaios realizados e a quantidade de amostras, observadas em microscopia eletrônica de transmissão e varredura do aço bifásico B1, foi maior.

3.5 - Microscopia

a) Microscopia Óptica

Para a análise por microscopia óptica foram retiradas amostras dos materiais, antes dos ensaios. Estas amostras foram embutidas, lixadas numa seqüência granulométrica de 100 a 1.200, polidas em pasta de diamante de 6 a $0,25\mu\text{m}$ e atacadas com nital a 2%. Com o auxílio de um banco metalográfico, Neophot 30, foram feitas análises quantitativas e qualitativas dos aspectos microestruturais, tais como: fases presentes, grãos, medidas de microdureza e frações volumétrica.

As frações volumétricas foram determinadas pela técnica de contagem de pontos. Foram efetuadas, pelo menos, dez medições em regiões diferentes, em pelo menos cinco amostras de cada condição microestrutural.

b) Microscopia Eletrônica de Varredura

Foram observadas, pelo menos, duas amostras de superfície de fratura, para cada tipo de condição microestrutural ensaiado por tração e por fadiga. As amostras foram analisadas num microscópio eletrônico de varredura tipo LEO, modelo 435 VPi, à tensão de 20 KV e, posteriormente, registradas em disquetes.

Para melhor visualização dos aspectos microscópicos e macroscópicos da superfície de fratura foram utilizados aumentos que variam de 20 a 2.000 vezes em várias regiões da superfície.

As inclusões ou precipitados presentes nas amostras foram analisados por EDS, espectômetro de energia dispersiva de raios X.



c) Microscopia Eletrônica de Transmissão

As amostras foram preparadas basicamente em três etapas:

- I - Afinamento manual, através de lixas em uma seqüência granulométrica de 220 a 600, até a espessura de $100\mu\text{m}$;
- II - As amostras foram cortadas em discos com diâmetro de 3 mm, por eletroerosão, em uma máquina SERVOMET SMD;
- III - O polimento e afinamento final foi realizado em uma máquina de polimento eletrolítico de jato duplo automático, TENUPOL-3 da STRUERS, utilizando, como eletrólito, uma mistura de ácido perclórico (HClO_4) a 10% e etanol ($\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) a 90% na temperatura de -20°C . As observações foram realizadas nas regiões mais finas da amostra que apresentavam de 1 a $10\mu\text{m}$.

A operação foi efetuada controlando-se a intensidade da densidade de corrente para cerca de 84 mA/cm^2 .

As amostras foram analisadas num microscópio eletrônico de transmissão, tipo JEOL JEM – 200C, com tensão de aceleração igual a 200 kV.

Foram observadas amostras, de cada material, antes do ensaio, após a fratura e nas diversas porcentagens de vida escolhidas.

Importantes informações foram colhidas como: fases presentes, precipitados, planos atômicos e, principalmente, sobre as subestruturas de discordâncias, formadas durante o ensaio.

3.6. – Ensaio de Microdureza

Os ensaios de microdureza das fases presentes foram realizados em escala Vickers, num microdurômetro instalado num microscópio Neophot 30, utilizando-se uma carga de 20 gf, por um tempo de aplicação de 30 segundos. Os valores foram obtidos, calculando-se a média aritmética de dez medidas, realizadas para cada fase presente, em cada amostra.



As medidas de microdureza foram realizadas nas amostras retiradas dos corpos de prova antes dos ensaios, após a fratura e após os ensaios de fadiga interrompidos, para as diversas porcentagens de vida estudadas neste trabalho.

4.1. Caracterização metalúrgica

Os dados metalúrgicos produzidos a partir de amostras retiradas dos corpos de prova antes dos ensaios são apresentados a seguir.

A primeira medida que se tomou para caracterizar a microestrutura dos corpos de prova antes dos ensaios foi a obtenção de metalografias em escala de 100x. Para isso, as amostras foram preparadas seguindo o procedimento descrito no item 2.3.2. As metalografias foram obtidas em condições de 200V, 10mA e 100µm. As amostras foram preparadas e analisadas em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) e as imagens foram capturadas em um computador. As imagens foram analisadas e as medidas de microdureza foram realizadas.

Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas em tração

TIPO DE AMOSTRA (CET)	LIMITE DE ENFRAQUECIMENTO (MPa)	TENSÃO DE ROTAÇÃO (MPa)	ALONGAMENTO (%)
SEM FADIGA (100)	296 ± 5	350 ± 6	42 ± 3
FADIGA 10 ⁷ (100)	271 ± 5	312 ± 16	23 ± 7
FADIGA 10 ⁸ (100)	283 ± 5	361 ± 12	16 ± 3
FADIGA 10 ⁹ (100)	307 ± 5	387 ± 12	15 ± 4

CAPÍTULO 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 - Propriedades mecânicas

As quatro microestruturas produzidas a partir do aço USI-RW-450, apresentaram variações nas propriedades mecânicas.

A Tab.4.1 mostra que os aços com microestruturas bifásicas apresentaram limite de escoamento e limite de resistência maiores que o aço recozido, com redução na ductilidade medida pelo alongamento. O aço bifásico na condição 2 (B2) apresentou limites de escoamento e resistência semelhantes aos do aço laminado, porém com menor ductilidade. Comparando o aço bifásico na condição 1 (B1) e o laminado, observa-se que o primeiro apresenta um limite de resistência significativamente maior, porém com prejuízo na ductilidade.

Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas em tração

TIPOS DE MICROESTRUTURA DO AÇO	LIMITE DE ESCOAMENTO (0,2%) (MPa)	LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa)	ALONGAMENTO (%)
RECOZIDO (R)	296 ± 5	350 ± 6	42 ± 5
LAMINADO (L)	415 ± 8	512 ± 16	25 ± 7
BIFÁSICO NA CONDIÇÃO 1(B1)	483 ± 9	661 ± 12	14 ± 3
BIFÁSICO NA CONDIÇÃO 2(B2)	397 ± 7	547 ± 13	16 ± 4



O aumento nos níveis de resistência e a redução na ductilidade apresentada pelo aço laminado em comparação com o aço recozido está relacionado ao refinamento dos grãos e ao endurecimento por deformação induzido pela laminação.

A elevação nos valores de limite de escoamento e de resistência, e a redução no alongamento dos aços bifásicos estão associados à alteração microestrutural ocorrida devido ao tratamento térmico intercrítico. A produção da fase martensítica, dura, restringe a deformação da fase ferrítica, dúctil, aumentando os níveis de resistência [16,31,57]. Os aços bifásicos apresentaram escoamento contínuo. A supressão das bandas de Lüders durante o escoamento plástico é explicado através do grande número de discordâncias geradas no momento de têmpera intercrítico, na fase ferrítica, devido a expansão volumétrica da fase martensítica. As tensões criadas na ferrita e a alta densidade de discordâncias, principalmente próximo a região da interface ferrita/martensita, criam um grande número de zonas de escoamento preferenciais, permitindo que o escoamento ocorra de forma contínua [24,58].

A Tab.4.2 mostra os tamanhos de grãos médios para a ferrita de cada uma das microestruturas estudadas.

Tabela 4.2 – Tamanho médio para os grãos de ferrita

GRÃOS DE FERRITA	TAMANHO DE GRÃO (ASTM E 112)	DIÂMETRO MÉDIO (μm)
AÇO RECOZIDO	G - 9,5	13,3
AÇO LAMINADO	G - 11,5	6,7
AÇO BIFÁSICO B1	G - 10,0	11,2
AÇO BIFÁSICO B2	G - 8,0	22,5

As Tab. 4.3, 4.4, 4.5 e 4.6 apresentam os resultados dos ensaios de fadiga para cada microestrutura estudada. Observa-se que o melhor desempenho foi obtido com o aço bifásico na condição 1 (B1).

Tabela 4.3 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga para o aço bifásico na condição 1 (B1).

AÇO BIFÁSICO NA CONDIÇÃO 1 (B1)	
Tensão (MPa)	Número de ciclos
300	10 ⁷ sem ruptura
450	10 ⁷ sem ruptura
460	10 ⁷ sem ruptura
475	419.567
500	687.779
500	245.114
500	278.179
500	591.129
500	539.799
520	294.563
540	290.571
540	240.271
560	171.103
580	48.980
580	64.485
580	105.085
610	52.628
615	43.427
615	78.259
615	67.105
615	53.128
615	72.831
620	53
625	30



Tabela 4.4 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga para o aço bifásico na condição 2 (B2).

AÇO BIFÁSICO NA CONDIÇÃO 2 (B2)	
Tensão (MPa)	Número de ciclos
450	920.557
465	548.205
475	333.579
500	456.448
500	170.581
500	329.816
500	228.224
500	495.311
520	145.776
520	240.018
540	43.832
540	70.060
560	44.126
580	56
580	38

Tabela 4.5 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga para o aço recozido (R).

AÇO RECOZIDO (R)	
Tensão (MPa)	Número de ciclos
250	10^7 sem ruptura
260	10^7 sem ruptura
280	813.121
285	993.841
285	740.020
285	493.532
285	647.958
285	862.859
290	376.284
290	188.413
300	28.515
300	77.142
300	55.410
330	231
330	84

Tabela 4.6 - Número de ciclos em função de tensão máxima em fadiga para o aço laminado (L).

AÇO LAMINADO (L)	
Tensão (MPa)	Número de ciclos
330	10^7 (sem ruptura)
350	931.814
375	784.326
400	432.741
400	328.180
400	197.335
400	372.813
400	439.431
450	87.047
450	56.625
475	11.231
475	4.404
475	5.823
500	367
500	119

Os dados apresentados nas tabelas foram plotados no gráfico da Fig. 4.1. Para melhor ajuste das curvas eliminamos os pontos onde o número de ciclos foi inferior a 400 ou superior a 10^7 .

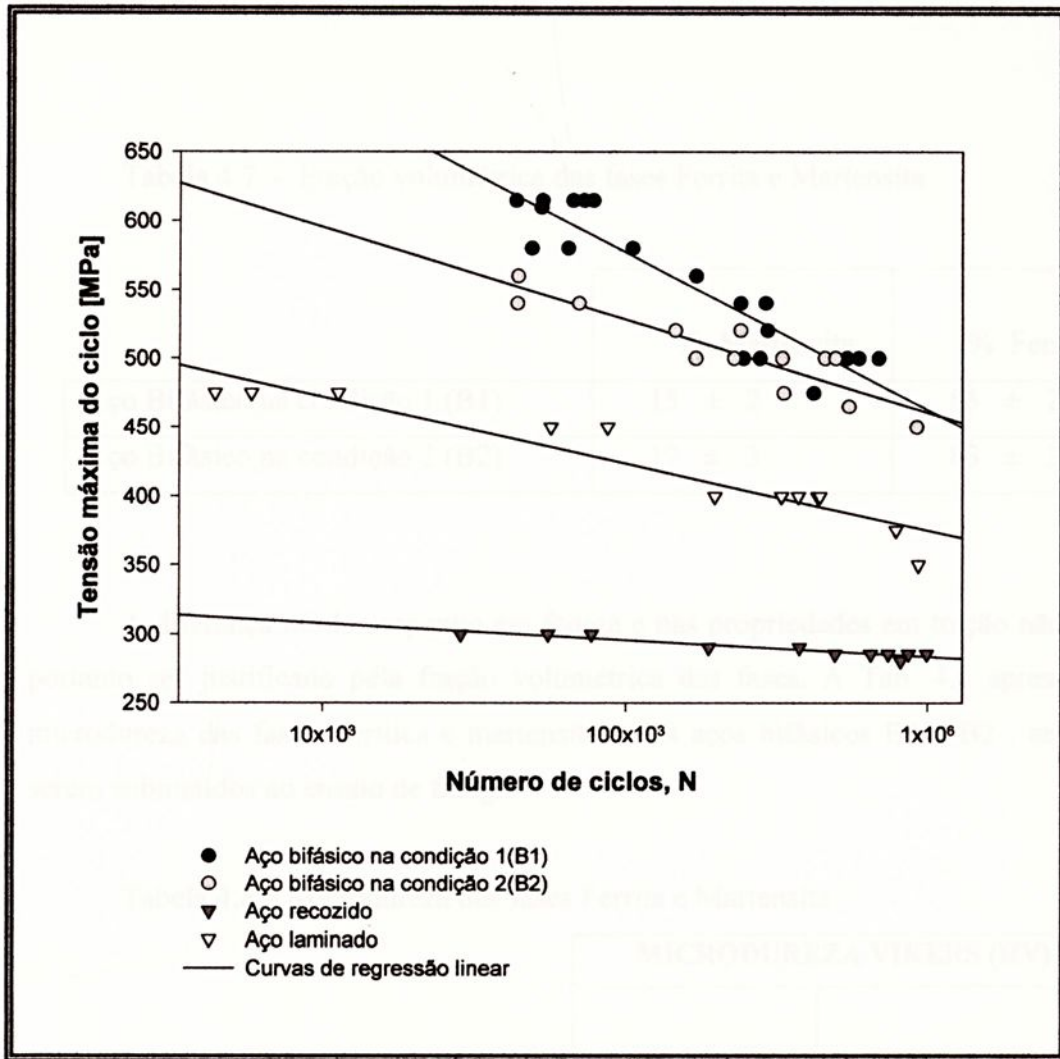


Figura 4.1 - Curva de fadiga para as microestruturas estudadas.

O aço bifásico na condição 1, além de apresentar maiores níveis de resistência em tração, demonstrou melhor desempenho nos ensaios de fadiga. O aço bifásico na condição 2, embora tenha apresentado propriedades mecânicas em tração compatíveis com o aço laminado, mostrou-se superior nos testes de fadiga. Os resultados encontrados nos testes de fadiga são semelhantes aos observados por outros autores [10,16,25], confirmando o melhor desempenho dos aços bifásicos, em fadiga, se comparado com o mesmo aço recozido ou laminado.

A fração volumétrica para as microestruturas bifásicas foram semelhantes, como pode ser observado na Tab. 4.7.

Tabela 4.7 - Fração volumétrica das fases Ferrita e Martensita

	% Martensita	% Ferrita
Aço Bifásico na condição 1 (B1)	15 ± 2	85 ± 2
Aço Bifásico na condição 2 (B2)	17 ± 3	83 ± 3

A diferença no desempenho em fadiga e nas propriedades em tração não pode portanto ser justificado pela fração volumétrica das fases. A Tab. 4.8 apresenta a microdureza das fases ferrítica e martensítica dos aços bifásicos B1 e B2 , antes de serem submetidos ao ensaio de fadiga.

Tabela 4.8 – Microdureza das fases Ferrita e Martensita

	MICRODUREZA VIKERS (HV)	
	Ferrita	Martensita
Aço Bifásico na condição 1 (B1)	198 ± 36	621 ± 70
Aço Bifásico na condição 2 (B2)	177 ± 31	528 ± 68

No decorrer do ensaio de fadiga ocorreu alterações na dureza das fases, conforme pode ser observado na Tab. 4.9, para as diferentes microestruturas estudadas.

Tabela 4.9 - Microdureza das fases ferrita e martensita em função da porcentagem de vida ensaiada

DUREZA VICKERS (HV)								
Porcentagem De vida (%)	Aço Bifásico (B1) 500 MPa		Aço Bifásico (B1) 615 MPa		Aço Bifásico (B2) 500 MPa		Aço Laminado 400 MPa	Aço Recozido 285 MPa
	Ferrita	Martensita	Ferrita	Martensita	Ferrita	Martensita	Ferrita	Ferrita
0	198 ± 36	621 ± 70	198 ± 36	621 ± 70	177 ± 31	528 ± 68	171 ± 21	166 ± 23
0,05	200 ± 24	637 ± 115	221 ± 19	648 ± 89	195 ± 25	539 ± 122	208 ± 30	161 ± 38
1	242 ± 36	677 ± 83	218 ± 20	651 ± 108	231 ± 21	542 ± 97	200 ± 27	132 ± 13
3	245 ± 37	667 ± 121	242 ± 41	633 ± 91	223 ± 35	551 ± 133	194 ± 19	141 ± 39
6	201 ± 06	657 ± 99	215 ± 33	642 ± 118	200 ± 19	526 ± 109	217 ± 51	138 ± 11
12	206 ± 30	700 ± 102	209 ± 38	650 ± 97	207 ± 43	537 ± 126	218 ± 49	150 ± 28
20	200 ± 08	611 ± 84	223 ± 34	598 ± 111	209 ± 39	544 ± 93	197 ± 45	146 ± 37
40	206 ± 40	627 ± 36	210 ± 24	587 ± 113	232 ± 20	591 ± 122	209 ± 40	143 ± 32
80	190 ± 28	609 ± 75	197 ± 52	630 ± 125	227 ± 32	553 ± 107	172 ± 39	138 ± 26
100	195 ± 31	720 ± 114	203 ± 30	672 ± 131	220 ± 24	591 ± 123	216 ± 09	149 ± 17

Obs: A condição 0% da vida em fadiga corresponde ao corpo de prova não ensaiado e, 100% da vida, ao corpo de prova rompido.



Com os dados da Tab. 4.9 foi construído o gráfico da Fig. 4.2 para permitir uma melhor visualização da evolução da microdureza das fases dos aços estudados.

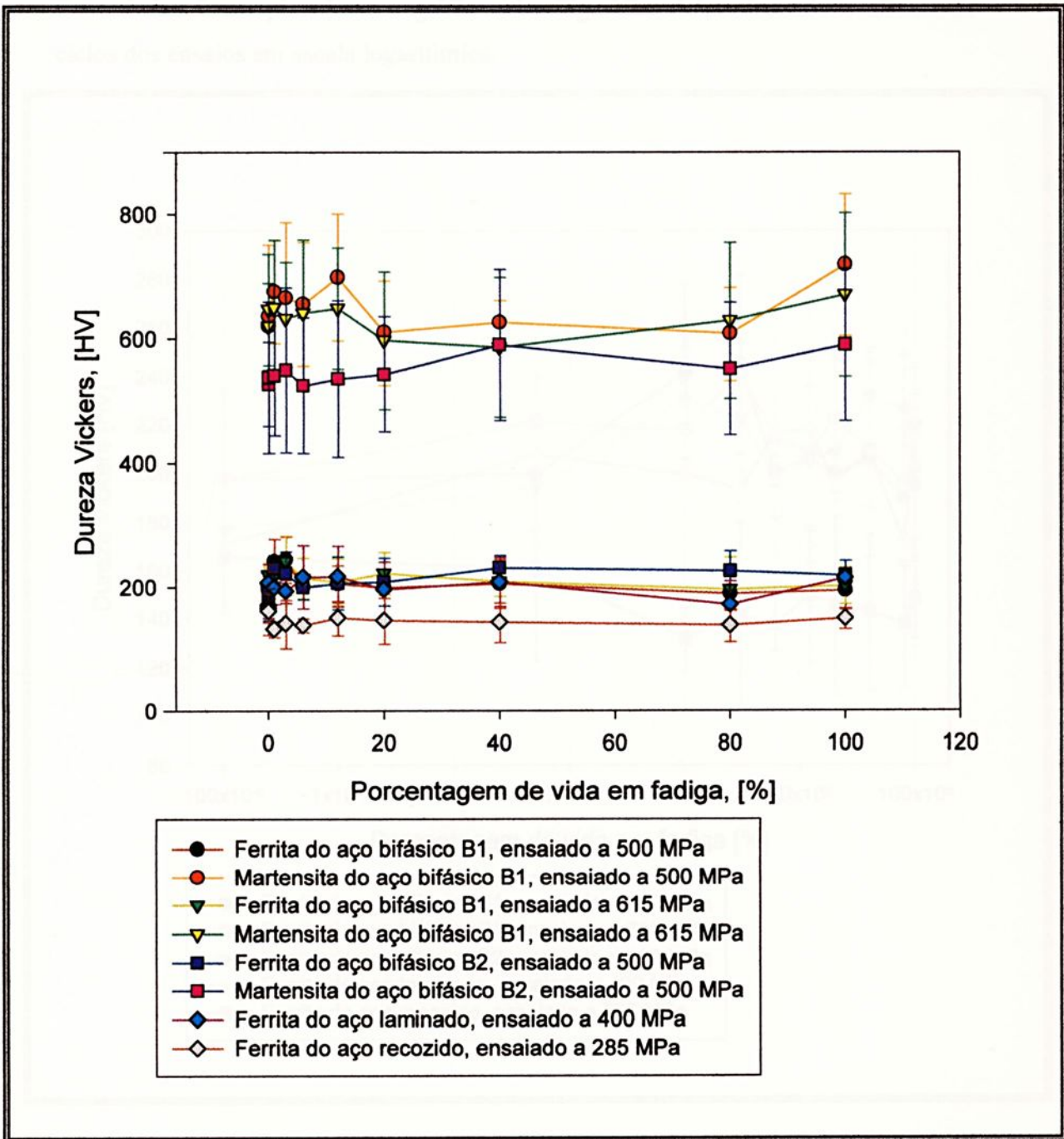


Figura 4.2 - Gráfico da evolução da microdureza das fases ferrita e martensita dos aços estudados.

Para facilitar a compreensão do gráfico anterior, foram separadas as curvas de microdureza da fase ferrítica e da fase martensítica de cada uma das microestruturas. Estes dados foram plotados nos gráficos das Fig. 4.3 e 4.4, colocando o número de ciclos dos ensaios em escala logarítmica.

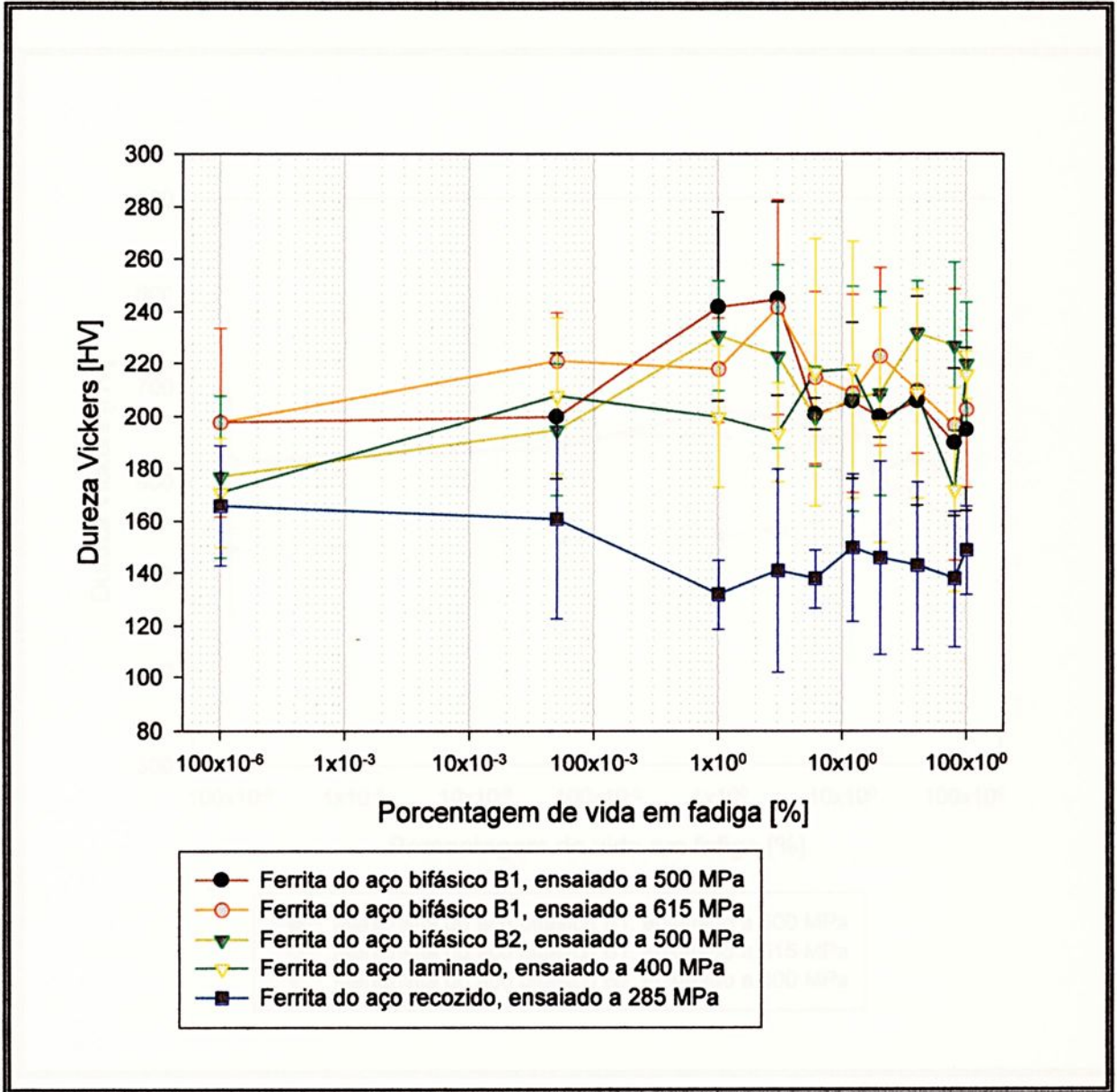


Figura 4.3 - Evolução da microdureza da fase ferrítica dos aços estudados.

Observa-se que a fase ferrítica da maioria dos aços estudados tem o valor da microdureza aumentada nos primeiros ciclos do ensaio de fadiga e esta tendência só não foi observada para o aço recozido.

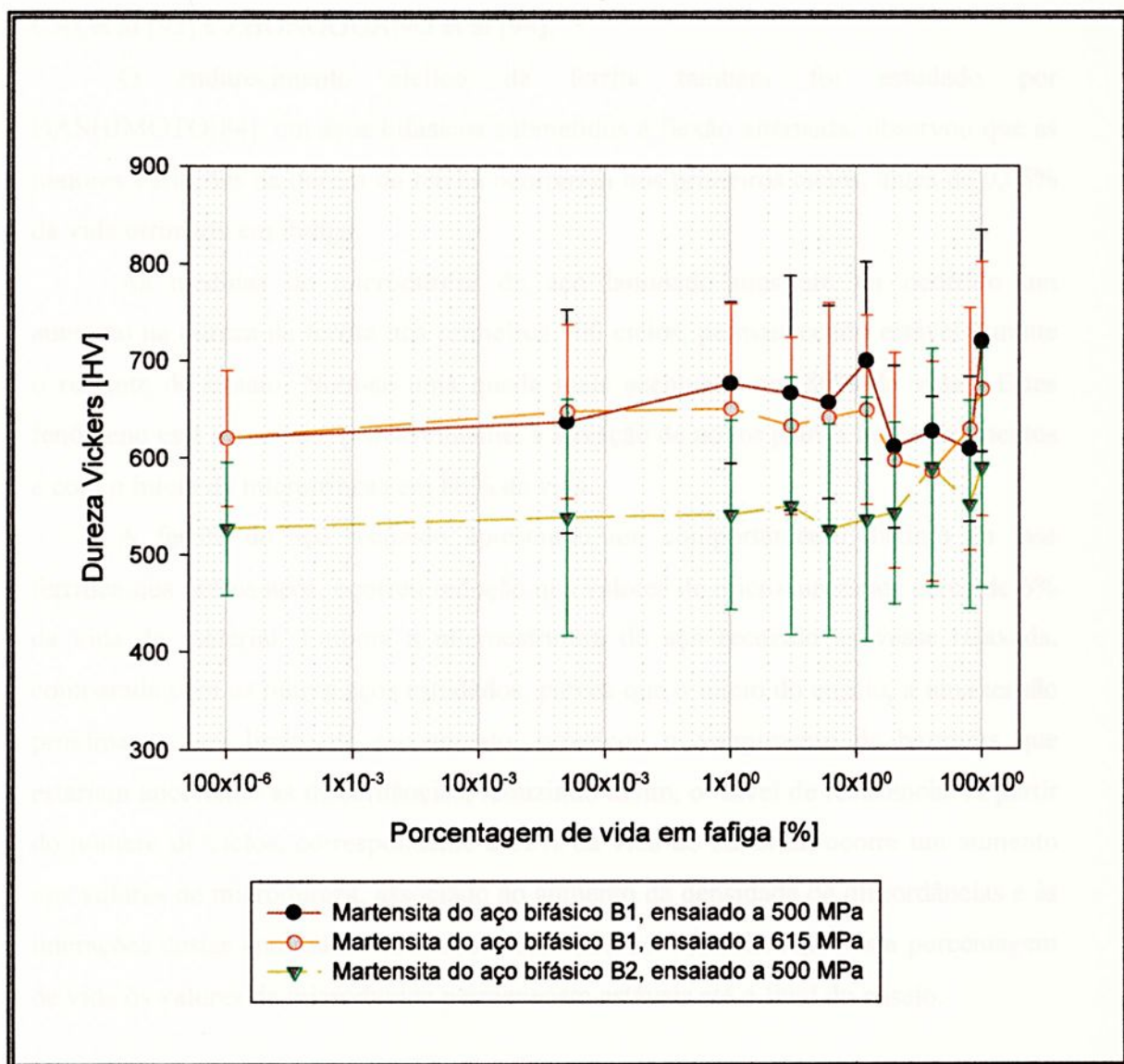


Figura 4.4 - Evolução da microdureza da fase martensítica dos aços bifásicos estudados.

Observa-se no gráfico da Fig.4.3 que o valor da microdureza da fase ferrítica dos aços bifásicos aumenta no início do ensaio de fadiga. Esta tendência permanece até atingir cerca de 3% da vida estimada do material. Para as porcentagens de vida maior que 3% observa-se uma estabilidade nos valores de microdureza da ferrita. O fenômeno de endurecimento da ferrita em aços bifásicos foi também constatado por CAI et al [92] e ZHONGGUANG et al [94].

O endurecimento cíclico da ferrita também foi estudado por HASHIMOTO[84], em aços bifásicos submetidos à flexão alternada, observou que as maiores variações na dureza da ferrita ocorreram nos primeiros ciclos, antes de 0,05% da vida estimada em fadiga.

As medidas de microdureza do aço laminado mostram ter ocorrido um aumento na dureza da ferrita nos primeiros 500 ciclos, permanecendo estável durante o restante do ensaio. Nota-se uma queda mais acentuada em 80% da vida. Estes fenômeno está associado, provavelmente, a ativação de novos planos de deslizamentos e com o início de microtrincas em 80% da vida.

A ferrita do aço recozido apresentou um comportamento distinto da fase ferrítica dos outros aços, ocorreu redução nos valores de microdureza até cerca de 6% da vida do material. Embora a microestrutura do aço recozido estivesse relaxada, comparada com os outros aços estudados, parece que o início do ensaio, a uma tensão próxima ao seu limite de escoamento, provocou o rompimento de barreiras que estariam ancorando as discordâncias, reduzindo assim, o nível de resistência. A partir do número de ciclos, correspondente a 12% da vida do material, ocorre um aumento nos valores de microdureza, associado ao aumento da densidade de discordâncias e às interações destas entre si ou com obstáculos microestruturais. Após esta porcentagem de vida os valores de microdureza permanecem estáveis até o final do ensaio.

4.2 - Micrografias do Aço Laminado

4.2.1 - Micrografia Óptica

A micrografia da Fig. 4.5, obtida por microscopia óptica, fornece uma amostra do aspecto geral do aço laminado.



Figura 4.5 - Microscopia Óptica (MO), microestrutura do aço laminado.

Devido as deformações sofridas no processo de laminação, os grãos apresentam-se deformados e com formatos e tamanhos diferenciados. Observa-se entre os grãos de ferrita pequenas regiões de perlítica. Segundo a ASTM, o tamanho médio dos grãos foi de número $G - 11,5$.

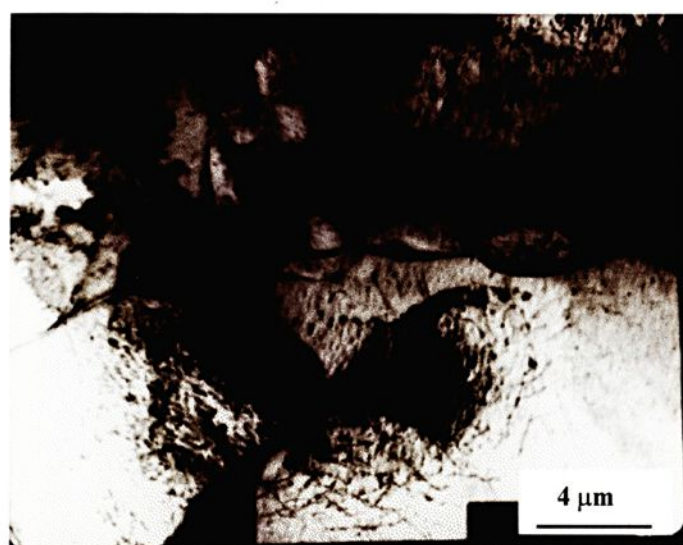
O tamanho médio dos grãos do aço laminado é menor do que do aço recozido, justificando o aumento nos valores de limite de escoamento e de resistência. A deformação plástica também induz a um aumento no valor do limite de escoamento do aço laminado, no entanto reduz a sua ductilidade, como pode ser observado através do alongamento, na Tab. 4.1.

O aço com microestrutura laminada, em comparação com o aço recozido, apresentou melhores propriedades mecânicas nos ensaios de tração e de fadiga. Além da redução no tamanho de grão, a fase ferrítica do aço laminado apresentou também maior dureza. Estes fatores dificultaram o aparecimento e a propagação de microtrincas.

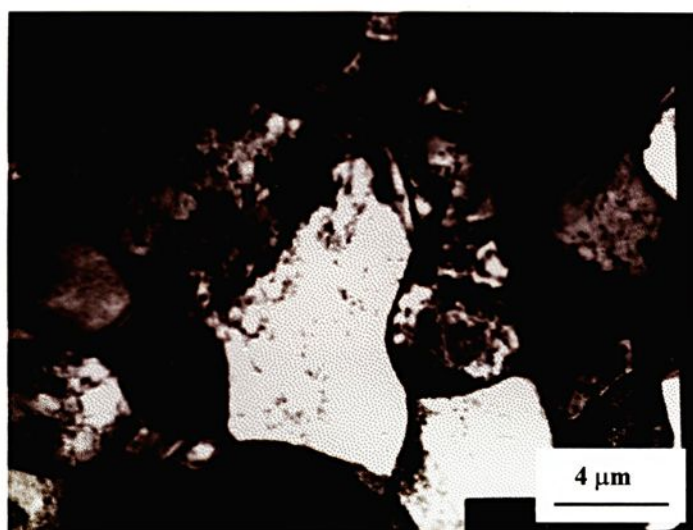
4.2.2 - Micrografias Eletrônicas de Transmissão do Aço Laminado

As micrografias dos Fig. 4.6 (a) e (b), mostram o aspecto geral do aço laminado, no estado em que foi recebido. Há uma grande variação no tamanho dos grãos, e, devido ao processo de conformação mecânica, nota-se que os grãos apresentam-se deformados e com grande quantidade de discordâncias, mesmo antes do ensaio de fadiga.





(a)



(b)

Figura 4.6 - Micrografia eletrônica (MET) mostrando o aspecto geral da microestrutura do aço laminado, não ensaiado.

A microestrutura do aço laminado é basicamente ferrítica-perlítica, os grãos perlíticos são menores e em menor quantidade.

A micrografia da Fig. 4.7 mostra em detalhe um grão perlítico com as lamelas de cementita características.

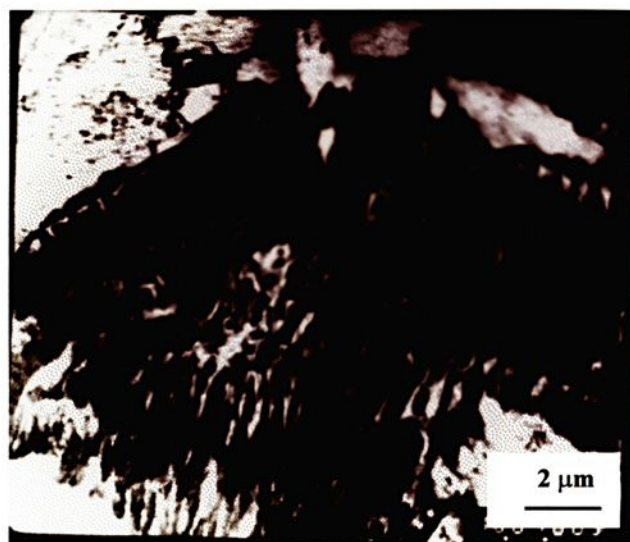


Figura 4.7 - Micrografia eletrônica (MET) mostrando detalhe de grão perlítico do aço laminado, não ensaiado.

Foi observado a presença de cementita em alguns contornos de grãos. A Fig. 4.8 ilustra esta ocorrência.

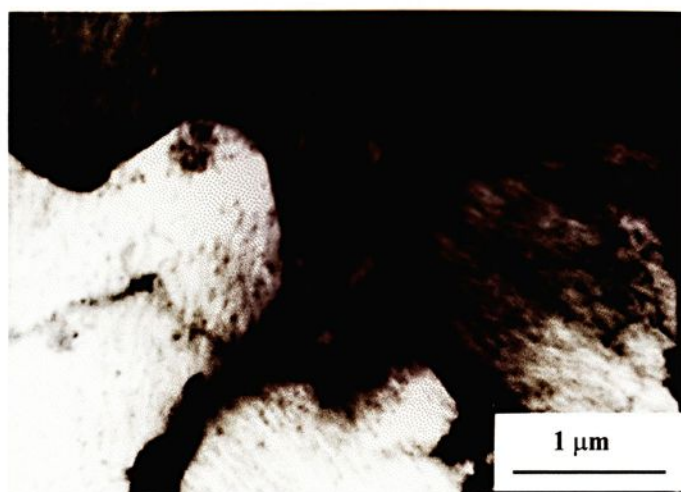


Figura 4.8 - Microscopia eletrônica (MET) mostrando a presença de cementita em contornos de grãos do aço laminado, não ensaiado.

A presença de cementita nos contornos de grãos contribui para a redução da vida em fadiga do material, pois fragiliza os contornos, tornando a região propícia à nucleação ou propagação de trincas.

Os grãos ferríticos do aço laminado apresentam-se bastante deformados, devido ao processo de laminação. A micrografia da Fig. 4.9 evidencia esta condição, as subestruturas de discordâncias apresentam-se bem desenvolvidas com tendência à formação de células.

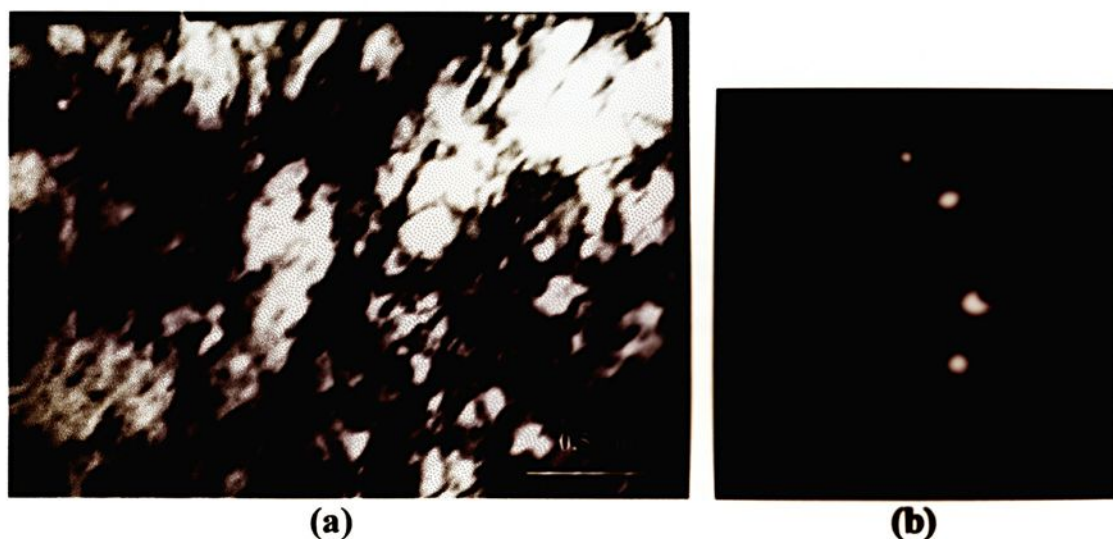


Figura 4.9 - Micrografia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico do aço laminado, não ensaiado; (b) diagrama de difração [111].

Com o início do ensaio de fadiga, as novas discordâncias geradas contribuem para aumentar a densidade de discordâncias. A Fig. 4.10 mostra alguns grãos ferríticos com alta densidade de discordâncias, logo nos primeiros 200 ciclos do ensaio de fadiga, realizado à tensão de 400 MPa.

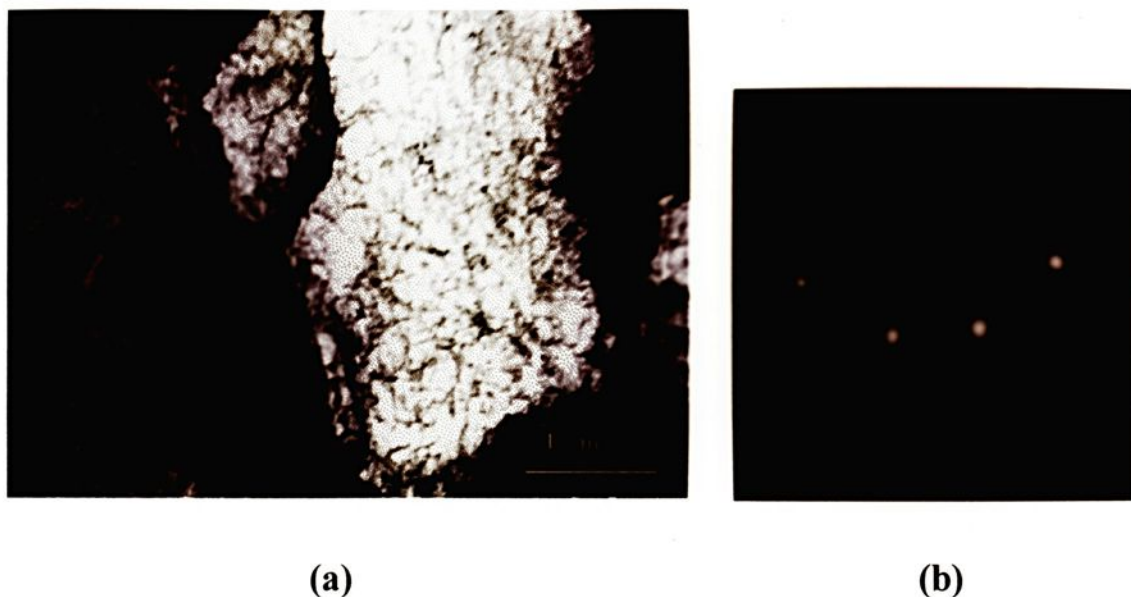


Figura 4.10 - Micrografia eletrônica (MET): (a) mostrando discordâncias em grãos ferríticos do aço laminado, ensaiado em fadiga, à tensão de 400 MPa por 200 ciclos; (b) Diagrama de difração [011].

Após o ensaio por 200 ciclos, devido ao aumento na densidade de discordâncias e às interações destas, ocorreu um aumento na dureza dos grãos ferríticos de cerca de 40HV. O valor da microdureza permaneceu estável até cerca de 3% da vida estimada para o material em fadiga, na tensão de 400 MPa. Neste intervalo, não foram observadas transformações significativas nas subestruturas de discordâncias, os emaranhados formados atuaram como uma rede que interagiram com as novas discordâncias formadas, restringindo a sua movimentação.

Em torno de 6% a 12% da vida estimada em fadiga para o aço laminado, foram observados os valores mais elevados nos níveis de dureza dos grãos ferríticos. Nesta condição, observa-se as subestruturas de discordâncias intercaladas e complexas, apresentando grandes adensamentos de discordâncias intercaladas com regiões menos densas. Ocorre a tendência à formação de paredes mais grossas e células de discordâncias de tamanho variado. A micrografia da Fig.4.11 ilustra esta situação, mostrando regiões mais claras e escuras, evidenciando um gradiente na densidade de discordâncias através do grão.

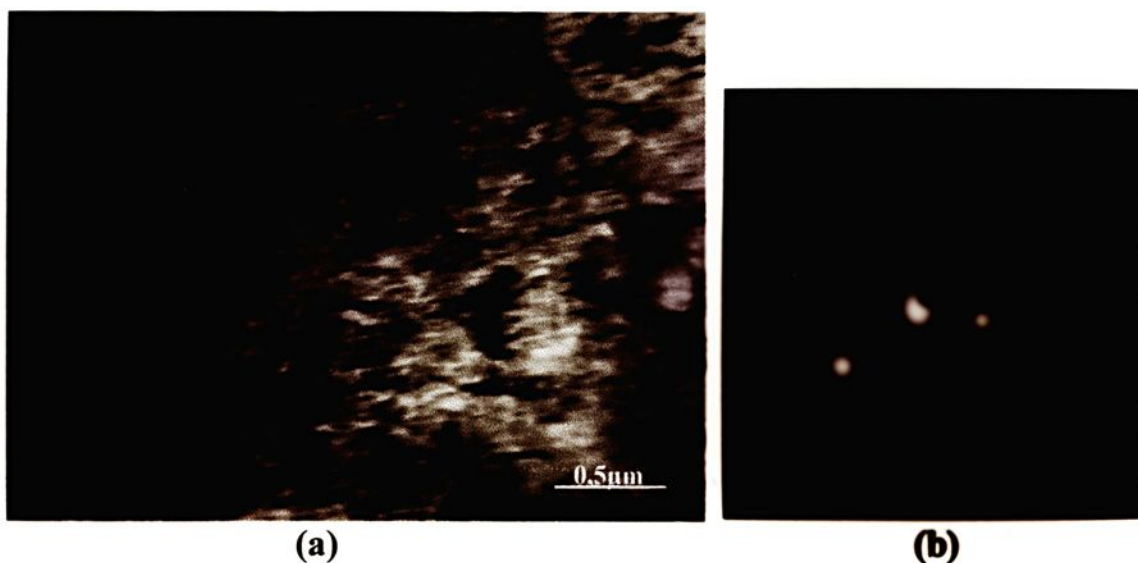


Figura 4.11 - Micrografia eletrônica (MET): (a) mostrando as discordâncias no interior de um grão ferrítico do aço laminado, ensaiado em fadiga, à 400 MPa para 6% da vida estimada; (b) Diagrama de difração [001].

Com o decorrer do ensaio, a partir de 20% da vida estimada, há uma tendência gradativa a formação de grossas paredes de discordâncias e células de discordâncias com tamanhos variados. Acompanha esta tendência uma redução nos níveis de microdureza dos grãos ferríticos atingindo um mínimo para 80% da vida estimada. A micrografia da Fig. 4.12 mostra o interior de um grão ferrítico, numa amostra ensaiada até 283.280 ciclos, correspondente a 80% da vida estimada. Observa-se grossas paredes de discordâncias, com células de diferentes tamanhos, com regiões internas livres de discordâncias.

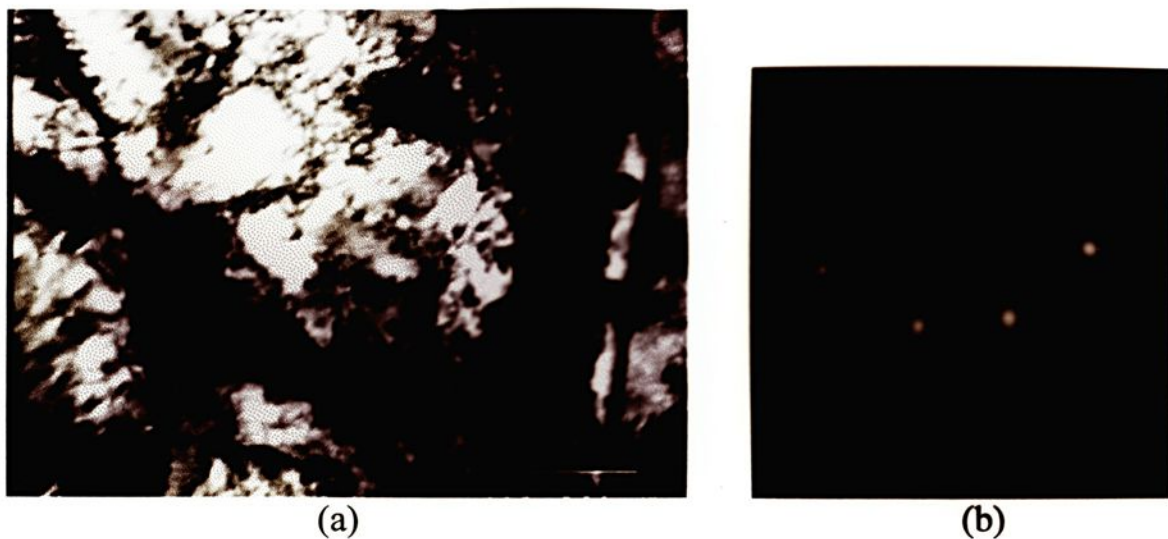


Figura 4.12 - Micrografia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico do aço laminado ensaiado em fadiga, à 400 MPa, para 80% da vida estimada; (b) Diagrama de difração [011].

A formação de paredes de discordâncias e células bem definidas parecem, propícia ao aparecimento de microtrincas devido as deformações localizadas de maior intensidade, parece estar associada à redução da microdureza da ferrita[116].

Com o prosseguimento do ensaio até a ruptura houve pouca variação nas subestruturas de discordâncias. Observa-se um adensamento ainda maior das paredes de discordâncias, as células adquirem um aspecto mais alongado, provavelmente, devido ao escoamento plástico. Nota-se, com o acréscimo, o aparecimento de discordâncias deslizando numa direção transversal, parecendo ocorrer deslizamento cruzado. A Fig. 4.13 mostra estes aspectos numa amostra de aço laminado rompido por fadiga.

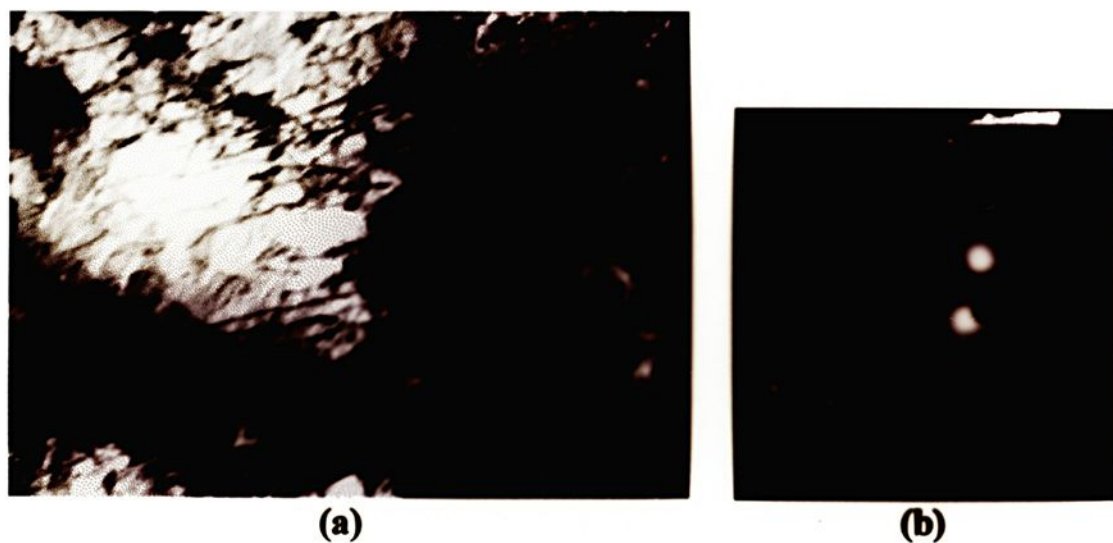


Figura 4.13 - Micrografia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um grão ferrítico do aço laminado rompido em fadiga, à 400 MPa em 328.180 ciclos; (b) Diagrama de difração [001].

4.2.3 - Micrografias Eletrônicas de Varredura do Aço Laminado

A Fig. 4.14 apresenta uma amostra da superfície de fratura por fadiga, ocorrida no aço laminado. Observa-se que ocorreram deformações e redução de área na superfície rompida.

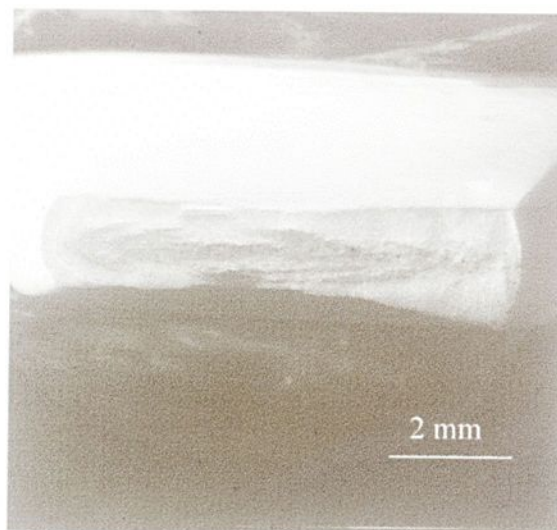


Figura 4.14 - Microscopia eletrônica (MEV) da superfície de fratura do aço laminado.

Na região da superfície de fratura final, quando a secção resistente se reduziu e rompeu, devido a sobrecarga, observou-se uma superfície repleta de microcavidades, indicando, pois, a atuação do micromecanismo de fratura alveolar, conforme pode ser visto na Fig.4.15.

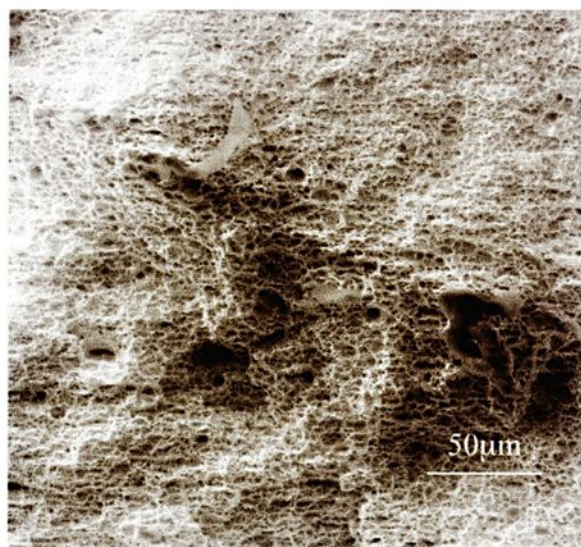


Figura 4.15 - Microscopia eletrônica (MEV) da superfície de fratura em fadiga do aço laminado, região da ruptura final.

Na região de propagação da trinca nos aços laminados observou-se, preponderantemente, a atuação do micromecanismo de fratura alveolar, com algumas aparições de facetas de clivagem, mostrando a coexistência, em menor escala, do micromecanismo de quase-clivagem. A micrografia da Fig. 4.16 evidencia estes aspectos.

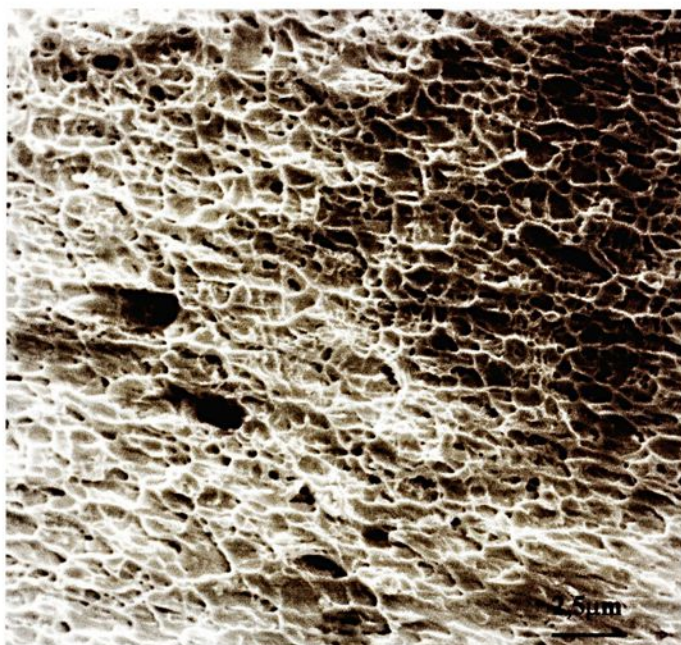


Figura 4.16 - Micrografia eletrônica (MEV) da região da região de propagação da trinca em fadiga do aço laminado.

Embora o aço laminado tenha apresentado características dúcteis em nível macroscópico, como o alongamento de 25%, redução de área e deformações na superfície de fratura, microscopicamente, observa-se algumas regiões de quase-clivagem, com predomínio do micromecanismo de fratura alveolar, na região de propagação da trinca. As regiões de quase-clivagem podem acelerar o desenvolvimento da trinca e reduzir a vida em fadiga. Este micromecanismo está associado às deformações preexistentes nos grãos ferríticos e a existência de cementita nos contornos de grãos.

4.3 - Micrografias do Aço Recozido

4.3.1 - Micrografia Óptica

O tratamento térmico de recozimento produziu uma recristalização dos grãos inicialmente deformados, aliviando as tensões residuais presentes no aço laminado e provocando um crescimento no tamanho dos grãos. A micrografia da Fig. 4.17, obtida por microscopia óptica, permite uma visualização do aspecto geral da microestrutura do aço recozido.



Figura 4.17 - Microscopia óptica (MO), microestrutura do aço recozido.

O tamanho médio de grão do aço recozido, segundo a ASTM foi de número G - 9,5. O aumento no tamanho médio dos grãos e a eliminação do endurecimento por deformação plástica existente inicialmente no aço laminado levaram a uma redução nos níveis de resistência em tração e a um aumento na ductilidade, como pode ser observado na tab. 4.1.

A nova microestrutura produzida apresentou o pior desempenho em fadiga, comparada com as outras microestruturas estudadas. Este fato decorre não só da redução nos limites de escoamento e de resistência, mas também da diminuição nos níveis de dureza da ferrita, conforme se observa na tab.4.8.

4.3.2 - Micrografias Eletrônicas de Transmissão do Aço Recozido

Os grãos do aço recozido apresentam-se com tamanho maior e com baixa densidade de discordâncias, como pode ser observada na micrografia da Fig. 4.18.

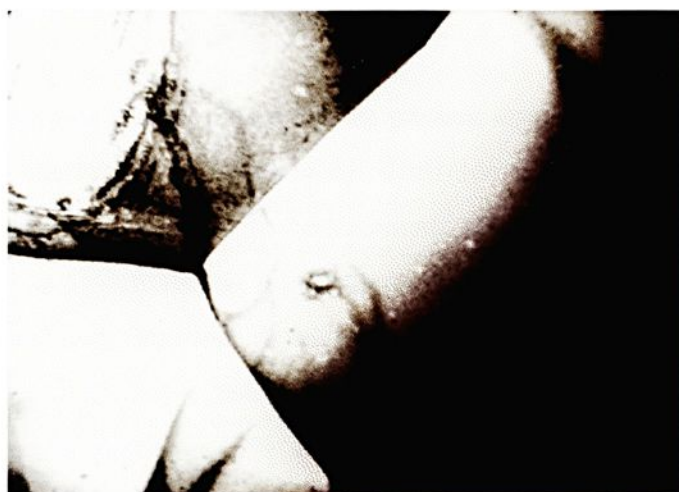


Figura 4.18 - Microscopia eletrônica (MET), mostrando um encontro triplo de grãos do aço recozido, não ensaiado.

No início do ensaio em fadiga a 285 MPa, após os primeiros 500 ciclos, aparecem as bandas de deslizamento, que podem ser vistas na Fig. 4.19.

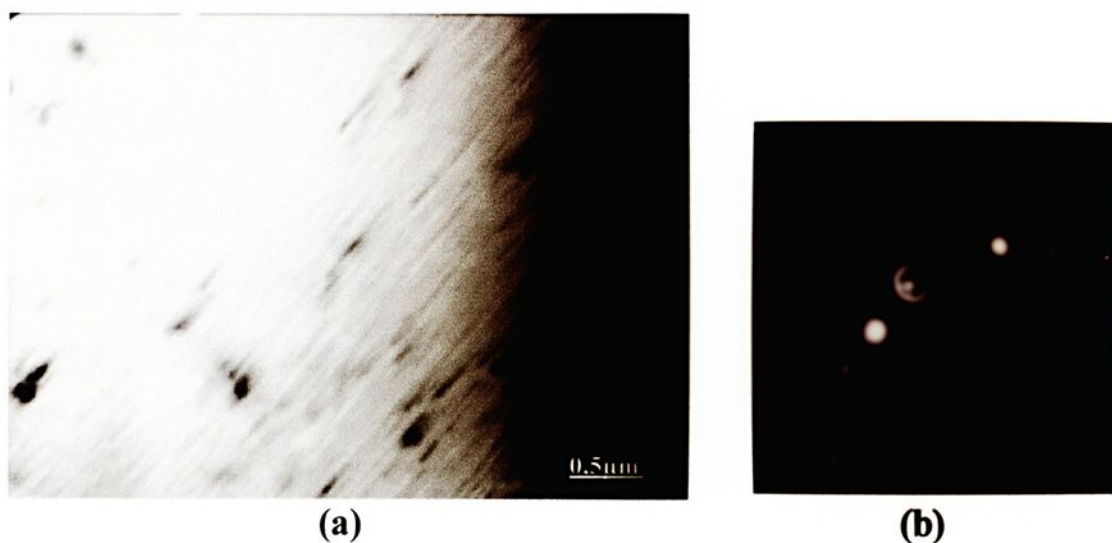


Figura 4.19 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as bandas de deslizamento no interior de um grão ferrítico do aço recozido, ensaiando em fadiga a 285 MPa por 500 ciclos; (b) Diagrama de difração [111].

Na Fig. 4.19 observa-se que as discordâncias passam através de partículas, sem que haja ancoramento das mesmas. O início do ensaio dinâmico, à tensão de 285 MPa, parece ter sido suficiente para ativar o plano de deslizamento fácil, na direção mais compacta [111], permitindo que as discordâncias, inicialmente presente no material, superassem as partículas que se opunham ao seu movimento. Ocorre uma queda no valor da microdureza dos grãos ferríticos e esta tendência é observada para até 1% da vida estimada do material. A partir de 3% da vida do material, a interação entre as discordâncias torna-se mais intensa, provocando um novo aumento nos níveis de microdureza, atingindo um máximo em cerca de 12% da vida em fadiga do aço recozido.

A Fig. 4.20 mostra a constituição da subestrutura de discordâncias nesta fase, observando-se uma rede de discordâncias, com tendência a formação de algumas paredes pouco densas.

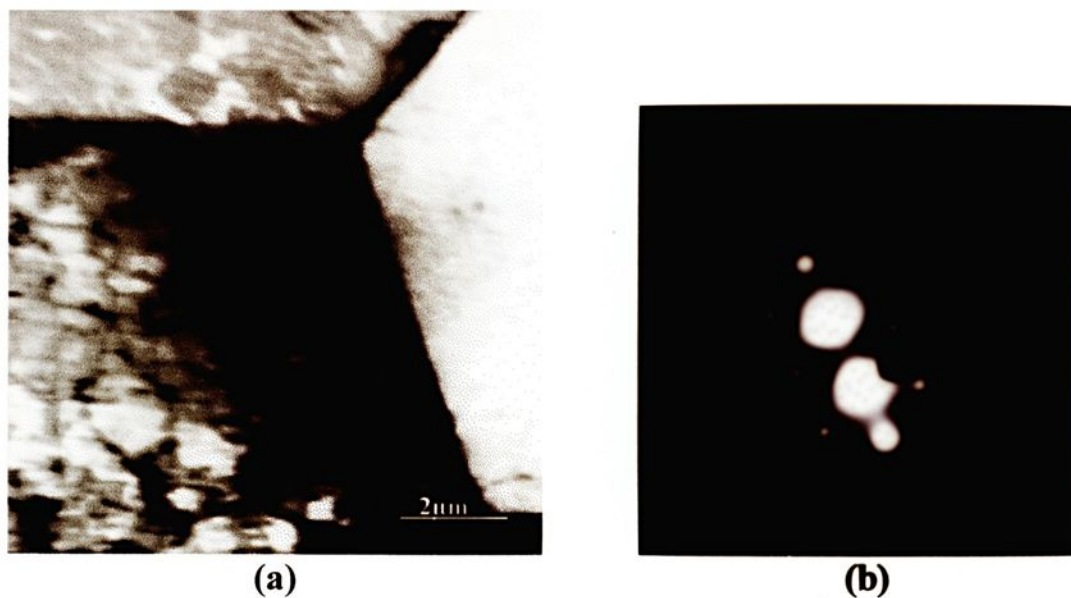


Figura 4.20 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um aço recozido, ensaiado em fadiga a 285 MPa, até 12% da vida estimada; (b) Diagrama de difração [111].

A partir de 20% da vida em fadiga, observa-se a nítida tendência à formação de células de discordâncias, com grossas paredes que se tornaram mais definidas com a evolução do ensaio. As micrografias da Fig. 4.21 e Fig. 4.22, ilustram estas ocorrências. Acompanha esta fase, um declínio no valor da microdureza, que parece estar associado a formação dos arranjos celulares de discordâncias. Observa-se que, para 80% de vida, ocorrem grossas paredes de células, com tamanhos maiores, com subdivisões de células menores em seu interior.

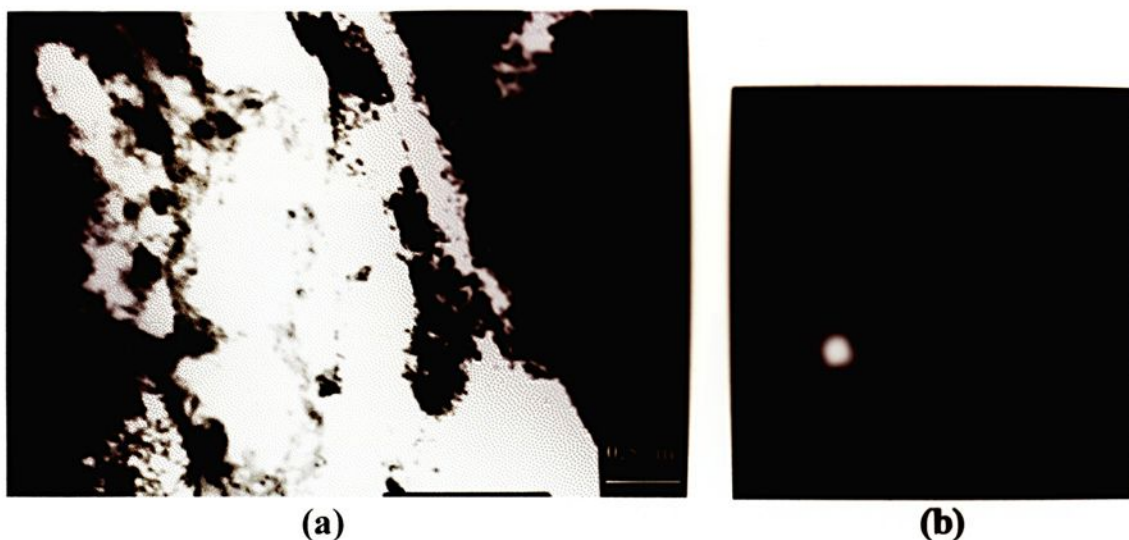


Figura 4.21 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um grão de ferrita do aço recozido, ensaiado a 285 MPa, para 40% da vida em fadiga; (b) Diagrama de difração [011].

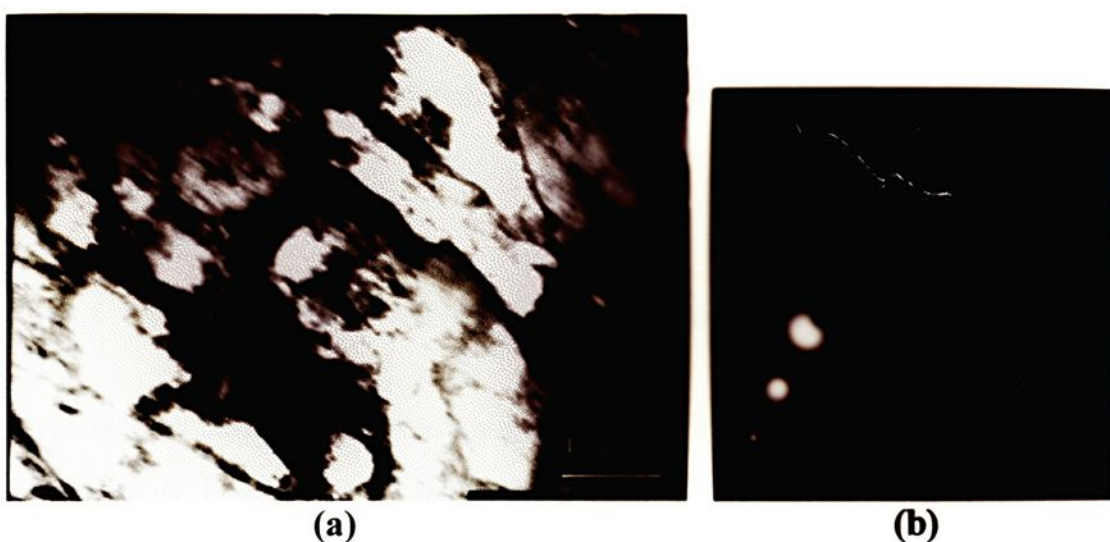


Figura 4.22 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias com arranjo celular na ferrita do aço recozido, ensaiado em fadiga a 285 MPa, para 80% da vida; (b) Diagrama de difração [001].

No momento da ruptura parece não haver modificações significativas no formato das subestruturas de discordâncias, mas há uma redução no tamanho e um alongamento nos arranjos celulares de discordâncias desenvolvidos. A Fig. 4.23 ilustra estas formações.

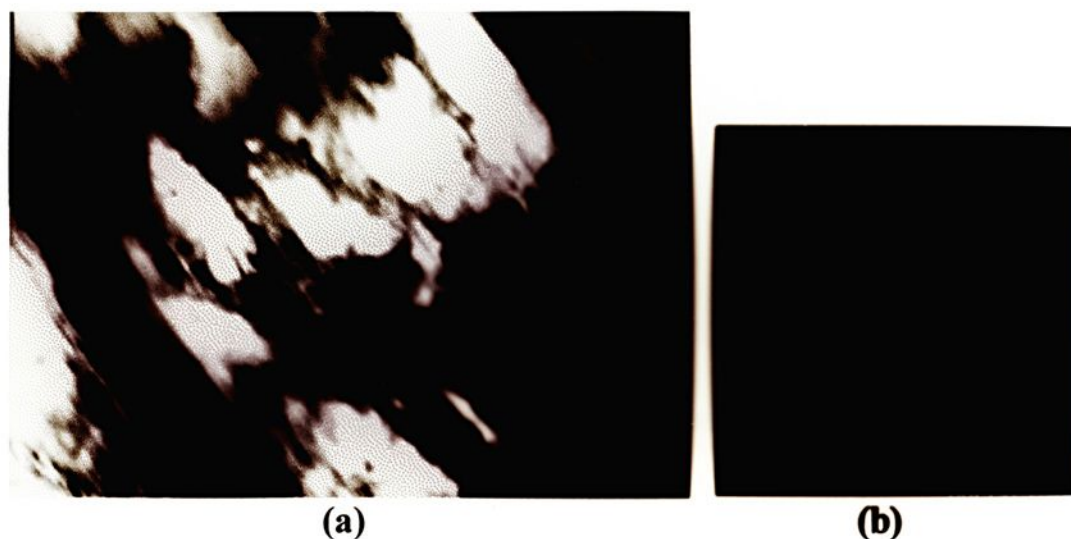


Figura 4.23 - Micrografia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias com arranjo celular formadas na ferrita do aço recozido, ensaiado em fadiga a 285 MPa, até a ruptura (740.020 ciclos); (b) Diagrama de difração [111].

4.3.3 - Micrografias Eletrônicas de Varredura do Aço Recozido

Na Fig.4.24 observa-se os aspectos macroscópicos da superfície de fratura, típica dos corpos de prova do aço recozido. A esquerda da micrografia, aparece uma superfície mais lisa, região de início e propagação da trinca, com menor redução de área. A direita, observa-se a região da fratura final, com grande estricção e deformações, indicando aspectos dúcteis na fratura do metal.

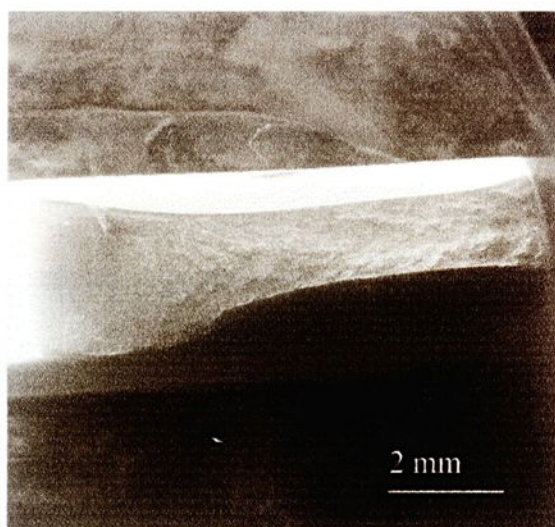


Figura 4.24 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando a superfície de fratura em fadiga do aço recozido.

A região da superfície de fratura final do aço recozido, apresenta-se coberta por microcavidades, como pode ser observado na Fig. 4.25, indicando que o mecanismo de fratura que atuou no processo foi o alveolar.

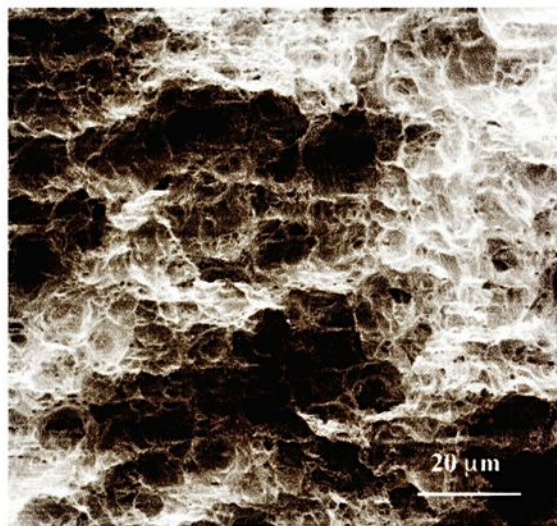


Figura 4.25 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando a superfície de fratura em fadiga do aço recozido, na região de ruptura final.

A região da superfície de fratura, de início e propagação da trinca, também mostrou-se repleta de microcavidades, evidenciando que o micromecanismo de fratura ativado foi o alveolar. Na Fig.4.26 pode se constatar este fato.

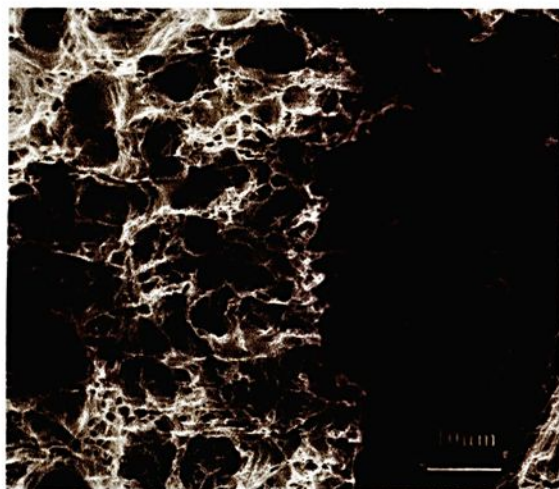


Figura 4.26 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando a região de propagação da trinca por fadiga do aço recozido.

4.4 - Micrografias do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Descida

4.4.1 - Micrografia Óptica

A micrografia da Fig. 4.27 fornece uma imagem da microestrutura típica do aço bifásico B2, produzido pela têmpera intercrítica de descida.

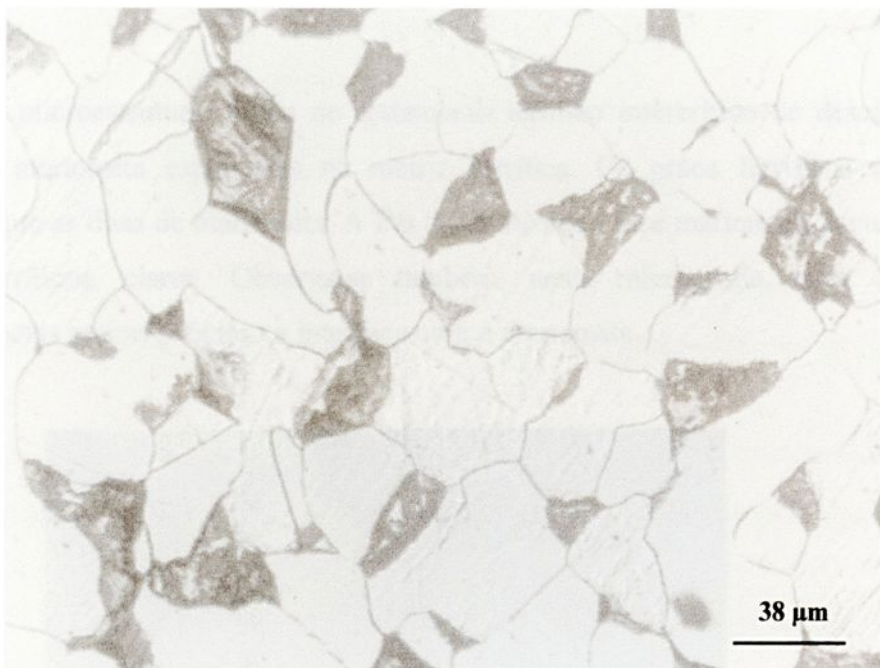


Figura 4.27 - Microscopia Óptica (MO), microestrutura do aço bifásico B2, produzido pela têmpera intercrítica de descida, constituída de ferrita e martensita

Os grãos claros correspondem a ferrita e as regiões escuras a fase martensita. O tamanho médio dos grãos ferríticos, segundo a ASTM E-112 [133] foi de número G - 8,0 e da martensita G - 11,0. O efeito da elevação da temperatura, no tratamento intercrítico de descida, antes da têmpera, propiciou que os grãos do aço bifásico na condição B2 se tornassem maiores que os produzidos através da têmpera intercrítica de subida (B1). Este fato provocou a redução nos níveis de resistência e de dureza das fases.

O fato dos grãos do aço bifásico, na condição B1, serem menores que os da condição B2 propiciou a melhor distribuição da fase martensítica através da matriz ferrítica. Este fenômeno, associado as propriedades mecânicas em tração contribuíram para que o aço bifásico B1 apresentasse melhor desempenho em fadiga que o aço bifásico B2 .

4.4.2 - Microscopia Eletrônica de Transmissão do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Descida

A microestrutura obtida no tratamento térmico intercrítico de descida, apresenta ilhas de martensita espalhadas na matriz ferrítica. Os grãos ferríticos apresentam-se maiores que as ilhas de martensita. A Fig. 4.28 mostra a fase martensita, escura, ao lado de grãos ferríticos, claros. Observa-se também, nesta micrografia, uma densidade de discordâncias maior, próximo a interface com a martensita.

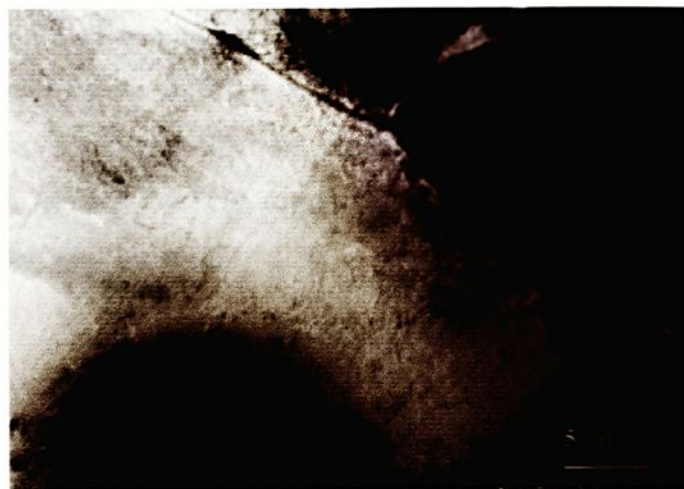


Figura 4.28 - Micrografia Eletrônica (MET), mostrando a interface de grãos ferríticos (claros) com a fase martensita (escura) em um aço bifásico B2, não ensaiado.

Ocorreu a formação de bainita na interface de alguns grãos ferríticos com a fase martensita, como a observada na Fig. 4.29, onde é mostrado a fase martensita, cercada por grãos ferríticos.

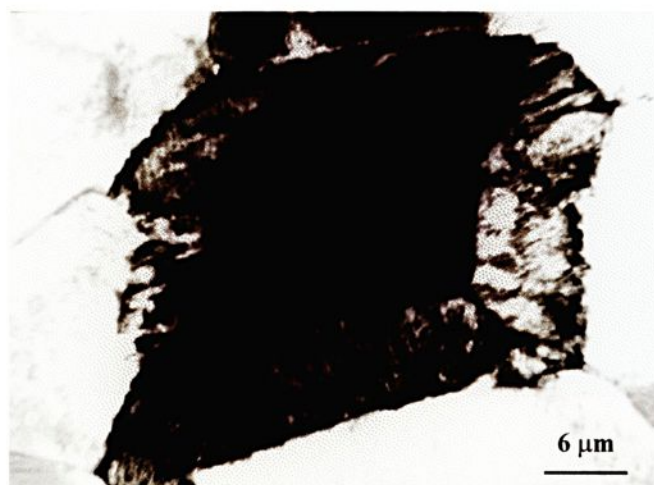
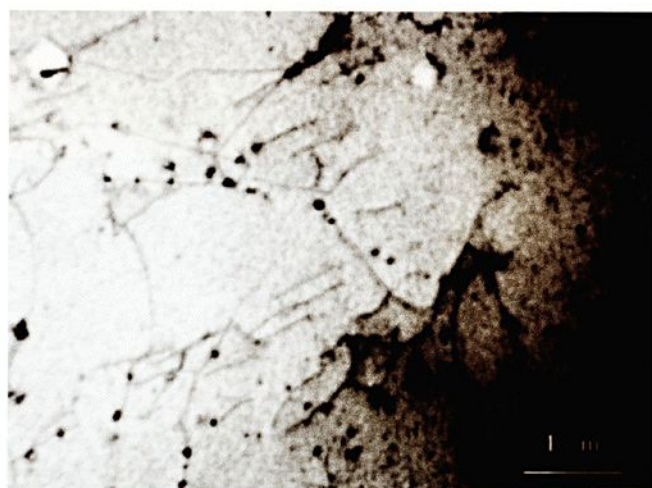
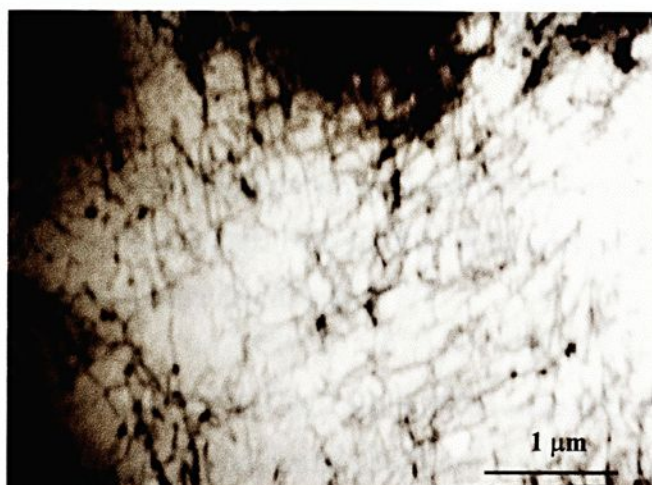


Figura 4.29 - Microscopia eletrônica (MET), mostrando a fase bainítica (cinza) formada entre a fase ferrítica e martensítica, em um aço bifásico B2, não ensaiado.

Como foi observado por outros autores [58,111-115], a densidade de discordâncias, presentes na ferrita dos aços bifásicos, é heterogênea, aumentando de intensidade próximo a interface com a martensita. As micrografias da Fig. 4.30 (a) e (b) evidenciam esta diferença. Observa-se também, a presença de precipitados que agem como obstáculos ao movimento das discordâncias.



(a)



(b)

Figura 4. 30 - Microscopia eletrônica (MET): mostrando as discordâncias num grão ferrítico do aço bifásico B2, (a) no centro do grão; (b) próximo a interface ferrita-martensita.

O gradiente de discordâncias, no grão ferrítico, se mantém com o decorrer do ensaio. Observa-se que, logo nos primeiros 200 ciclos de ensaio em fadiga, à tensão de 500

MPa, ocorre um aumento na dureza da ferrita e esta tendência prossegue até cerca de 1% da vida estimada. Este fato decorre do aumento do número de discordâncias e da interação destas entre si e com obstáculos. A micrografia da Fig. 4. 31 mostra esta interação, no interior de um grão ferrítico.

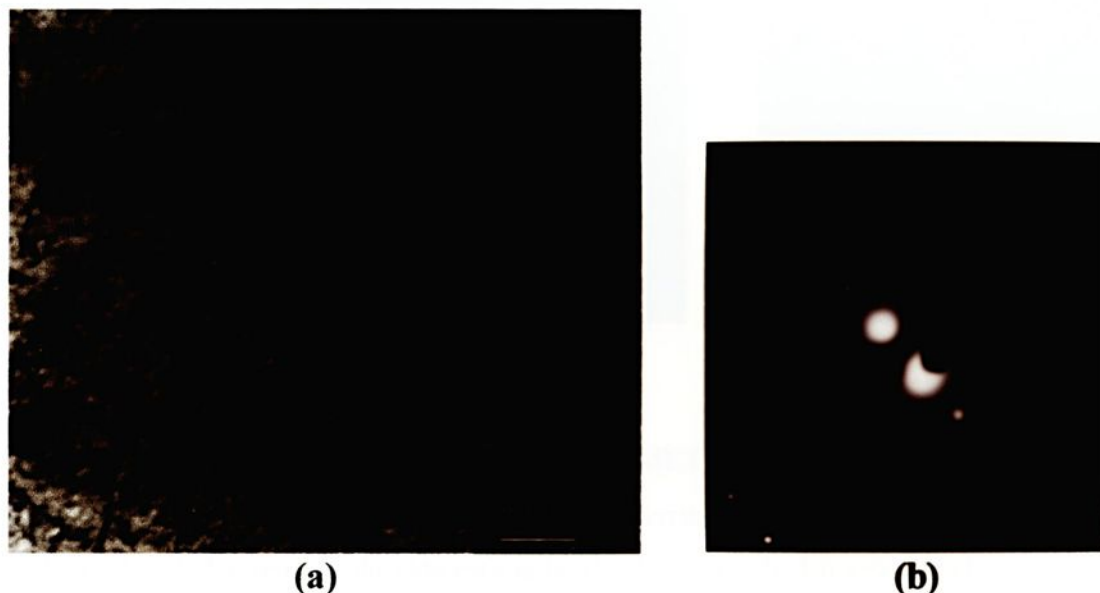


Figura 4. 31 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as discordâncias no interior de um grão ferrítico do aço bifásico B2, ensaiando em fadiga a 500 MPa, por 1% da vida estimada; (b) diagrama de difração [111].

A partir de cerca de 3% da vida estimada do material, observa-se uma queda nos valores da microdureza da ferrita, estabilizando-se por volta de 6% da vida em fadiga. Nesta fase, como pode ser observado na micrografia da Fig. 4. 32, mesmo no centro do grão ferrítico, há um emaranhado de discordâncias, com grande interação e tendência a formações celulares.

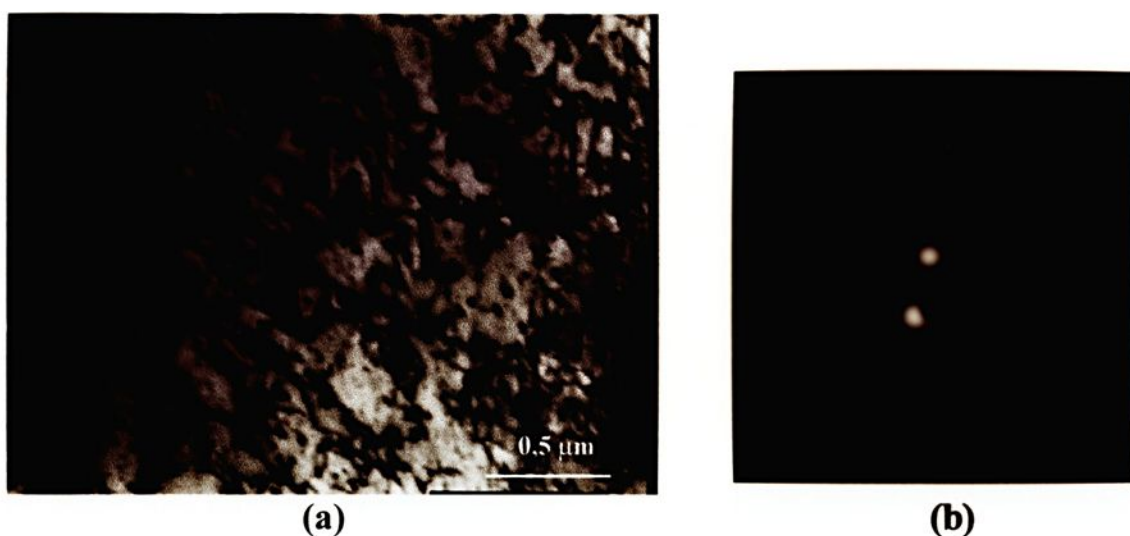


Figura 4.32 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico do aço bifásico B2, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 6% da vida estimada; (b) diagrama de difração [111].

Até cerca de 20% da vida estimada do aço bifásico B2, não se observam modificações substanciais nas estruturas de discordâncias, nem nos valores de microdureza da ferrita, ocorrendo um maior adensamento das discordâncias, com a formação de complexos emaranhados. Em 40% da vida, há uma forte tendência à formação de células, com um pequeno aumento na medida da microdureza. Parece ter atingido, nesta fase, um ponto de saturação na constituição das subestruturas formadas. O prosseguimento do ensaio leva a formação de grossas paredes de discordâncias, com a formação de células alongadas entre as paredes, semelhante ao modelo proposto por GERALD e VIOLAN [112]. Esta ocorrência pode ser observada na micrografia da Fig. 4. 33, ao ser atingido 80% da vida estimada.

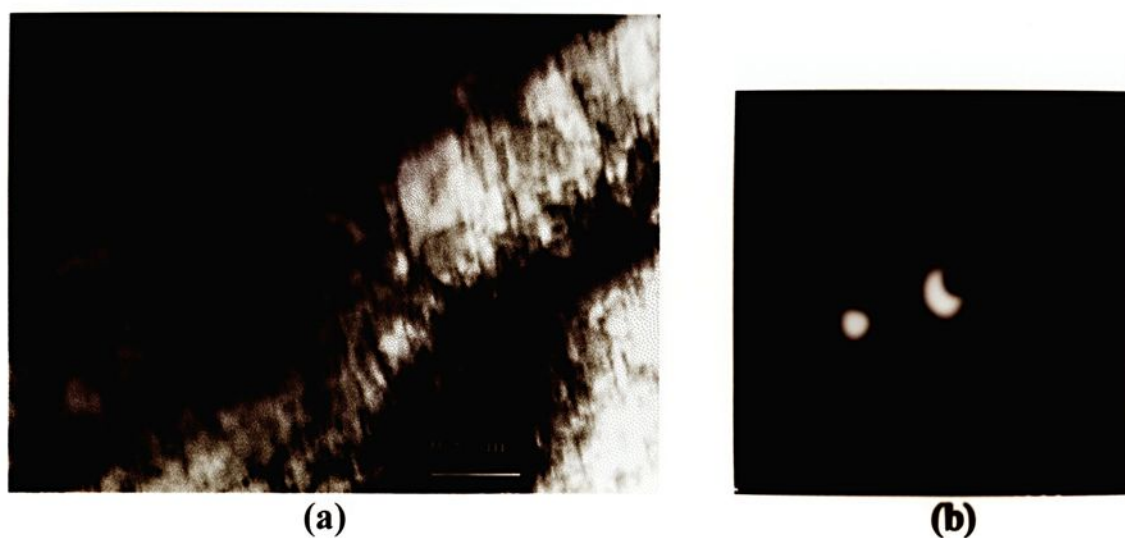


Figura 4. 33 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas em um grão ferrítico do aço bifásico B2, ensaiado em fadiga, à 500 MPa por 80% da vida estimada; (b) diagrama de difração [011].

Após a ruptura em fadiga, a aparência típica das subestruturas de discordâncias formadas, foi de pequenas células de discordâncias alongadas e com formação de regiões com maior densidade de discordâncias (região mais escura). Este fato pode ser observado na micrografia da Fig. 4. 34, em um grão ferrítico de um aço bifásico B2, rompido a 329.816 ciclos.

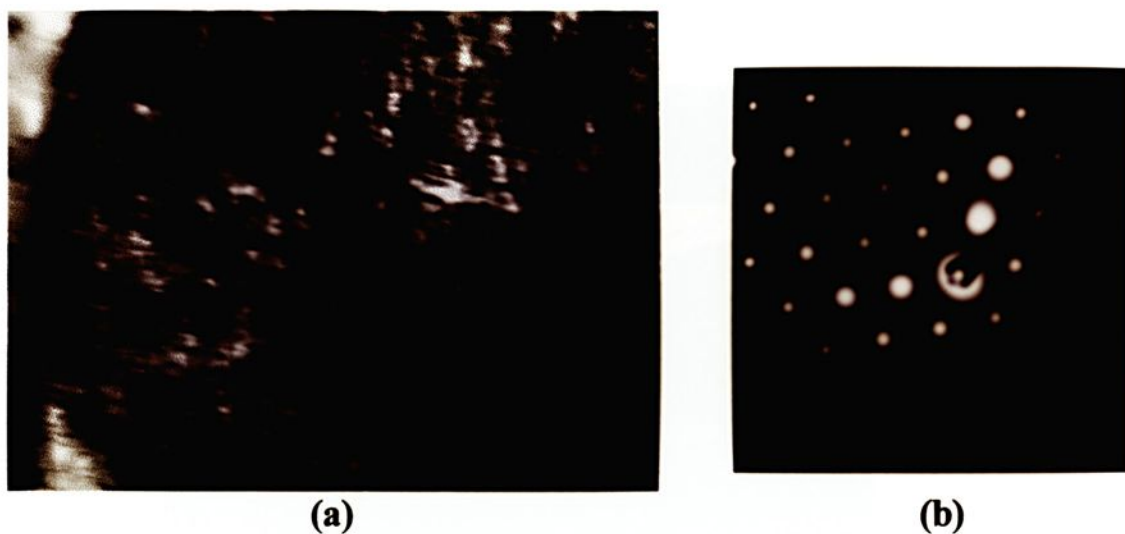


Figura 4. 34 - Micrografia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas formadas em um grão ferrítico do aço bifásico B2, ensaiado em fadiga à 500 MPa, até a ruptura; (b) diagrama de difração [111].

Observa-se também na Fig. 4. 34 que algumas discordâncias alinhadas parece estar saindo do grão ferrítico, indicando ocorrência de deslizamento cruzado.

A dureza da fase martensítica praticamente permaneceu estável, visto que as variações observadas na tab. 4.8 não podem ser consideradas significativas devido a magnitude dos valores de desvio padrão.

4.4.3 - Microscopia Eletrônica de Varredura do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Descida

A superfície de fratura por fadiga do aço bifásico B2, apresentou duas regiões distintas, como pode ser observado na Fig. 4. 35. A região a esquerda, de início e

propagação da trinca apresenta pouca deformação, enquanto a parte central e a direita indicam a área de ruptura final do corpo de prova.

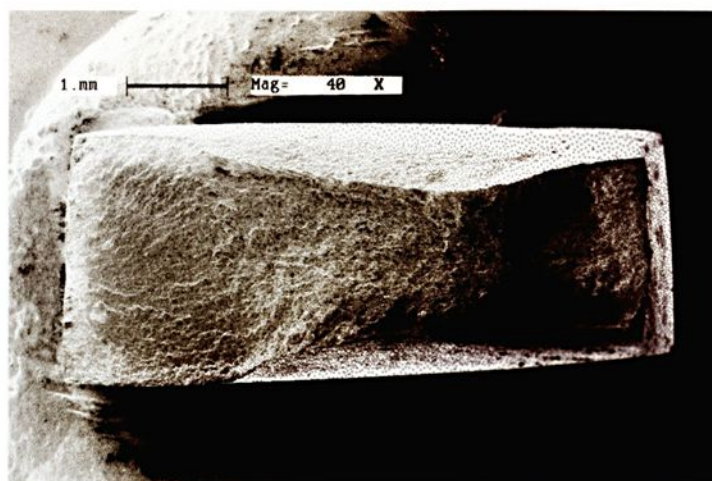


Figura 4.35 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando uma superfície de fratura em fadiga do aço bifásico B2.

A micrografia da Fig. 4.36 mostra a região da ruptura final do corpo de prova. A superfície, repleta por microcavidades, mostra que o micromecanismo de fratura desencadeado nesta área foi o alveolar.

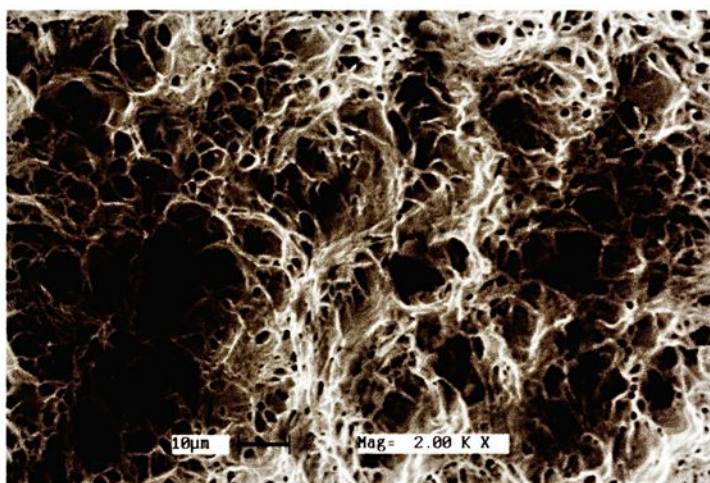


Figura 4.36 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando a superfície de fratura, de um aço bifásico B2, na região da ruptura final.

A micrografia da Fig. 4. 37, corresponde à região de propagação da trinca por fadiga, onde se observa a presença de alvéolos e facetas de clivagem, mostrando que foram ativados os micromecanismos de fratura alveolar e de quase-clivagem .

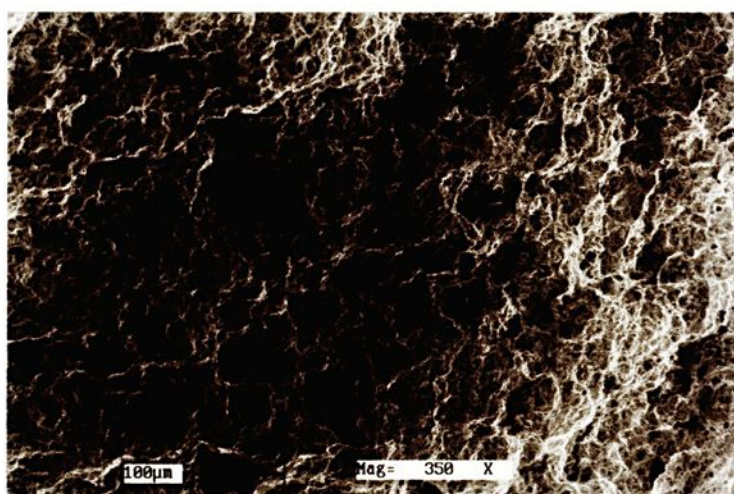


Figura 4. 37 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando a região de propagação de trinca em fadiga em um aço bifásico B2.

4.5 - Micrografias do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Subida

4.5.1 - Micrografia Óptica

A micrografia da Fig. 4. 38 mostra a microestrutura obtida através do tratamento térmico intercrítico de subida. A região escura corresponde a fase martensítica e a clara aos grãos ferríticos.



Figura 4. 38 - Microscopia Óptica (MO), mostrando a microestrutura do aço bifásico obtida na condição 1 (B1).

O tamanho dos grãos medidos, segundo a ASTM E 112 [133] foi de número G – 10 para os grãos ferríticos e G – 11,5 para as ilhas de martensita, com dimensões inferiores aos grãos apresentados pelo aço bifásico na condição 2. Esta redução no tamanho médio dos grãos propiciou uma melhor distribuição da fase martensítica através da matriz ferrítica, pois há uma aumento da interface entre grãos, e estes sítios são mais favoráveis à nucleação da fase austenítica, que se transformará, após a têmpera, em martensita. Esta

característica, como foi observado por outros autores [42,81], melhora a distribuição das deformações plásticas durante os ensaios, aumentando, não só as propriedades mecânicas em tração, como também a vida em fadiga.

Comparando a microestrutura do aço bifásico B1, com os aços que não receberam tratamento térmico intercrítico, observa-se que o tamanho médio dos grãos do aço recozido apresenta-se um pouco superior ($G = 9,5$) e do aço laminado é inferior ($G = 11,5$).

A microdureza da ferrita do aço bifásico é maior que dos aços laminados e recozidos, porém não significativamente. Portanto, estes fatos não são suficientes para explicar a superioridade nas propriedades mecânicas do aço bifásico B1. A justificativa está pois, na presença da martensita e na redução no tamanho médio dos grãos. A ação conjugada das fases dura e dúctil propiciam o bom desempenho observado [10,15,16,24].

4.5.2 - Micrografias Eletrônicas de Transmissão do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Subida

As características gerais da microestrutura do aço bifásico produzido pela têmpera intercrítica de subida (TS) a partir de 760°C foram de uma matriz ferrítica com ilhas de martensita. A micrografia da Fig. 4. 39 mostra a microestrutura típica deste aço. Observa-se pequenas regiões martensíticas (escuras), circundadas por grãos ferríticos maiores (claros).



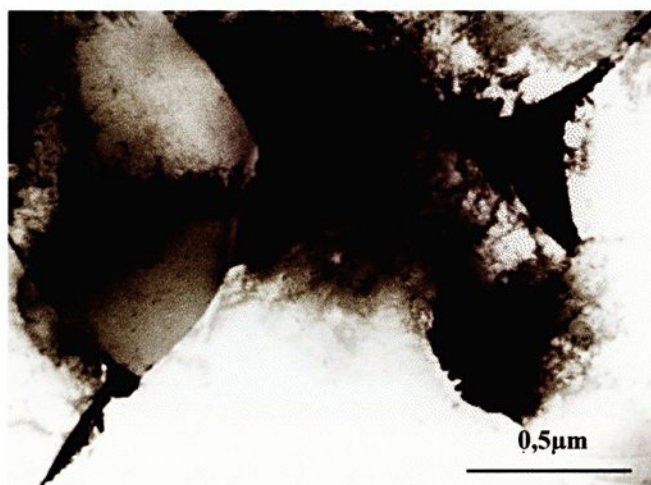


Figura 4.39 - Microscopia eletrônica (MET), mostrando o aspecto geral da microestrutura do aço bifásico (B1): pequenas ilhas de martensita (escuras), envolvidas por grãos ferríticos (claros).

A fração volumétrica de martensita foi de cerca de 15%, demonstrando que o tempo de permanência de 15 minutos na temperatura intercrítica, propiciou a nucleação de grãos austeníticos, sem provocar o crescimento excessivo.

Observou-se em vários grãos, de forma semelhante ao aço bifásico B2, o aparecimento da fase bainita em uma estreita faixa, entre a fase martensítica e a ferrítica. A Fig. 4. 40 mostra a presença da bainita ao redor da martensita.



Figura 4. 40 - Microscopia eletrônica (MET), mostrando o detalhe da fase martensítica (escura), com uma faixa de bainita (cinza) ao redor, envolvidos por grãos ferríticos (claros). Em um aço bifásico B1, não ensaiado.

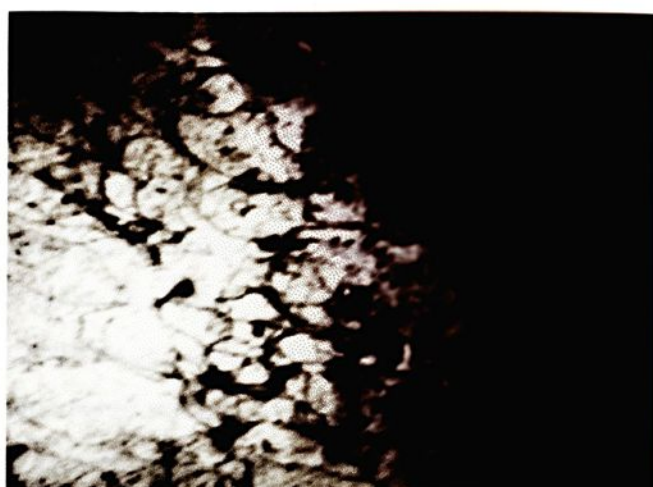
O aparecimento da fase bainítica está associada à taxa de resfriamento utilizada na têmpera intercrítica e ao teor de carbono existente na região austenítica em transformação, no momento da têmpera [128].

A micrografia da Fig. 4. 41 foi registrada em campo escuro, para evidenciar apenas a fase bainítica, presente entre a fase martensítica e ferrítica.



Figura 4. 41 - Microscopia eletrônica (MET), micrografia de campo escuro, mostrando a fase bainítica.

A transformação martensítica, devido ao tratamento térmico aplicado, induz deformações nos grãos ferríticos adjacentes, devido a expansão volumétrica que a acompanha [58]. Este fato provoca um aumento na densidade de discordâncias, próximo a interface da ferrita com a martensita. As micrografias da Fig. 4. 42 (a) e (b), mostram esta diferença entre uma região próxima a interface e outra no centro do grão ferrítico.



(a)



(b)

Figura 4. 42 - Microscopia eletrônica (MET), mostrando discordâncias em um grão ferrítico do aço bifásico B1, não ensaiado; (a) próximo a interface com a martensita, (b) no centro do grão ferrítico.

Segundo SPEICH[58], o aumento da densidade de discordâncias na ferrita, próximo a interface com a fase dura, possibilita que estas se movam a uma tensão relativamente baixa, criando um grande número de zonas de escoamento preferenciais, eliminando, nos

processos de deformação, o escoamento descontínuo[58]. Este fenômeno acarreta nos aços bifásicos uma boa conformabilidade, e um excelente acabamento superficial [16,31,57].

Observa-se também nas micrografias da fig. 4. 42, a presença de carbonetos que funcionam como obstáculos ao movimento das discordâncias. Na Fig. 4. 42 (a) as discordâncias se curvam ao se movimentarem na direção oposta ao contorno de grão.

Para os ensaios de fadiga interrompidos foram escolhidos dois níveis de tensão máxima para o ciclo de cargas 500 MPa e 615 MPa, porém, não foram observadas diferenças significativas nas subestruturas de discordâncias formadas. O aumento no nível de tensão aplicado apenas reduziu o número de ciclos necessários para produzi-las.

Logo nos primeiros ciclos do ensaio, foram observados as bandas de deslizamento típicas, escoando na direção mais compacta [111] da rede cristalina da fase ferrítica.

A micrografia da Fig. 4. 43, mostra as discordâncias alinhadas num grão ferrítico e pode ser visto, também, algumas interações de discordâncias com precipitados.

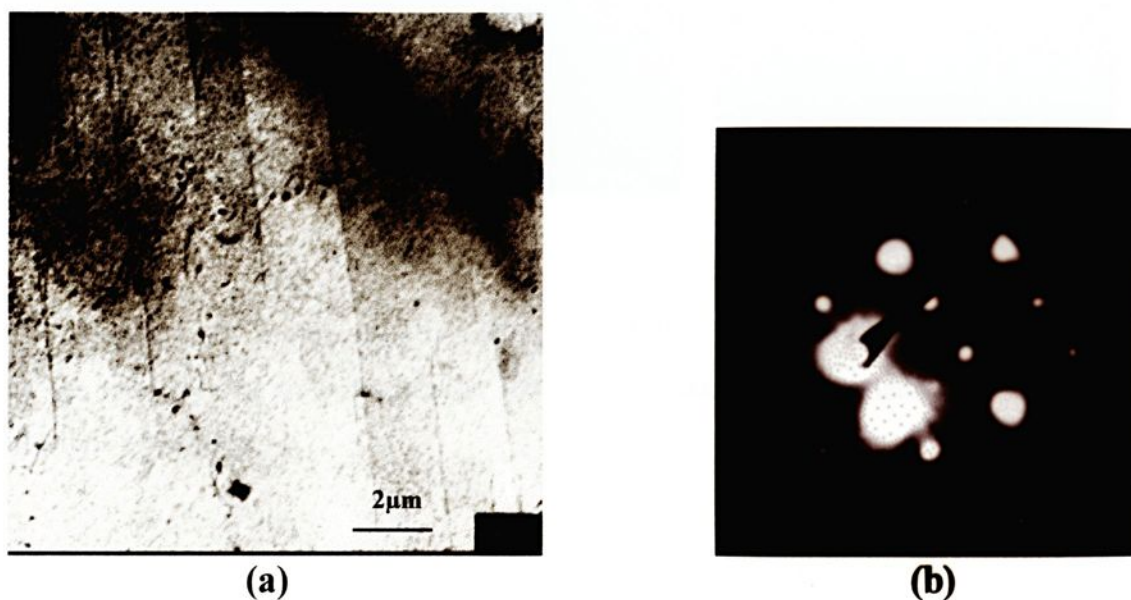


Figura 4. 43 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando discordâncias alinhadas num grão ferrítico; (b) diagrama de difração [011]. Aço bifásico B1, ensaiado a 500 MPa, por 200 ciclos.

Nos primeiros 200 ciclos, no ensaio a tensão de 500 MPa, observa-se as discordâncias deslocando-se quase paralelamente, como pode ser visto na Fig. 4. 44. Começa a ocorrer algumas interações entre discordâncias, com maior adensamento próximo aos contornos. Para o mesmo número de ciclos, à tensão de 615 MPa, observa-se uma maior densidade de discordâncias na ferrita, principalmente, próximo ao contorno com a fase martensítica, onde formam-se emaranhados de discordâncias, como o da micrografia da Fig. 4. 45.

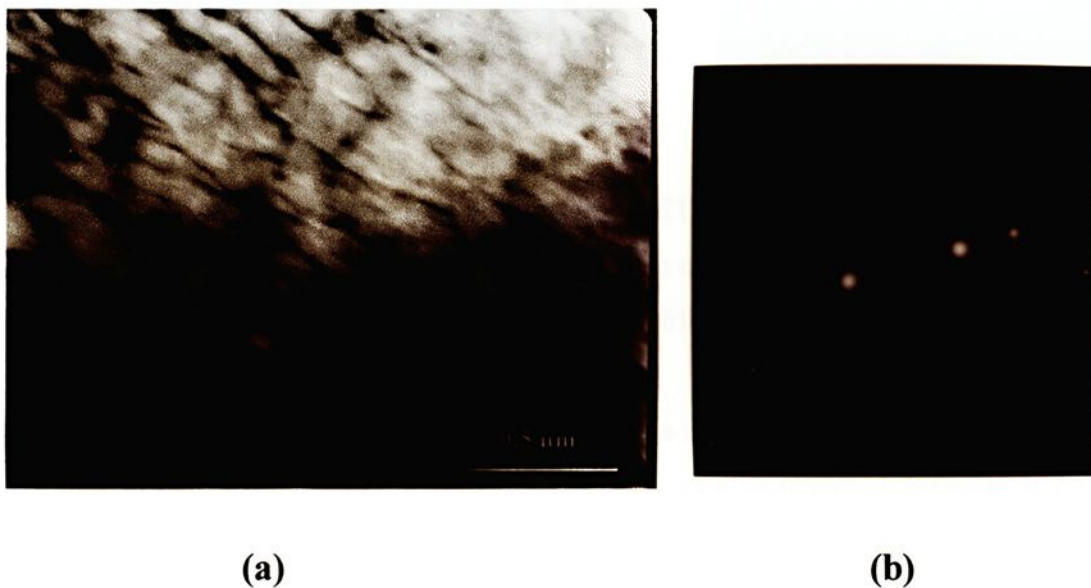


Figura 4. 44 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as discordâncias na fase ferrítica; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 200 ciclos.

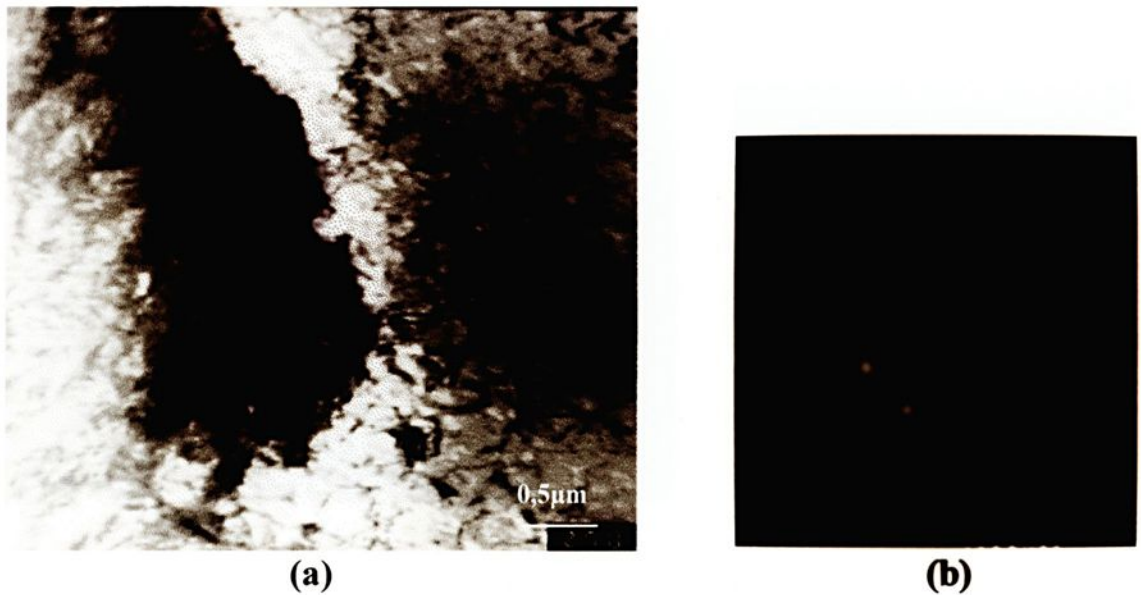


Figura 4. 45 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando emaranhado de discordâncias num grão ferrítico, próximo a interface com a martensita; (b) diagrama de difração [113]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa, por 200 ciclos.

Com o ensaio até 200 ciclos, para os dois níveis de tensão considerados, constatou-se um aumento na microdureza da ferrita. Este efeito está associado à geração de novas discordâncias e as interações destas [84,92]. O aumento na dureza da ferrita do aço bifásico B1 ensaiado a 615 MPa foi superior ao ensaiado a 500 MPa, demonstrando que as tensões internas geradas pelas subestruturas de discordâncias em forma de emaranhados são maiores.

Com o decorrer do ensaio, há um aumento na quantidade de discordâncias, crescendo, conseqüentemente, as interações entre discordâncias e destas com outros obstáculos como precipitados e contornos de grãos. Este processo dificulta a movimentação das novas discordâncias geradas, há formações de anéis, algumas paredes de discordâncias de espessura fina e emaranhados pouco densos. Próximo aos contornos, principalmente com a segunda fase, a densidade de discordâncias é maior.

Estas formações podem ser observadas na micrografia da Fig. 4. 46, para o aço bifásico B1, ensaiado em fadiga à 500 MPa, e mais intensamente na Fig. 4. 47 para o aço ensaiado a 615 MPa, ambos para 1% da vida estimada.

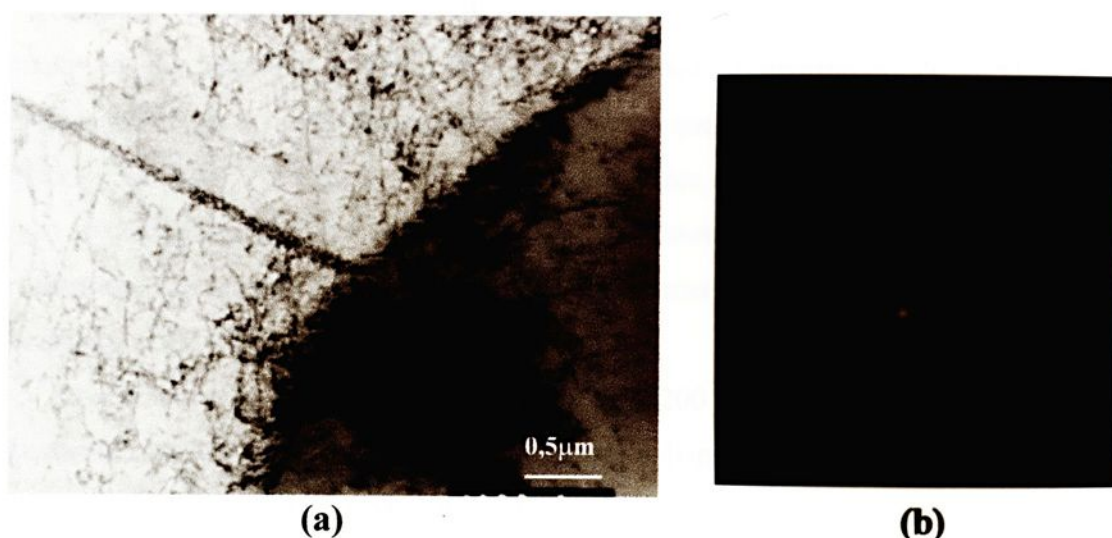


Figura 4. 46 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando os arranjos de discordâncias presentes em grãos ferríticos, próximo ao contorno de grão; (b) diagrama de difração [111]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, com 1% da vida estimada.

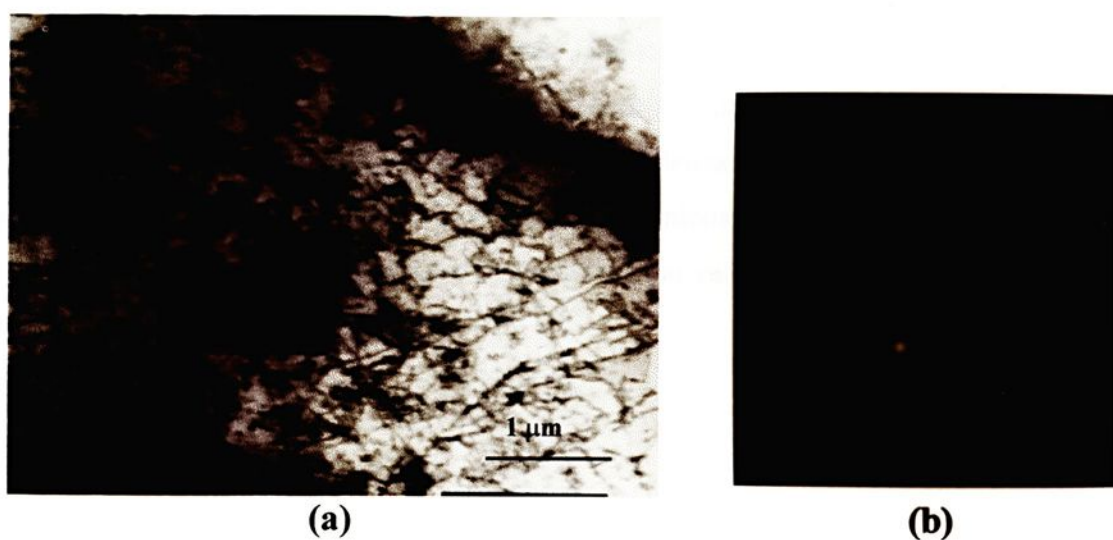


Figura 4. 47 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando arranjo de discordâncias presentes em um grão ferrítico, próximo ao contorno de grão; (b) diagrama de difração [114]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa, até 1% da vida estimada.

Nota-se, no ensaio até 1% da vida estimada que o arranjo de discordâncias formado no aço ensaiado a 615 MPa, é mais intenso e distribuído de forma mais homogênea, através do grão ferrítico (Fig. 4. 47) do que o formado no aço bifásico B1, ensaiado a 500 MPa. Na Fig. 4. 46 nota-se um gradiente de discordâncias decrescente em direção ao núcleo do grão. Este fato sugere que a deformação suportada, neste estágio, pelo grão ferrítico, sob tensão cíclica mais elevada, é superior, comparada com o aço bifásico B1 ensaiado a 500 MPa.

O acréscimo na dureza do grão ferrítico, para 200 ciclos, está associado ao arranjo de discordâncias formado (Fig. 4. 46), enquanto que a disposição apresentada na Fig. 4. 47, com as discordâncias em formato de rede, com a formação de algumas paredes, não provocaram alterações no valor da microdureza apresentada anteriormente.

O arranjo apresentado no ensaio a 500 MPa para 1% da vida, mostra semelhança com o formado no ensaio a 615 MPa para 200 ciclos, sugerindo que o aumento no nível da tensão máxima tenha acelerado a constituição observada.

Quando o ensaio atinge o número de ciclos equivalente a 3% da vida estimada para o aço bifásico B1, nos dois níveis de tensão estudados, observa-se, que as subestruturas de discordâncias estão espalhadas por todo o grão ferrítico.

Nesta etapa, para o nível de tensão menor, as discordâncias se distribuem em formas geométricas irregulares, com paredes mais densas próximo da interface com a segunda fase, como pode ser visto na Fig. 4. 48. A intensa interação entre discordâncias deste arranjo mantém o nível de dureza da ferrita no seu valor mais elevado, semelhante ao atingido para 1% da vida estimada.



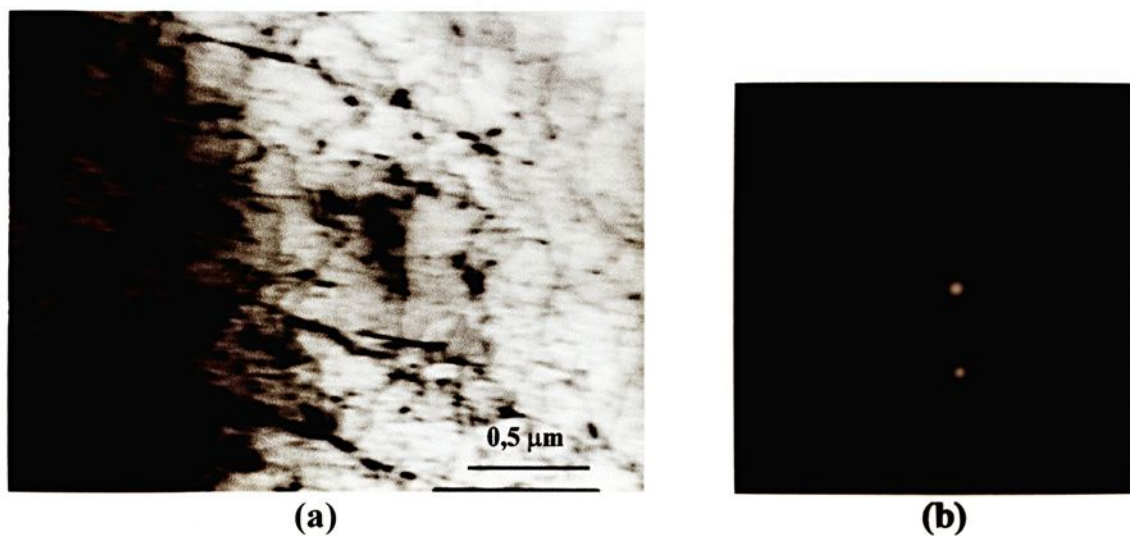


Figura 4. 48 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um grão ferrítico, próximo a interface com a martensita (esquerda); (b) diagrama de difração [011]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 3% da vida estimada.

Para o nível de tensão mais elevada, com 3% da vida, observa-se emaranhados densos de discordâncias, com tendência a formações celulares, distribuídas por todo o grão ferrítico. Nesta condição, observa-se o maior valor na medida da microdureza da ferrita. Nota-se, na micrografia da Fig. 4. 49, que a densidade de discordâncias é superior a apresentada na Fig. 4. 48.

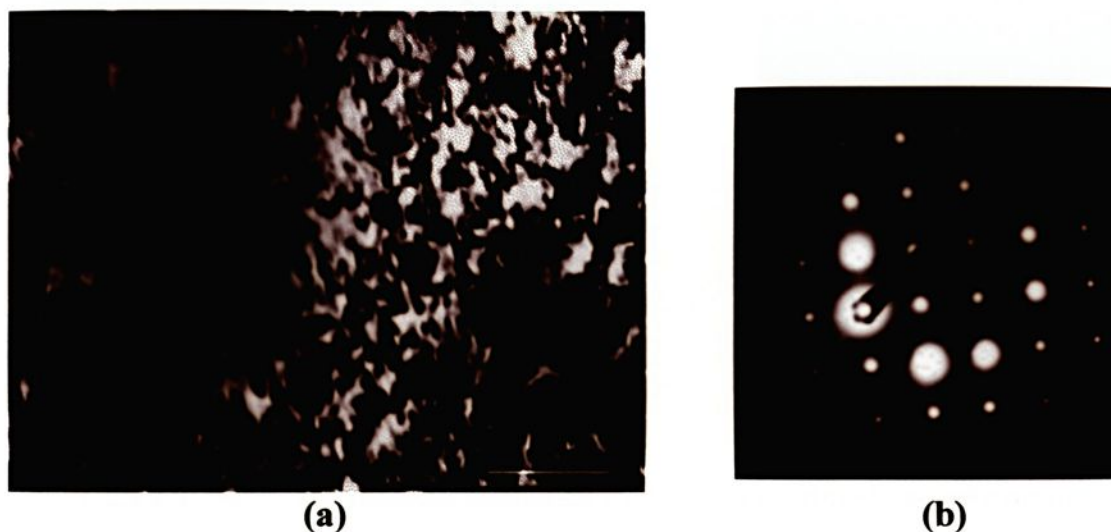


Figura 4. 49 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias em um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa, por 3% da vida estimada.

Ao atingir o equivalente a 6% da vida do material, 28.104 ciclos para o ensaio à tensão de 500 MPa, observa-se a formação de arranjos celulares. Para o nível de tensão menor, formam-se células de discordâncias próximo a interface com a martensita, com emaranhados também tendendo a formar arranjos celulares no seu interior, como pode-se ver na Fig. 4. 50. Para o nível de tensão superior, observa-se a formação de células de discordâncias distribuídas por todo o grão ferrítico, conforme mostra a Fig. 4. 51. Nesta micrografia aparece também a formação de anéis, há um arredondamento no formato das células de discordâncias, com redução no tamanho e adensamento nas paredes formadas. Acompanha esta constituição uma redução no valor da microdureza da ferrita, indicando que ocorreu um acomodamento das subestruturas formadas, com possíveis aniquilamentos totais ou parciais de discordâncias. KORZEKWA et al [59] observaram constituições semelhantes e WANG et al [116] associaram o amolecimento cíclico, observado nesta etapa, à formação de paredes ou células de discordâncias.

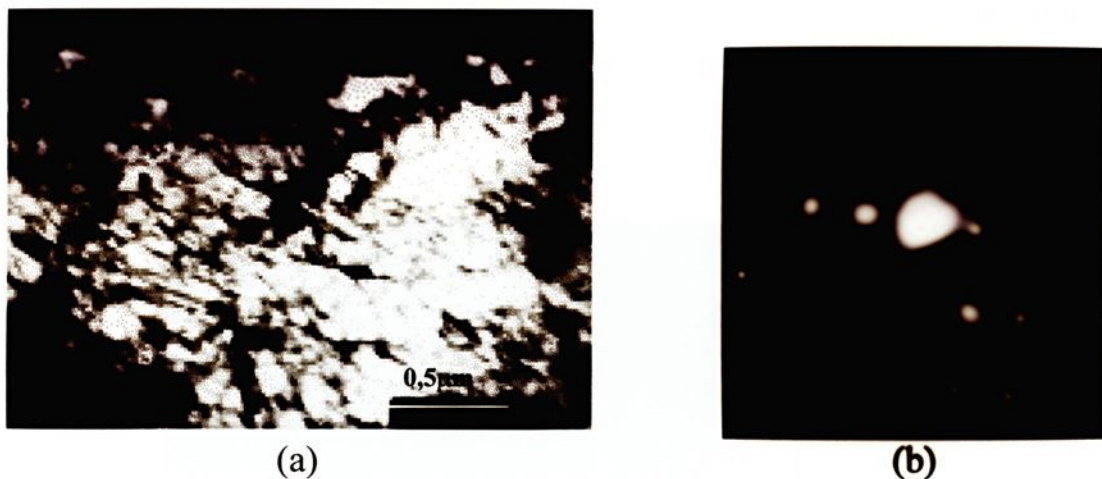


Figura 4. 50 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas em um grão ferrítico, próximo a interface com a martensita (escura, acima); (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 6% da vida estimada.

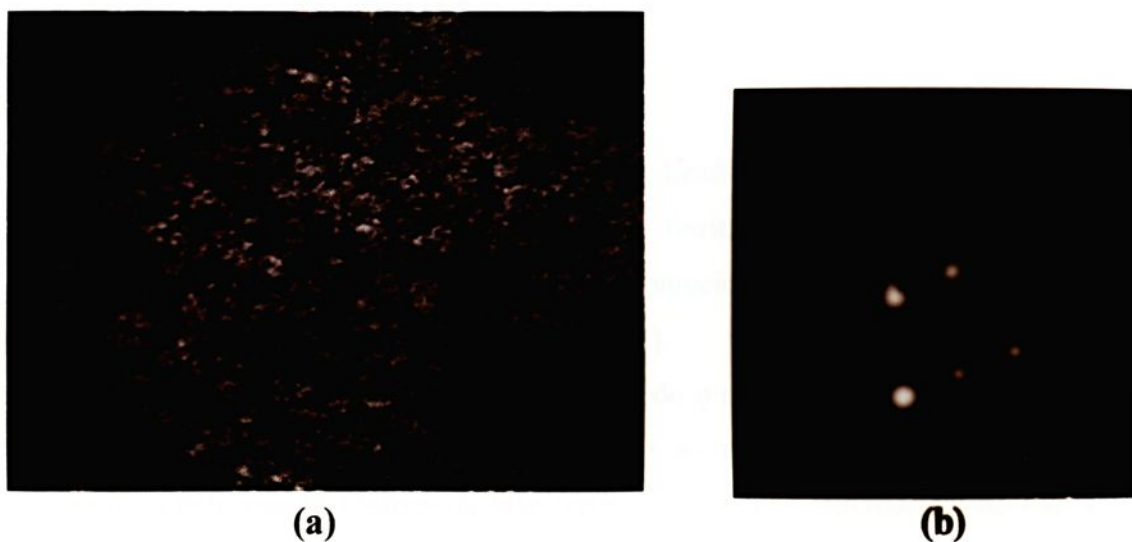


Figura 4. 51 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas em um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa, por 6% da vida estimada.

Nesta altura do ensaio, para o nível de tensão maior, foi observado a ocorrência de discordâncias alinhadas na fase bainítica, próximo a interface com a martensita, como pode ser observado na Fig. 4. 52.



Figura 4.52 - Microscopia eletrônica (MET), mostrando discordâncias alinhadas na fase bainítica, localizada entre as fases martensita (escura) e ferrita (clara). Aço bifásico B1, ensaiado a 615 MPa, até 6% da vida estimada.

A presença da fase bainítica na interface é benéfica à vida do material que, por apresentar uma dureza intermediária entre a fase ferrita e martensita, melhora a ação sinérgica entre as fases, retardando o aparecimento das microtrincas que, preferencialmente, iniciam-se na interface [92,94,97].

A fase martensítica, durante praticamente todo o ensaio de fadiga, não se deforma plasticamente, atuando, portanto, como obstáculo ao movimento das discordâncias e restringindo a deformação plástica da fase ferrítica [37-40]. A micrografia da Fig. 4. 53 mostra algumas raras discordâncias, encontradas na fase martensítica, acima das maclas, não indicando, porém, a ocorrência de deformações plásticas.

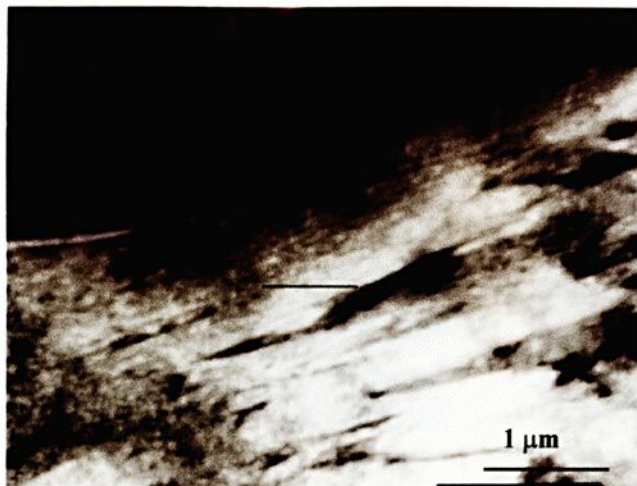


Figura 4. 53 - Microscopia eletrônica (MET), mostrando a fase martensítica no aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa, por 6% da vida estimada.

Ao atingir 12% da vida estimada, no nível de tensão inferior, observa-se, nos grãos ferríticos, a formação de emaranhados densos, com células de discordâncias incipientes, conforme mostra a Fig. 4. 54. No grão ferrítico do aço bifásico B1, ensaiado a 615 MPa, não são observadas alterações significativas nas subestruturas de discordâncias formadas, comparadas com a situação anterior (6% vida, 615 MPa). A Fig. 4.55 mostra uma formação generalizada de arranjos de células de discordâncias por todo o grão ferrítico.

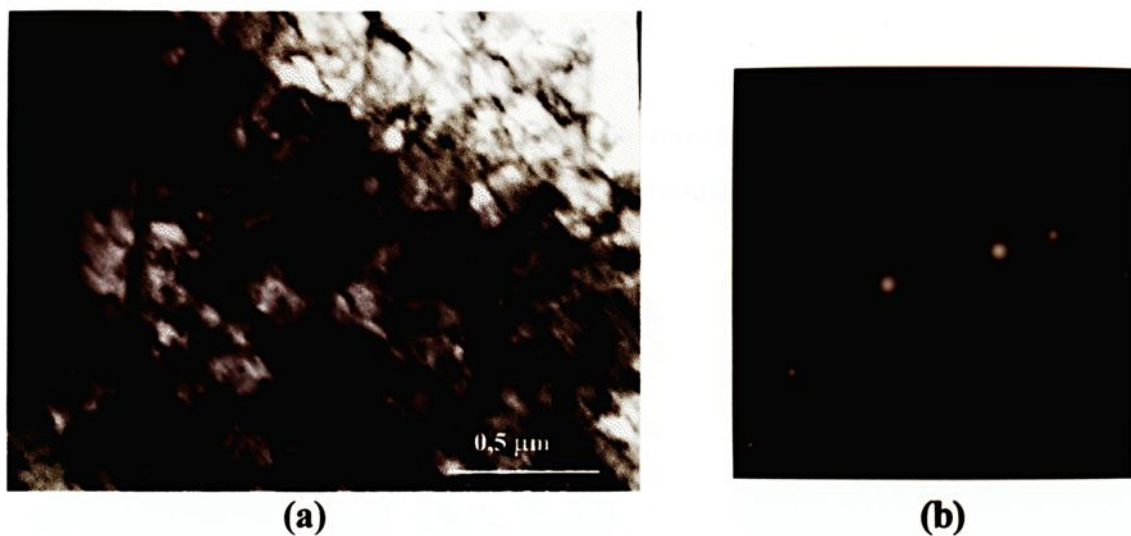


Figura 4. 54 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando emaranhados de discordâncias e formação incipiente de células no interior do grão ferrítico, próximo a fase martensítica (esquerda), no interior do grão ferrítico, próximo a fase martensítica (esquerda); (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 500 MPa, por 12% da vida estimada.

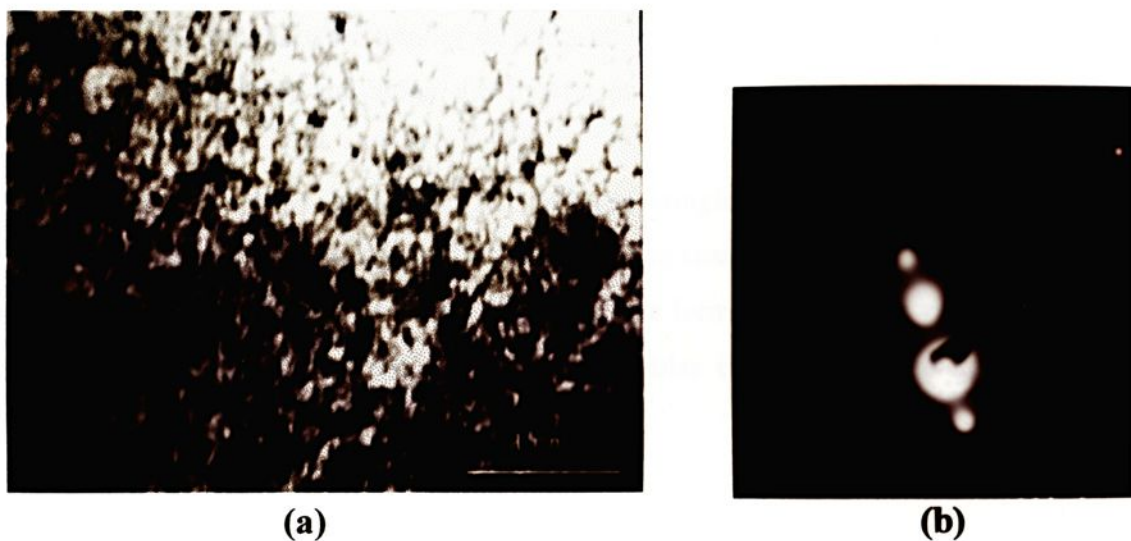


Figura 4. 55 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas em forma de arranjos celulares num grão ferrítico; (b) diagrama de difração [223]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 615 MPa, por 12% da vida estimada.

As subestruturas de discordâncias, em forma de arranjos celulares, para o aço ensaiado a 615 MPa, se mantêm estáveis entre 6% a 40% da vida estimada em fadiga. Nesta fase não se observa alteração nos valores de dureza da ferrita. A micrografia da Fig. 4.56 mostra os arranjos celulares de discordâncias, formadas no ensaio até 40% da vida.

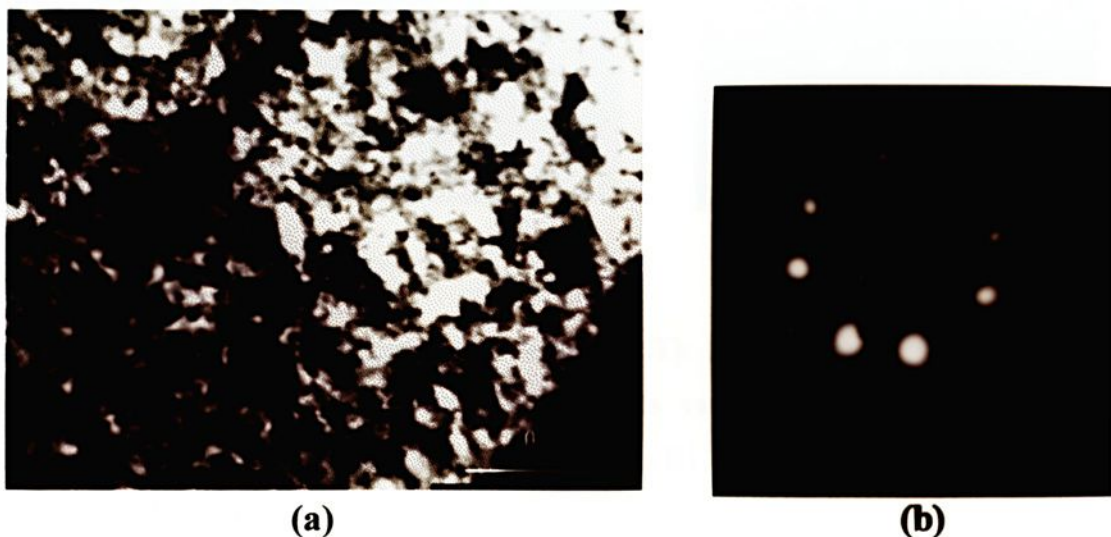


Figura 4. 56 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando os arranjos em células de discordâncias formados no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 615 MPa, por 40% da vida estimada.

O aço bifásico B1, ensaiado a 500 MPa, só atingiu uma formação de subestruturas de discordâncias, semelhante ao apresentado pelo aço ensaiado a 615 MPa em 6% da vida, ao alcançar 20% do número de ciclos estimado. Esta formação pode ser vista na Fig. 4.57, onde se observa um grão ferrítico, repleto de células de discordâncias, com tamanhos variados.

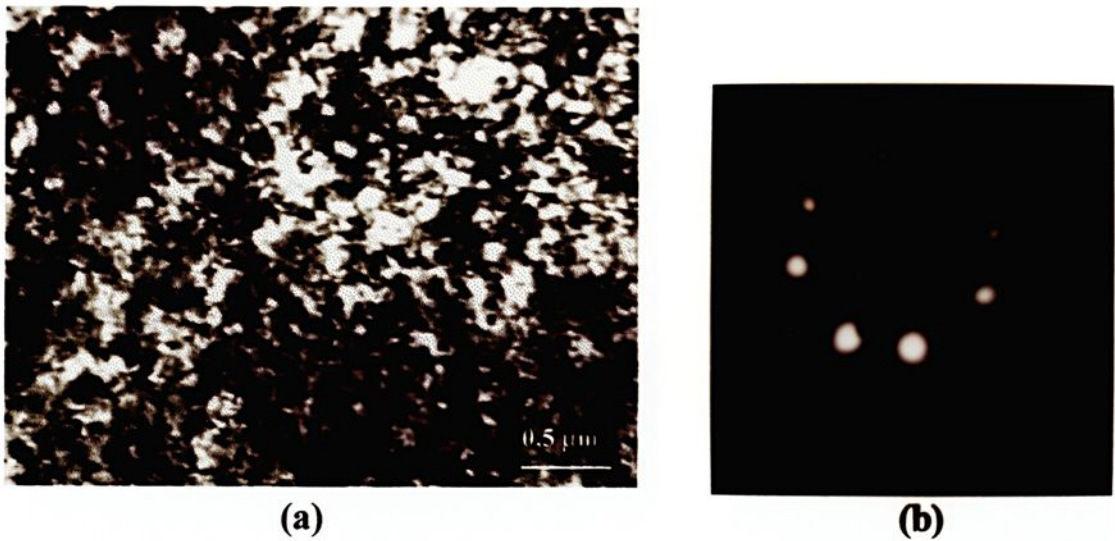


Figura 4. 57 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando subestruturas de discordâncias em formato de células, de tamanhos variados no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 500 MPa, por 20% da vida estimada.

Comparando as micrografias da Fig. 4. 56 e da 4. 57 , observa-se que as subestruturas de discordâncias formadas são semelhantes, porém, o tamanho das células formadas na Fig. 4. 56 é menor que o observado na Fig. 4. 57, demonstrando que o aumento no número de ciclos e da tensão provocam uma redução no diâmetro médio das subestruturas formadas.

Na faixa de 6% a 40% da vida estimada de aço bifásico B1 ensaiado a 500 MPa não ocorre alteração nos valores da microdureza da ferrita. Neste mesmo intervalo de número de ciclos também não ocorre variação na dureza da ferrita do aço ensaiado a 615 MPa. Porém, as medidas de microdureza, encontradas neste nível de tensão, são um pouco mais elevadas do que as encontradas na ferrita do aço ensaiado a 500 MPa. Este fato indica que a redução no tamanho médio dos arranjos celulares de discordâncias aumenta a dureza dos grãos ferríticos.

A micrografia da Fig. 4. 58 mostra o estado das subestruturas de discordâncias para 40% da vida estimada, no aço ensaiado a 500 MPa. Observa-se que o grão ferrítico está

repleto de arranjos celulares de discordâncias e aparecem discordâncias alongadas e alinhadas em duas direções preferenciais.

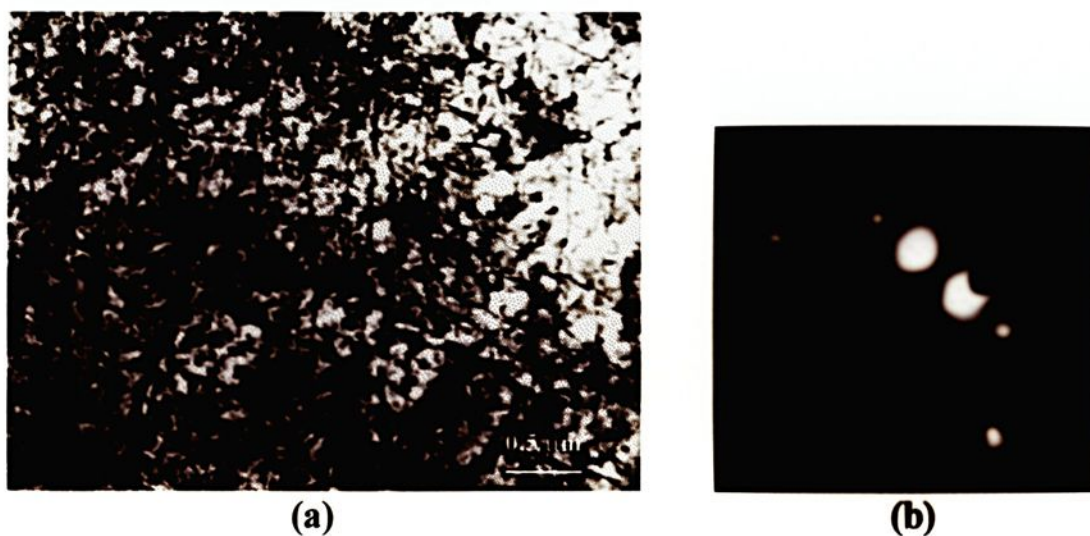


Figura 4. 58 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando subestruturas celulares de discordâncias e discordâncias alongadas no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 500 MPa, a 500 MPa, por 40% da vida estimada.

Ao atingir 80% da vida estimada em fadiga, nos dois níveis de tensão estudados, ocorrem fenômenos semelhantes, aparecem regiões com alta densidade de discordâncias alternadas com regiões menos densas, conforme pode ser visto nas Fig. 4.59 e Fig. 4.60. Parece estar ocorrendo um gradiente de deformação plástica. Nas regiões menos densas observa-se um alongamento no formato dos arranjos celulares de discordâncias. A micrografia da Fig. 4. 61 mostra um detalhe ampliado da região mais densa, indicando a presença de pequenos arranjos celulares com paredes de alta densidade de discordâncias. Neste estágio do ensaio, conforme se observa na tabela 4.8, ocorre um declínio na microdureza da ferrita.

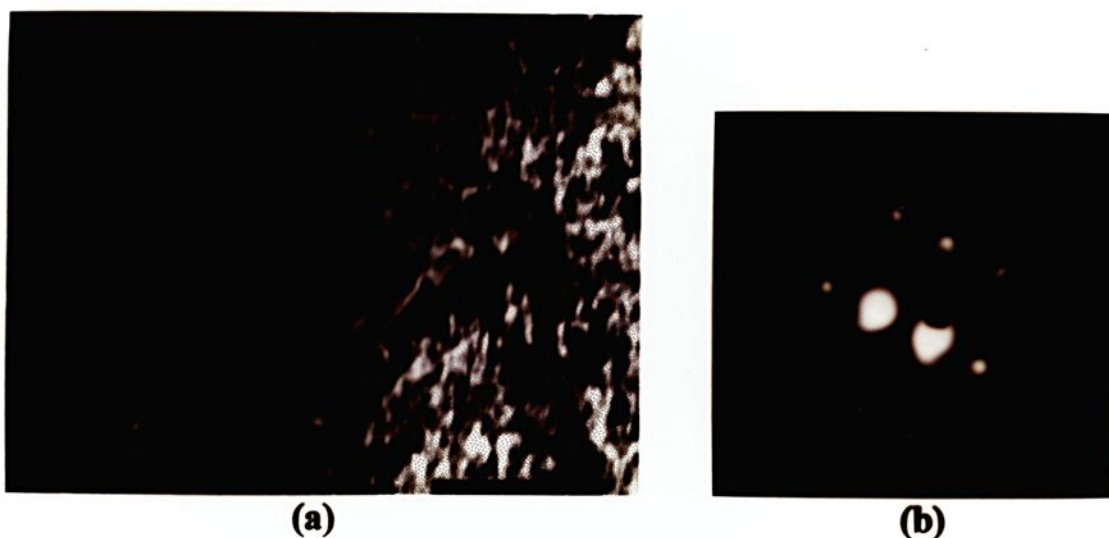


Figura 4. 59 - Micrografia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [013]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa, por 80% da vida estimada.

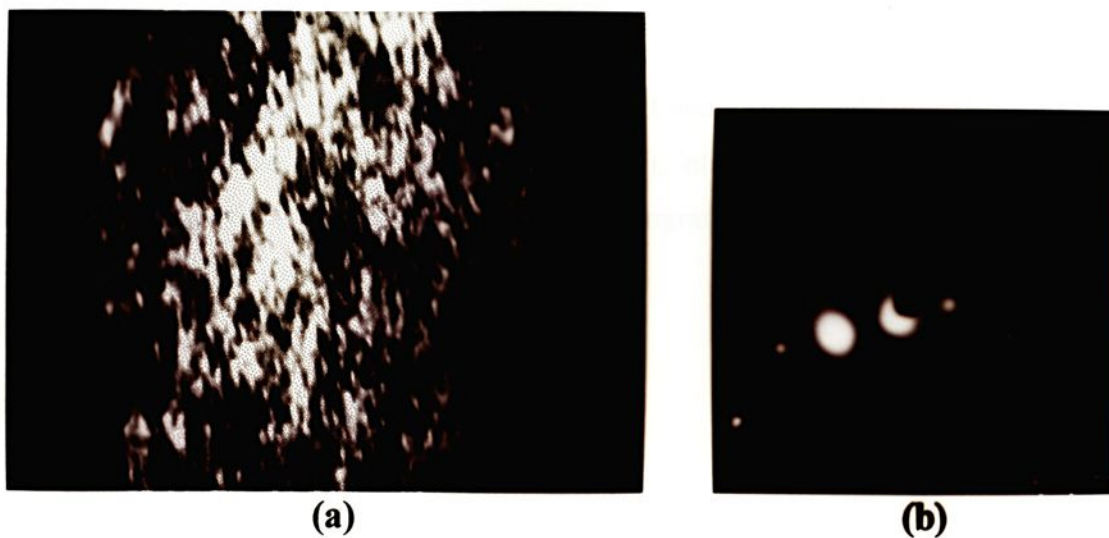


Figura 4. 60 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [001]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 615 MPa, por 80 % da vida estimada.



Figura 4.61 - Microscopia eletrônica (MET), mostrando detalhe ampliado da região de maior densidade de discordâncias (escura) da Fig. 4.59.

Os grãos ferríticos dos corpos de prova rompidos em fadiga, mesmo para tensões inferiores a 500 MPa, apresentaram subestruturas de discordâncias semelhantes. Os grãos apresentam-se repletos de arranjos celulares de discordâncias alongados e linhas de discordâncias transversais, indicando que houve escoamento da fase ferrítica através do movimento de discordância em planos cruzados. Observa-se também a formação de paredes ou emaranhados mais densos (região escura), intercalados com regiões de menor densidade de discordâncias (região clara). As micrografias das Fig. 4. 62 e Fig. 4. 63 ilustram estas ocorrências.

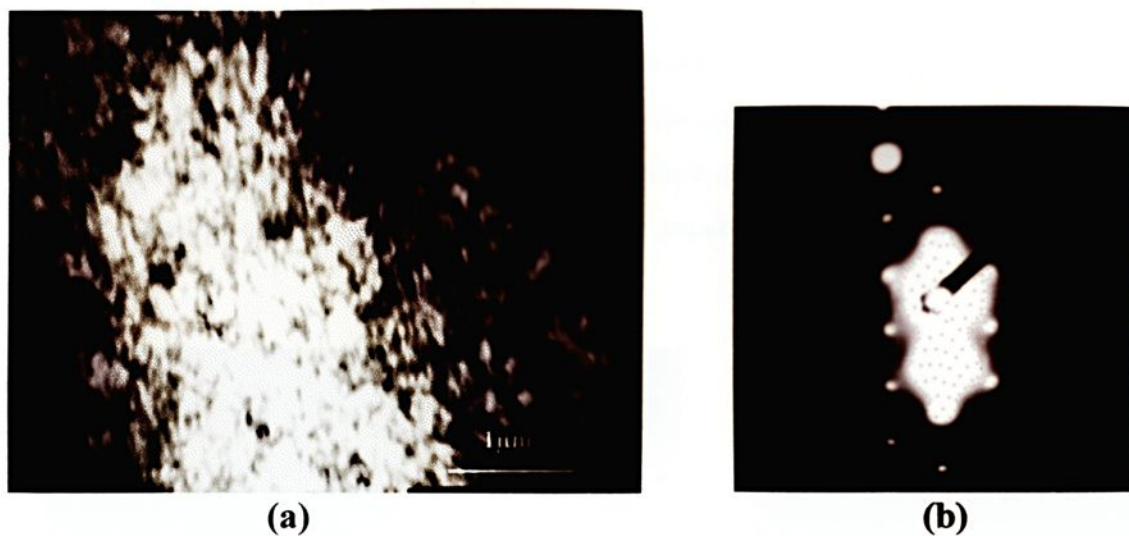


Figura 4. 62 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [111]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 500 MPa, até a ruptura.

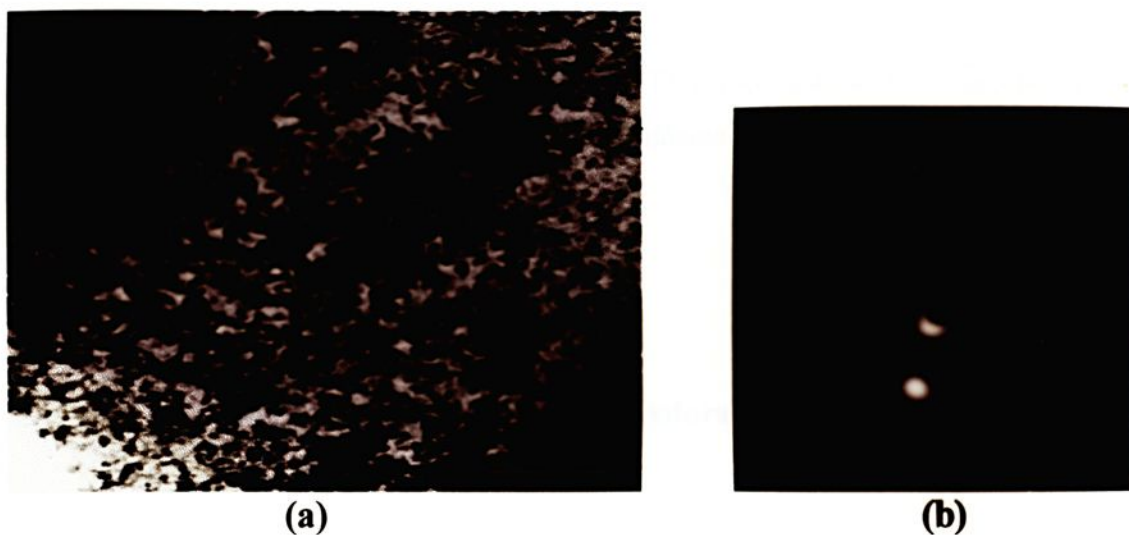


Figura 4. 63 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico; (b) diagrama de difração [111]. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, a 615 MPa, até ruptura.

A fase martensítica, mesmo no aço bifásico ensaiado até a ruptura, sofre apenas deformação elástica, não ocorre escoamento da martensita. A micrografia da Fig. 4. 64 mostra algumas discordâncias na fase martensítica do aço bifásico B1 rompido em fadiga.

Observa-se que a densidade de discordâncias é muito baixa, comparada com a fase ferrítica. Nota-se na Fig. 4. 64 discordâncias se separando em duas parciais (abaixo à esquerda).

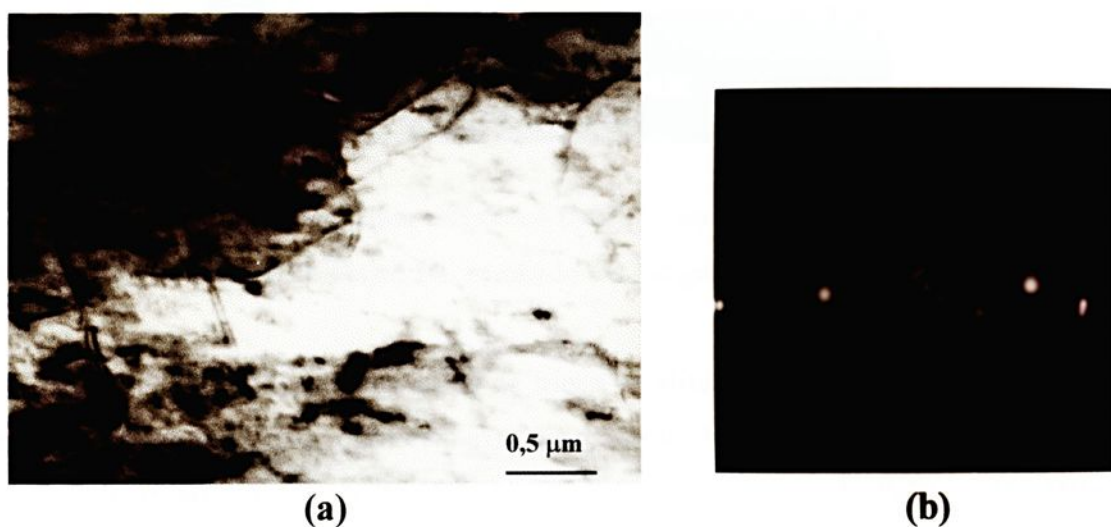


Figura 4. 64 - Microscopia eletrônica (MET): (a) mostrando discordâncias na fase martensítica; (b) diagrama de difração. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga, até a ruptura.

4.5.3 - Microscopia Eletrônica de Varredura do Aço Bifásico na Condição de Têmpera de Subida

A fig. 4.65 mostra o aspecto típico da superfície de fratura em fadiga do aço bifásico B1.

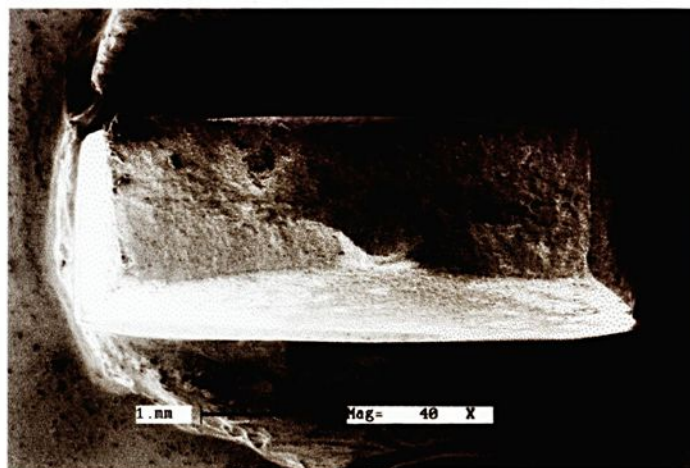


Figura 4. 65 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando a superfície de fratura de um corpo de prova do aço bifásico B1, ensaiado em fadiga.

A região de início e propagação da trinca localiza-se à esquerda na Fig. 4. 65 e a região da ruptura final, onde aparecem maiores deformações plásticas, à direita.

Para os dois níveis de tensão, escolhidos para o ensaio de fadiga, 500 MPa e 615 MPa, a região de ruptura final apresentou-se repleta de microcavidades, conforme se observa nas micrografias das Fig. 4. 66 e Fig. 4. 67. O micromecanismo de fratura, ativado nesta região, foi o alveolar. Nota-se também, a presença de alguns precipitados, junto as microcavidades, ocorrência típica nos aços bifásicos [26,92,94].

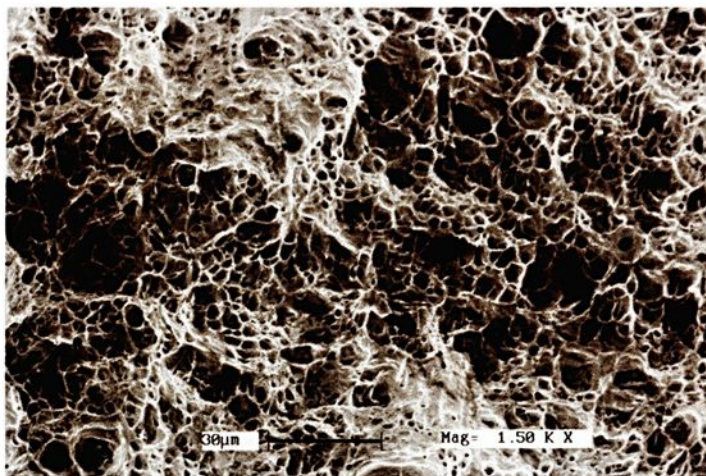


Figura 4. 66 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando a região da superfície de fratura final de um aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa.

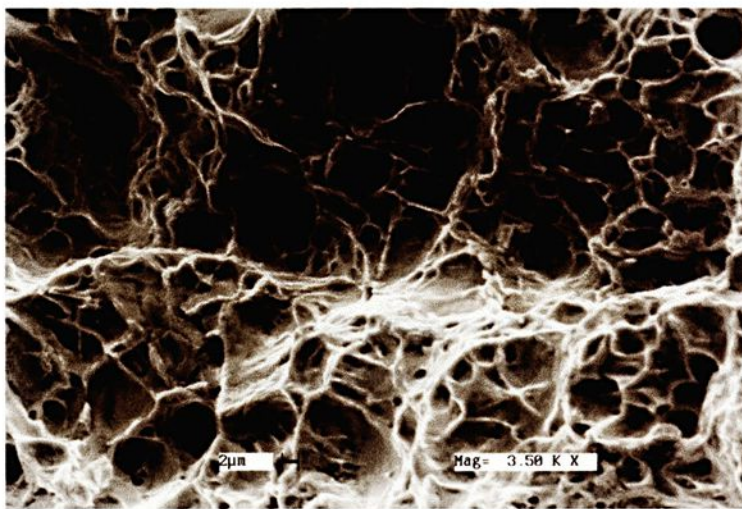


Figura 4. 67 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando a região de fratura final de um aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa.

Para os aços bifásicos na condição 1 (B1), foi observado que o micromecanismo de fratura, associado a região de crescimento da trinca, é influenciado pelo nível de tensão aplicado no ensaio. A micrografia da Fig. 4. 68, corresponde a região de propagação da

trinca em um aço bifásico B1, ensaiado a 500 MPa. Observa-se a presença de microcavidades e facetas de quase-clivagem.

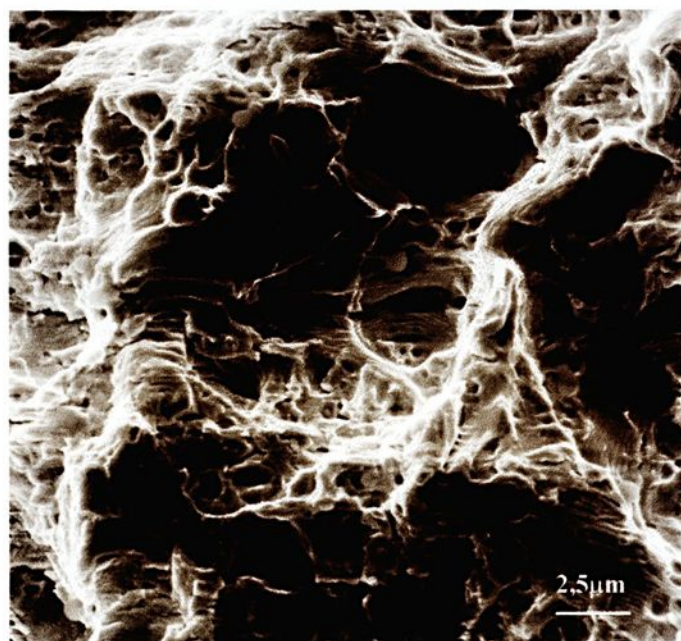
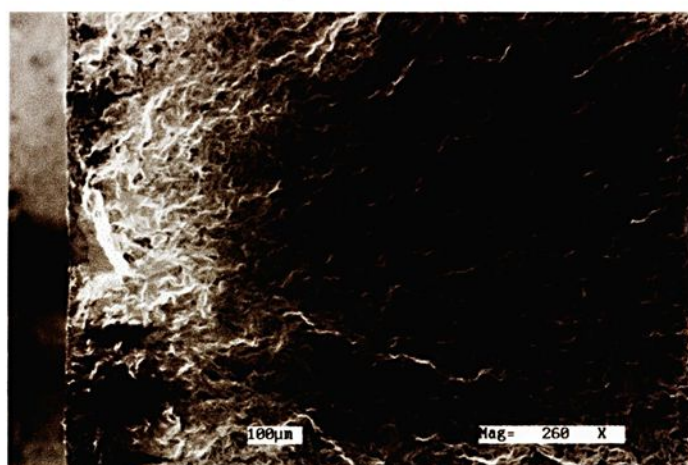
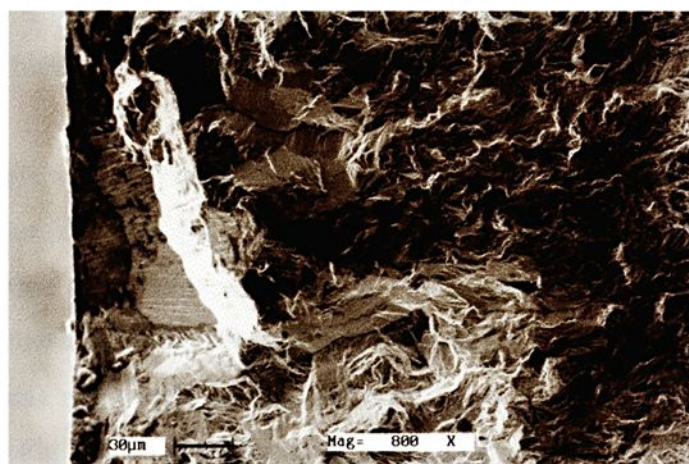


Figura 4. 68 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando a região de propagação da trinca em fadiga de um aço bifásico B1, ensaiado a 500 MPa.

No ensaio de fadiga, para o aço bifásico B1, realizado à tensão de 615 MPa, observa-se que o micromecanismo de fratura predominante foi o de clivagem. As micrografias da Fig. 4. 69 (a) e (b) mostram facetas de clivagem, indicando que a propagação da trinca ocorreu de forma transgranular, por planos cristalográficos definidos.



(a)



(b)

Figura 4. 69 - Microscopia eletrônica (MEV): (a) mostrando região do início e propagação da trinca; (b) detalhe de defeito na região de nucleação da trinca. Aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 615 MPa.

Esta alteração no micromecanismo de fratura devido ao aumento no nível de tensão do ciclo, nos ensaios de fadiga, foi observado por vários autores [78,85,83]. TOMKINS [86] e SUZUKI e McVELLY [83], constataram também o aparecimento de estrias de fadiga para amplitudes de tensões elevadas, de forma semelhante às observadas na Fig. 4. 70. Nota-se ainda que não há a formação de alvéolos nesta região, indicando que houve pouca deformação plástica.

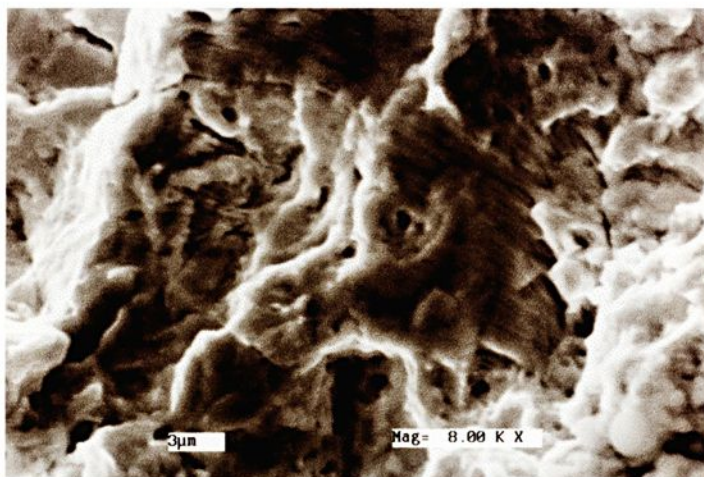
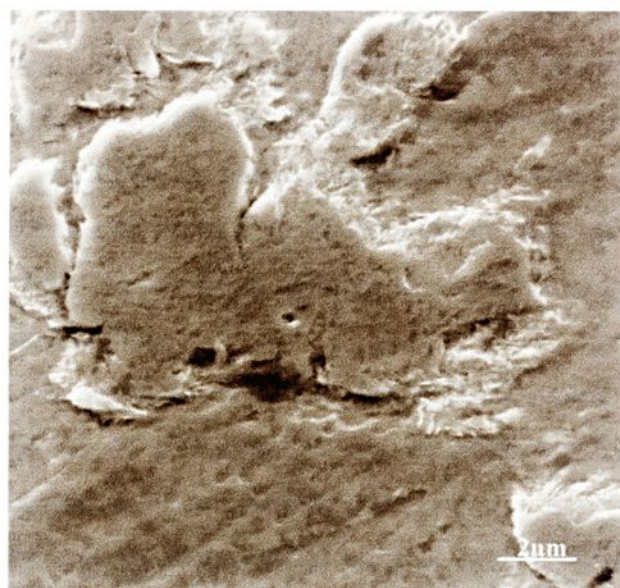
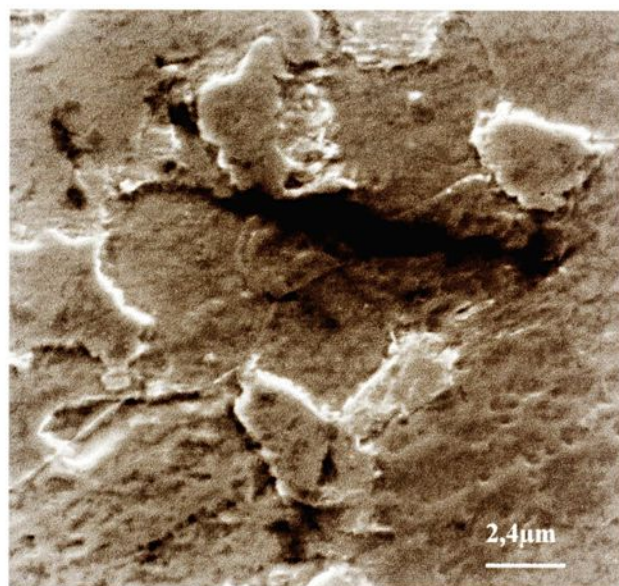


Figura 4. 70 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando, em detalhe, estrias de fadiga no aço bifásico B1, ensaiado a 615 MPa.

Para relacionar o momento do aparecimento das microtrincas foram analisadas as superfícies laterais dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga interrompidos. Constatou-se que estas começavam a aparecer para cerca de 40% da vida estimada. Até atingir um número de ciclos equivalente a 80% da vida, não foi constatado o crescimento das microtrincas nucleadas, notando-se apenas um aumento na quantidade de sítios de nucleação. As Fig. 4. 71 (a) e (b) mostram estas ocorrências.



(a)



(b)

Figura 4. 71 - Microscopia eletrônica (MEV), mostrando microtrincas na interface ferrita-martensita do aço bifásico B1, ensaiado em fadiga a 500 MPa: (a) por 40% da vida estimada; (b) por 80% da vida estimada.

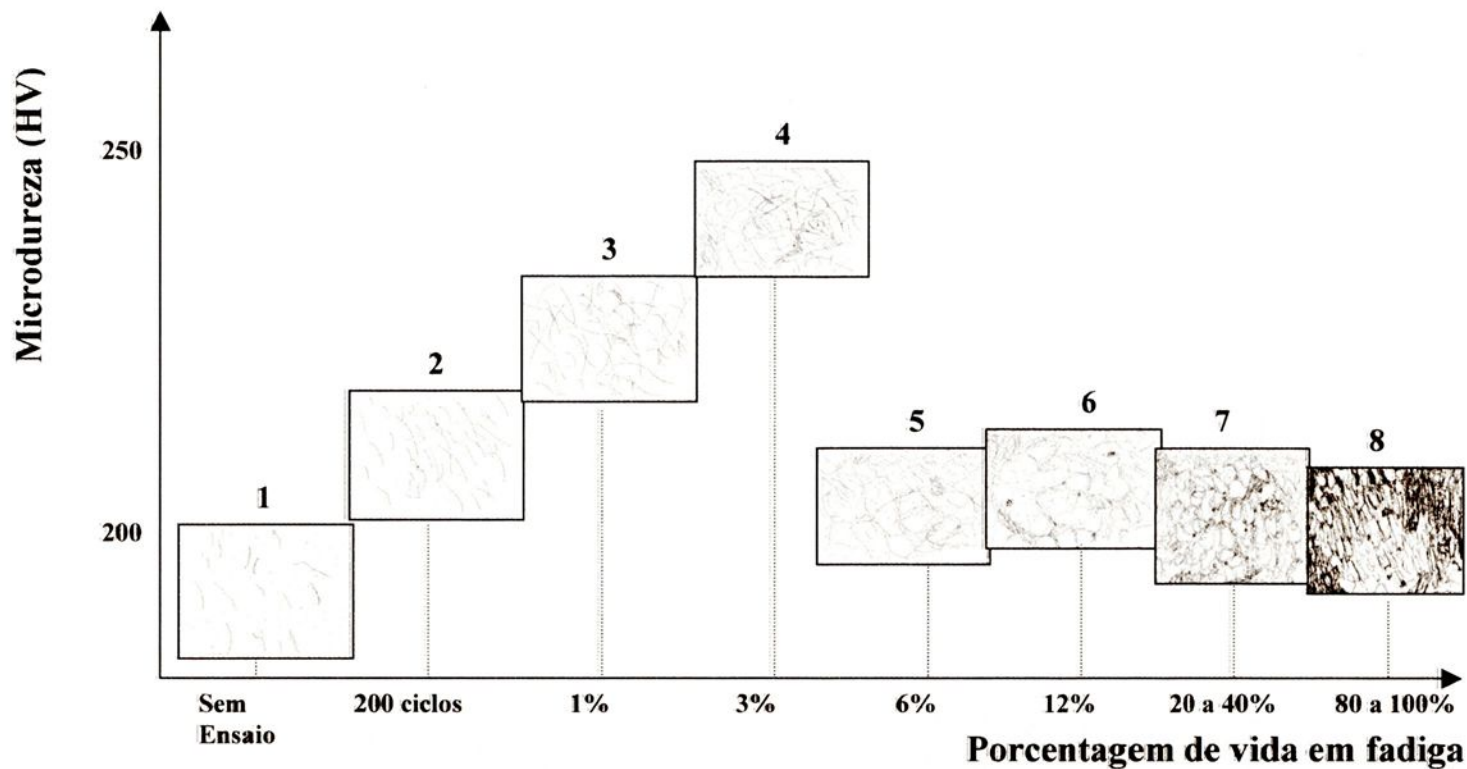
Estes resultados confirmam a observação de outros autores [81,92,94,119] de que a interface entre as fases dura e dúctil é um local preferencial para a nucleação de trincas.

No momento da nucleação das primeiras microtrincas, observa-se que as subestruturas de discordâncias formadas no grão ferrítico são de arranjos celulares, espalhados por todo o grão, com algumas densas paredes. Há uma redução no tamanho das células próximo a interface com a martensita, com maior adensamento de discordâncias, demonstrando um gradiente de tensões crescente do centro do grão ferrítico para a interface. Esta tendência se acentua ao atingir 80% da vida estimada, como mostram as Fig. 4.60, 4.61 e 4.62. O aumento no número de microtrincas gerará pequenos alívios de tensões na região da interface.

A redução nos níveis de dureza da fase ferrítica, para o ensaio até 80% da vida, está associado, não só às subestruturas de discordâncias formadas, mas também, à multiplicação no número de microtrincas desenvolvidas.

A partir das micrografias obtidas para os aços bifásicos B1, foi realizado um desenho esquemático mostrando o desenvolvimento das subestruturas de discordâncias. A Fig.4.73 mostra estas representações associando-as com as medidas de microdureza encontradas para a fase ferrítica no aço ensaiado a 500 MPa. A evolução das subestruturas de discordâncias para o aço ensaiado a 615 MPa foi semelhante, porém, este atingiu as formações mostradas com um tempo de vida menor.





<p>1 – baixa densidade de discordâncias</p> <p>2 – aparecem as bandas de deslizamento</p> <p>3 – aumenta a densidade de discordâncias e as interações entre elas</p> <p>4 – formação de uma rede de discordâncias com alguns arranjos mais densos</p>	<p>5 – formação incipiente de arranjos celulares</p> <p>6 – formação de arranjos celulares com algumas paredes de células com maior densidade de discordâncias</p> <p>7 – arranjos celulares de discordâncias com tamanho menor</p> <p>8 – grossas paredes de discordâncias com formação de arranjos celulares alongados entre as paredes</p>
---	---

Figura 4.72 – Relação esquemática entre subestruturas de discordâncias e microdureza da ferrita



CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

1 - O melhor desempenho nos ensaios de fadiga e tração dos aços bifásicos está diretamente relacionado à microestrutura bifásica. A introdução da fase martensítica, em torno de 15% da fração volumétrica, demonstrou-se efetiva para elevar as propriedades mecânicas do aço. As frações volumétricas de martensita foram semelhantes nos aços bifásicos da condição 1 (B1) e da condição 2 (B2). A maior resistência em tração e vida em fadiga do aço bifásico B1, comparado com o aço bifásico B2, está associada à granulação mais fina observada no aço B1 e à morfologia das fases.

2 - A fase martensítica não apresentou deformação significativa até o final do ensaio, comprovada pela baixa densidade de discordâncias e pela pequena variação nos valores de microdureza.

3 - A fase ferrítica dos aços bifásicos suportou a maior parte das deformações plásticas ocorridas na microestrutura. Os valores de microdureza dos grãos ferríticos aumentaram durante o ensaio de fadiga em até cerca de 3% do número de ciclos da vida estimada. O endurecimento cíclico, da fase ferrítica, foi associado ao aumento na densidade de discordâncias, às interações das discordâncias entre si e com precipitados, interações mais intensas entre discordâncias, formando emaranhados e formação de arranjos tendendo a subestruturas celulares.



4 - Para 6 % da vida estimada observou-se uma redução no nível de microdureza, retornando até o final do ensaio, para valores semelhantes ao inicial. O amolecimento cíclico, da fase ferrítica, foi associado à formação de subestruturas de discordâncias em forma de arranjos celulares e ao aparecimento de paredes de discordâncias mais densas.

5 - A existência de um gradiente na densidade de discordâncias, decrescente da interface ferrita/martensita para o núcleo do grão ferrítico, pode ter gerado microtensões localizadas na interface, tornando estas regiões mais susceptíveis ao aparecimento de microtrincas. As primeiras microtrincas foram observadas para cerca de 40% da vida estimada e notou-se que, estas aumentaram em número, até 80% da vida estimada em fadiga.

6 - A fase martensítica atuou como obstáculo ao movimento das discordâncias, melhorando as propriedades mecânicas, mas também desempenhou uma função importante, redistribuindo as microtensões localizadas através dos grãos ferríticos adjacentes.

7 - A fase bainítica, presente em pequena proporção, entre as fases ferrita e martensita, tendo dureza intermediária entre elas deve contribuir para melhorar a ação entre estas fases, reduzindo o impacto entre os grãos da matriz e a martensita durante a variação de tensão no ciclo de cargas, visto que as deformações observadas na bainita foram menores que as dos grãos ferríticos, mas maiores do que da martensita, nota-se o aparecimento de bandas de deslizamento e algumas interações entre discordâncias durante o ensaio cíclico.

8 - Na região de ruptura final, onde a secção resistente não suportou os esforços da tensão aplicada, o micromecanismo de fratura ativado, para todas as microestruturas estudadas, foi o alveolar.



9 - Para a região de propagação da trinca o aço recozido apresentou o micromecanismo alveolar, para os aços laminado, bifásico na condição 2 (B2) e bifásico na condição 1 (B1), ensaiado a 500 MPa, observou-se uma superfície com microcavidades e algumas facetas de clivagem, mostrando que foram ativados os micromecanismos de quase-clivagem, além do alveolar. Para o aço bifásico B1 ensaiado a 615 MPa, o micromecanismo ativado foi o de clivagem.

5.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

1. Aumentar a fração volumétrica da fase martensítica para encontrar o melhor desempenho nos ensaios de tração e fadiga.
2. Realizar tratamentos térmicos que introduzam maior fração volumétrica da fase bainítica para melhorar a ação entre as fases.
3. Modificar o roteiro de tratamento térmico e a composição química do aço para se obter um tamanho de grão menor e uma melhor distribuição da fase dura.
4. Realizar ensaios de tenacidade à fratura e de impacto para que se tenha um conjunto mais adequado de parâmetros para avaliar as propriedades do material.
5. Estudar os planos e direções atômicas ativados pelas discordâncias durante os ensaios dinâmicos dos aços bifásicos.



[9] ACTA MICROSCÓPICA, *Proceedings of the 6th Brazilian Conference on Microscopy of Materials*, v. 7, Suplemento A, 1994, 304p.

CAPÍTULO 6

[10] NOLASCO, C. A., *Após Bifásico na Indústria Automobilística*, Metalurgia – ABM, v.39, n.392, p. 1-16, 1994.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[11] DAVIS, C. L., KING, J. E., *Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel*, *Materials Science*

[1] SARAMAGO, J., *Ensaio sobre a cegueira*, São Paulo, SP, 2.ed., Ed. Companhia das Letras, 1995. 310p.

[12] VARIGHESE, R., PENSE, A. W., *HSLA Microstructural development in the*

[2] CAPRA, F., *O ponto de mutação*, São Paulo, SP, 10.ed., Ed. Cultrix, 1990. 447p.

[13] MINOIA, J. C., *Microstructural Characterization*, v.30, p.35-63, 1993.

[3] BARTHOLO, R.S.J., *Os Labirintos do Silêncio*, São Paulo, SP, Ed. Marco Zero/Coppe/UFRJ, 1986. 139p.

[14] TAYLOR, A. T., *A family of high strength cold rolled steels*, in *Microalloying*, Vanitech, p.76-87, 1973.

[4] ALVES, R., *Filosofia da Ciência*, São Paulo, SP, 8.ed., Ed. Brasiliense, 1986. 209p.

[15] RASHID, M.S., *A unique high strength sheet steel with superior formability*,

[5] HEIDENREICH, R. D., *Fundamentals of transmission electron microscopy*, Ed. Interscience publishers, p.1-12, 1964.

[16] SPEICH, G. R., *Dual phase steels*, *Metals Handbook*, v.1, 10.ed., Ed. by American

[6] MONTGOMERY, D. C., *Design and analysis of experiments*, Ed. John Wiley & Sons, New York, 1985. 380p.

[17] GUINARDES, J. R. C., PAPALEO, R., *Após Bifásico: Características mecânicas*

[7] KURZYDZOWSKI, K. J., RALPH, B., *The quantitative description of the microstructure of materials*, CRC Press-United States of America, p. 29-69, 1995.

[8] KESTENBACH, H. J., BOTTA FILHO, W. J., *Microscopia eletrônica: transmissão e varredura*, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, p. 1-16, 1994

- [9] ACTA MICROSCÓPICA, *Proceedings of the 6th Brazilian Conference on Microscopy of Materials*, v. 7, Suplemento A, 1998. 504p.
- [10] NOLASCO, C. A., *Aços Bifásicos na Indústria Automobilística*, Metalurgia – ABM, v.39, n.302, p.5-10, 1983.
- [11] DAVIS, C. L., KING, J. E., *Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel*, *Materials Science and Technology*, v.8, p.8-15, 1993.
- [12] VARUGHESE, R., PENSE, A. W., *HSLA Microstructural development in the coarse-grained, heat affected zone in titanium-vanadium microalloyed steels*, *Material Characterization*, v.30, p.35-43, 1993.
- [13] HAYAMI, J., FURUKAWA, T., *A family of high strength cold rolled steels*, in *Microalloying*, Vanitech, p.78-87, 1975.
- [14] RASHID, M.S., *A unique high strength sheet steel with superior formability*, Technical paper preprint 760206, Society of Automotive Engineers, 1976.
- [15] SPEICH, G. R., *Dual phase steels*, *Metals Handbook*, v.1, 10.ed., Ed. By American Society for Metals, Material Park, Ohio, p.424-29,1996.
- [16] GUIMARÃES, J. R. C., PAPALÉO, R., *Aços bifásicos: Características mecânico-metalúrgicas e aplicações potenciais*, *Metalurgia ABM*, v.37, n.288, p.617-22, 1981.
- [17] OWEN, W. S., *Can a simple heat treatment help to save Detroit?*, *Metals Technology*, Jan., p.1-14, 1980.

- [18] AKISUE, O., USUDA, M., *New types of steel sheets for automobile weight reduction*, Nippon Steel Technical Report, n.57, Abr., p.11-5, 1993.
- [19] TSUZAKI, K., KODAI, A., MAKI, T., *Formation mechanism of bainitic ferrite in a Fe-2 Pct Si-0,6 Pct C alloy*, Metallurgical and Materials Transactions A., v.25, p.2009-16, 1994.
- [20] METALS HANDBOOK, Properties and selection: iron, steels and high performance alloys, ASTM, 10.ed., ASTM, Ed. By American Society for Metals, Materials Park, Ohio, p.126-39, 1996.
- [21] MACEDO, E. L., SAMPAIO, D. A., SANTOS, D.B., *A produção de aços polifásicos, relação microestrutura / propriedades mecânicas*, CBECIMAT, 10, Águas de Lindóia, SP, 1992, p.529-32.
- [22] ZABIL'SKIY, V. V., VELICHKO, V. V., KAZANSKAIA, A. Y., *Delayed fracture of steel with dual-phase ferritic-austenitic structure*, Phys. Met. Metall., v.69, n.3, p.144-50, 1990.
- [23] CALEGARI, M. L., *Indústria automobilística estimula investimento em desenvolvimento de materiais*, Metalurgia – ABM, v.53, n. 468, p. 374-85, 1997.
- [24] LONGO, W. P. E., MONTEIRO, S. N., *Efeito do envelhecimento dinâmico em aços bifásicos*, Metalurgia – ABM, v.43, n.356, p.406-12, 1987.
- [25] LONGO, W. P., MONTEIRO, S. N., PAULETTO, L. B. P. S., *O papel da microestrutura na trefilação de aços bifásicos*, Metalurgia – ABM, v.41, n.336, p.613-18, 1985.

- [26] ABDALLA, A. J., *Estudo do envelhecimento por deformação a frio em aços API -5L-B e API-5L-X52 com microestruturas bifásicas*, dissertação de mestrado em engenharia mecânica, Guaratinguetá – SP, p.06-108, 1995.
- [27] OKITA, T., MITSUJI, H., INOVE, I., NAKANO, F., HASHIMOTO, Y., *Production and quality of hot rolled dual phase steel*, Nippon Kokan Technical Report, Overseas, n.43, p.25-32, 1985.
- [28] TAKECHI, H., *Recent developments in steel products for automotive applications*, *Int. J. of Vehicle Design*, v.11, n.1, p.3-17, 1990.
- [29] BAKER T. J., *Fencing blades – a materials challenge*, *Metals and Materials*, dec., p.715-718, 1989.
- [30] EFIMOV, A. A., FONSHTEIN, N. M., GOLOVANENKO, S. A., KULESHA, U. A., ZORINA, O. Z., *Production of high strength, low carbon steel wire with ferritic-martensitic structure*, *Steel in the USSR*, v.18, p.514-15, 1988.
- [31] TREJO, D., MONTEIRO, P., THOMAS, G., *Mechanical properties and corrosion susceptibility of dual phase steel in concrete*, *Cement and Concrete Research*, v.24, n.7, p.1245-54, 1994.
- [32] KOHNO, Y., KOHYAMA, A., GELLES, D. S., ASAKURA, K., *Radiation induced microstructural evolution in ferrite/martensite steels*, *Materials Transactions, JIM*, v.34, n.11, p.1018-26, 1993.
- [33] YANG, D. Z., BROW, E. C., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G., *The formation of austenite at intercritical annealing temperatures in a normalized 0,08 C – 1,45 Mn – 0,21 Si Steel*, *Metalurgical Transaction*, v.16-A, p.1523-25, 1985.

- [34] GUIMARÃES, A. V., ALMEIDA, L. F., HASHIMOTO, T. M., *Influência da microestrutura no limite de fadiga em aços bifásicos*. In: *CBECIMAT, 9, Águas de São Pedro, SP, 1990*, p.396-99
- [35] MATLOCK, D. R., EBRAHIMI, Z. F., KRAUSS, G., *Structure, properties and strain hardening of dual-phase steels*, ed. TMS-AIME, N. Y., p.47-87, 1979.
- [36] CAI, X. L., GARRATT-REED, A. J., OWEN, W. S., *The development of some dual-phase structures from different starting microstructures*, *Metalurgical Transactions A*, v. 16 A., p.543-57, 1985.
- [37] NAGORKA, M. S., KRAUSS, G., MATLOCK, D. K., *The effect microstructure and strain rate on the stage III strain hardening and ductility of dual-phase steel*, *Material Science and Engineering*, v.49, p.183-93, 1987.
- [38] SPEICH, G. R., DEMAREST, V. A., MILLER, R. L., *Formation of austenite during intercritical annealing of dual phase steels*, *Metallurgical Transactions A*, v.12 A, p. 1419-27, 1981.
- [39] BRONFIM, B. M., EMEL'YANOV, A. A., *Aspects of austenite formation kinetics in low carbon, low alloy steels during heating in intercritical temperature range*, *Steel in the USSR*, v.15, p.79-99, 1985.
- [40] CRIBB, W. R., RIGSBEE, J. M., *Work hardening and its relationship to the microstructure and mechanical properties of dual phase steel*, in *structure and properties of dual phase steel*, R. A., Kot, J. N. Morris, eds, TMS-AIME, Warrendale, p.91-114, 1979.

- [41] PANDA, A. K., GANGULY, R. I., SARMA, D. S., GUPTA, R. C., MISRA, S., *Effect of thermomechanical treatment on structure and mechanical properties of Mo-bearing dual phase steel*, Materials Technology, Steel Research 66, n.7, p.309-17, 1995.
- [42] TUSHINSKII, L. I., MIRONOV, E. N., TIKHOMIROVA, L. B., ANANIN, V. A., *Increasing the structural strength of steel 09625 with ferritic-martensitic structure*, Plenum Publishing Corporation, p.666-71, 1989.
- [43] MAID, O., DAHL, W., STRASSBURGER, C., MUESHENBORN, W., *Einfluss der herstellungsbedingungen von Warm-und Kaltband auf die gefuegeausbildung und die mechanischen Eigenschaften von dualphasen-stahl*, Stahl u. Eisen 108, n.8, p. 365-70, 1988.
- [44] MAID, O., DAHL, W., STRASSBURGER, C., MUESCHENBORN, W., *Einfluss der gefuegeparameter auf die mechanischen eigenschaften von dualphasen-stahl*, Stahl u. Eisen 108, n.8, p.355-64, 1988.
- [45] LIU, J., JIANG, Z. LIAN, J., *Influence of predeformation on microstructure and mechanical properties of 1020 dual phase steel*, Material Science and Technology, v.7, p.527-32, 1991.
- [46] SARWAR, M., PRIESTNER, R., *Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual phase steel*, Journal of Materials Science 31, p.2092-95, 1996.
- [47] MONDAL, D. K., DEY, R. M., *Effect of grain size on the microstructure and mechanical properties of a C-Mn-V dual-phase steel*, Materials Science and Engineering, 149 A, p.173-81, 1992.

- [48] NAKAOKA, K., ARAKI, K., KURIKARA, K., *Strength, ductility and aging properties of continuously-annealed dual-phase*, Ed. By A. T. Davenport, AIME, p.127-40, 1977.
- [49] CHANG, P. H., *Effects of prior tempering on the strain aging of a continuously annealed 0,05% C dual phase steel*, *Scripta metalurgica*, v.17, p.1009-14, 1983.
- [50] ÇIMENOCLU, H., KAYALI, E. S. DIKEC, F., *The occurrence of yeld point after stress relaxation in a plain carbon dual-phase steel*, *Scripta Metalurgica*, v.23, p.1543-48, 1989.
- [51] JOARDER, A., JHA, J. N., OJHA, S. N., SARMA, D. S., *The tempering behavior of a plain carbon dual-phase steel*, Elsevier Science Publishing Co., New York, p.199-209, 1990.
- [52] PANDA, A. K., SARMA, D. S., GANGULY, R. I., MISRA, S., *Tempering behavior of a dual-phase low-alloy steel*, *Material Technology, Steel Research* 64, n.10, p.513-16, 1993.
- [53] KRUPITZER, R. P., *Strain aging behavior in a continuously annealed, dual phase steel*, Ed. R. A. Kot and B. L. Bramfitt, publ. TMS-AIME, Warrendale, p.315-27, 1981.
- [54] JARDIM, O.R., LONGO, W. P., CHAWLA, K. K., *Influência do revenimento e do envelhecimento nas propriedades mecânicas de aço bifásico ao carbono*, *Metalurgia ABM*, v.41, n.335, p.553-7, 1985.
- [55] JHA, B. K., AUTAR, R., DWIVEDI, V. S., MISHA, N. S., *Tempering characteristics of a Cr-Mo dual phase steel*, *Material Technology, steel research* 64, n.3, p.171-7, 1993.

- [56] CHANG, P. H., *Temper aging of continuously annealed low carbon dual phase steel*, Metallurgical Transaction A, 15-A, p.73-86, 1984.
- [57] HIMEL, L., GOODMAN, K., HAWORTH, W. L., *Strain aging in a dual-phase steel containing vanadium*, Ed. R. A., Kot e B.L. Bramfitt, publ. TMS-AIME, Warrendale, p.305-13, 1981.
- [58] SPEICH, G. R., *In fundamentals of dual phase steels*, Ed. By R. A. and B. L. Bramfitt AIME, N. Y, p.3-4, 1981.
- [59] RORZEKWA, D. A., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G., *Dislocation structure as a function of strain in a dual-phase steel*, Metallurgical Transaction, v.15, p. 1221-9, 1984.
- [60] CRUSHKO, B., WEISS, B.Z., *Yeld behavior of dual-phase steel*, Scripta Metalurgical, p.865-70, 1989.
- [61] LIAN, J., JIANG, Z., LIU, J., *Theoretical model for the tensile work hardening behavior of dual phase steel*, Material Science and Engineering, A 147, p.55-65, 1991.
- [62] JIANG, Z., LIU, J., LIAN, J., *A new relationsship between the flow stress and the microstructural parameters for dual phase steel*, Acta Metall. Mater., v.40, n.7, p.1587-97, 1992.
- [63] JIANG, Z., GUAN, Z., LIAN, J., *Effects of microstructural variables on the deformation behavior on dual-phase steel*, Materials Science and Engineering A 190, p.55-64, 1995.

[72] DIETLER, G. F., *Metallurgie Mecânica*, 2ª Ed, Rio de Janeiro, Guanabara Koogan, 1981, 512p.

- [64] BHATTACHARYYA, A., SAKAKI, T., WENG, G. J., *The influence of martensite shape, concentration, behavior of stable dual-phase steels*, Metallurgical Transactions A, v.24 A, p.301-14, 1993.
- [65] JIANG, Z., LIAN, J., CHEN, J., *Strain hardening behavior and its relationship to tensile mechanical properties of dual phase steel*, Material Science and Technology, v.8, p.1075-81, 1992.
- [66] PARUZ, H., EDMONDS, D. V., *The strain hardening behavior of dual phase steel*, Materials Science and Engineering, A 117, p.67-74, 1989.
- [67] KOO, J. Y., YOUNG, M. J., THOMAS, G., *On the low of mixtures in dual phase steels*, Metallurgical Transaction A, v.11 A, p.852-4, 1980.
- [68] ÖSTRÖN, P., *Deformations model for two-phase materials*, Metallurgical Transactions A, v.12 A, p.355-7, 1981.
- [69] CHEN, H. C., CHENG, G. H., *Effect of martensite strength on the tensile strength of dual phase steels*, Journal of Materials Science, n.24, p. 1991-4, 1989.
- [70] BLECK, W., KASPAR, R., MUESCHENBORN, W., RAKOSKI, F., *Grundlagen der intergrirten waermebehandlung, werkstoff stahl*, Stahl und Eisen 117, n.4, p.39-46, 1997.
- [71] ROOS, E., DEMLER, T., EISELE, U., RAINER, G., *Fracture Mechanics Safety assessment based on mechanics of materials*, Steel Research, v.4, p.172-80, 1990.
- [72] DIETER, G. E., *Metalurgia Mecânica*, 2^a Ed, Rio de Janeiro, Guanabara Koogan, 1981.512p.

- [73] FINE, M. E., *Fatigue Resistance of Metals*, Metallurgical Transactions, v.13 A, p.365-79, 1980.
- [74] BASTIAN, F. L., CAMINHA, H. M. J., MORAES, M. M., *Mecânica da Fratura*, Rio de Janeiro, IBQN, Instituto Brasileiro da Qualidade Nuclear, 1987.181p.
- [75] NELSON, D. V., *Review of fatigue-crack-growth prediction methods*, Experimental Mechanics, p.41-49, 1977.
- [76] EWALDS, H. L., WANHILL, R. J. J., *Fracture Mechanics*, London, Edwards Arnold & Delftse Vitgevers Maatschappij, p.304-5, 1986.
- [77] BAPTISTA, C. A. R. P., *Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço de baixo carbono submetido a tratamentos térmicos intercríticos*, Dissertação Mestrado, UNESP-FEG, Guaratinguetá-SP, 1993.
- [78] FAUSTINO, W. L., SPINELLI, D., In: CBECIMAT, 7, Águas de São Pedro, *Efeito microestrutural nas propriedades de propagação de trinca por fadiga em um aço de alta resistência e baixa liga*, p.22-5, 1986.
- [79] DENG, R. Y., YE, Z. J., *Fatigue crack growth rate in ferrite-martensite dual-phase steel*, Theoretical and Applied Fracture Mechanics 16, p.109-22, 1991.
- [80] LINDGREN, C., SPERLE, J. O., JONSSON, M., *Fatigue strength of spot welded beams in high strength steels*, Welding in the World, v.37, n.1, p.90-104, 1996.
- [81] ZHONGHUA, L., JIANGBO, H., YONGLAN, W., ZHENBANK, K., *Low-cycle fatigue investigations and numerical simulations on dual phase steel with different microstructures*, Fatigue Fract. Engineering Materials Structure, v.13, n.3, p.229-40, 1990.



- [82] PADKIN, A. J., BRERETON, M. F., PLUMBRINGE, W. J., *Fatigue crack growth in two-phase alloys*, Materials Science and Tecnology, v.3, p.217-23, 1987.
- [83] SUZUKI, H., McEVELY, A. J., *Microstrutural effects on fatigue crack growth in a low carbon steel*, Metallurgical Transactions A, v.10 A, p.475-81, 1979.
- [84] HASHIMOTO, T. M., *Fadiga de aço de baixo carbono com microestrutura bifásica*, Doutorado em Engenharia Mecânica, FEG-UNESP, Guaratinguetá, SP, 1989.
- [85] WASYNCZUK, J. A., RITCHIE, R. O., THOMAS, G., *Effects of microstructure on fatigue crack growth in duplex ferrite-martensite steels*, Materials Science, 62, p.79-92, 1984.
- [86] TOMKINS, B., *Micromechanisms of fatigue crack growth at high stress*, Metal Science, Aug.-sept., p.408-17, 1980.
- [87] KUNIO, T., YAMADA, K., *Microstructural aspects of the threshold condition for non propagating fatigue cracks in martensitic-ferritic structures*, Ed. ASTM STP 675, p.342-70, 1979.
- [88] WASÉN, J., KARLSSON, B., *Influence of prestrain and ageing on near-threshold fatigue crack growth in fine-grained dual-phase steels*, Int. Journal Fatigue 11, n.6, p.395-405, 1989.
- [89] YU, M. T., TOPPER, T. H., WANG, L., *The effect of microstructure on the mechanical behaviour of a low carbon, low alloy steel*, Int. Journal Fatigue 10, n.4, p.249-55, 1988.
- [90] YANG, H. S., WANG, J. J., ZHENG, Y. K., *Formation mechanism of bainitic ferrite and carbide*, Metallurgical and Materials Transaction A, v. 25 A, p.2001-6, 1994.



- [91] SHERMAN, A. M., DAVIES, R. G., *Fatigue of a dual-phase steel*, Metallurgical Transactions A, v.10 A, p. 929-33, 1979.
- [92] CAI, X. L. FENG, J., OWEN, W. S., *The dependence of some tensile and fatigue properties of a dual-phase on its microstructure*, Metallurgical Transaction A, v.16 A, p.1405-15, 1985.
- [93] GROSSKREUTZ, J. C., *Strengthening and fracture in fatigue (Approaches for achieving high fatigue strength)*, Metallurgical Transactions, v.3, p.1255-62, 1972.
- [94] ZHONGGUANG, W., GUONAN, W., WEI, K., ITAICAI, H., *Influence of the martensite content on the fatigue behavior of a dual-phase steel*, Materials Science and Engineering, 91, p.39-44, 1987.
- [95] MEDIRATTA, S. R., RAMASWAMY, V., RAO, P. R., *On the transition fatigue life in dual phase steels*, Scripta Metallurgica, v.21, p.377-80, 1987.
- [96] BEATTY, J. H., SHIFLET, G. J., *Strain distribution effects on the low-cycle fatigue behavior of Fe-C-Mo steels*, Metallurgical Transactions A, v.22 A, p.675-83, 1991.
- [97] MORAIS, G. A., *Sinergismo da microestrutura e resistência na fadiga*. In: *Seminário de Transformação de fases e microestrutura de ligas metálicas*, Belo Horizonte, MG, ABM, Rio de Janeiro, 1985.
- [98] MEDIRATTA, S. R., RAMASWAMY, V., RAO, P. R., *On the estimation of the cyclic plastic strain energy of dual-phase steels*, Int. Journal Fatigue 10, n.1, p.13-19, 1988.
- [99] HU, C. T., TARN, C. L., *Bending fatigue study na austenite-ferrite dual-phase Fe-Al-Mn Steel*, Materials Science and Engineering, A 118, p.25-31, 1989.

- [100] YOKOI, T., KAWASAKI, K., TAKAHASHI, M., KOYAMA, K., MIZUI, M., *Fatigue properties of high strength steels containing retained austenite*, JSAE Review 17, p.210-2, 1996.
- [101] NARASIMA-RAO, BANGARU, U., SACHDEV, K., *Influence of cooling rate on the microstructure and retained austenite in a intercritically annealed vanadium containing HSLA steel*, Metallurgical Transactions A, v.13 A, p.1899-912, 1982.
- [102] JEONG, J., YU, K. J., KIM, I. S., KIM, S. J., *Role of retained austenite on the deformation of a Fe -0,07C-1,8Mn-1,4Si dual-phase steel*, Metallurgical Transactions A, v.14 A, p.1497-504, 1983.
- [103] GIORDANO, L., MATTEAZZI, P., TIZIANI, A., ZAMBON, A., *Retained austenite variation in dual-phase steel after mechanical stressing and heat treatment*, Materials Science and Engineering, A131, p.215-9, 1991.
- [104] SUN, Z., WANG, Z., AI, S., *Effects of morphology on the tensile and fatigue behavior of a dual-phase steel*, Steel Research 60, n.5, p.215-20, 1989.
- [105] SHARMA, P., GHOSH, P. K., *Fatigue behavior of resistance spot-welded Mn-Cr-Mo dual phase steel*, Z. Metallkd., 84, V.7, p.513-7, 1993.
- [106] XING, Z., SONG, Y., TU, M., *Corrosion fatigue fracture-mode maps of low alloy steels*, Fatigue Fract. Engng. Mater. Strvot., v.15, n.1, p.23-32, 1992.
- [107] WANG, Y. Z., SUN, Z. M., WANG, Z. G., AI, S. H., *Effect of cyclic on ac. Susceptibility of a dual-phase steel*, Scripta Metallurgica, v.23, p.963-6, 1989.
- [108] ALARCON, O. E., *Influência do tratamento termomecânico na microestrutura, no comportamento mecânico e no mecanismo de fratura de uma liga de alumínio 7050-T76*, Tese de Doutorado, UNICAMP, Campinas, SP, 1988.246p.

- [109] PASCUAL, R., ROLIM, L.C., *Evolução da estrutura de discordâncias durante a fadiga de Cu policristalino*. In: *Seminário de Metalurgia Física e Tratamentos Térmicos, São Paulo, SP, ABM, São Paulo, p.197-215, 1982.*
- [110] SHEGHEWI, I. M., MONTEIRO, S. N., *Subestrutura de discordâncias na matriz ferrítica do aço bifásico*. In: *MICROMAT, III, Sociedade Bras. de Microscopia Eletrônica, p.173-5, 1992.*
- [111] XU, Y. B., WANG, X., WANG, Z. G., *Formation of localized shear band in a low carbon steel*, *Scripta Metallurgica*, v.25, p.571-6, 1990.
- [112] GERLAND, M., VIOLAN, P., *Secondary cyclic hardening and dislocation structures in type 316 stainless steel at 600° C*, *Materials Science and Engineering*, 84, p.23-33, 1986.
- [113] LEI, T. C., LIN, G. Y., CUI, Y. X., *Dislocations substructures in ferrite of plain carbon dual-phase steels after fatigue fracture*, *Fatigue Fract. Engng. Struct.*, v.17, p.451-8, 1994.
- [114] KOO, J. Y., RAGHAVAN, M., THOMAS, G., *Compositional analysis of dual phase steels by transmission electron microscopy*, *Metallurgical Transactions A*, v.11 A, p.351-4, 1980.
- [115] ABDALLA, A. J., HASHIMOTO, T. M., MONTEIRO, W. A., *Microstructure and dislocation substructure in dual-phase steels submitted to fatigue tests*, *Acta Microscopica*, v.7, Supl. A, p.501-4, 1998.
- [116] WANG, Z. G., SUN, Z. M., AI, H., *Dislocations structures induced by cyclic deformation in dual-phase ferritic-martensitic microstructures*, *Materials Science and Engineering*, A 113, p.259-65, 1989.

- [117] BEATTY, J. H., SHIFLET, G. J., JATA, K. V., *The influence of Mo₂C morphology and distribution on the fatigue crack initiation and propagation behavior of Fe-C-Mo dual-phase steels*, Metallurgical Transactions A, v.19 A, p.974-87, 1988.
- [118] SPEICH, G. R., SCHWOEBLE, A. J., HUFFMAN, G. P., *Tempering of Mn and Mn-Si-V dual-phase steels*, Metallurgical Transactions A, v.14 A, p.1079-87, 1983.
- [119] HASHIMOTO, T. M., PEREIRA, M. S., *Fatigue life studies in carbon dual-phase steels*, Int. J. Fatigue, v.18, n.8, p.529-33, 1996.
- [120] MINTZ, B., *The influence of martensite on the strength and impact behavior of steel*, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 28 A, p.2073-84, 1997.
- [121] MEHRABI, H., MINTZ, B., *Influence of tempering on impact behavior of quenched and tempered steels with low hardenability*, Materials Science and Tecnology, v.13, p.997-1006, 1997.
- [122] DAVIES, R. G., *Influence of martensite content on the hidrogen embrittlement of dual-phase steels*, Scripta Metallurgica, v.17, p.889-92, 1983.
- [123] SUN, S., GU, J., CHEN, N., *The influence of hidrogen on the sub-structure of the martensite and ferrite dual-phase steel*, Scripta Metallurgica, v.23, p.1735-8, 1989.
- [124] SASMAL, B., SINGH, S. K., *Tensile instability in a hidrogenated low alloy steel*, ISIJ International, v.38, n.2, p.171-6, 1998.
- [125] TELELMAN, A. S., McEVELY, A. J., *Fracture of structural materials*, Ed. John Wiley & Sons, New York, p.96-111, 1967.



- [126] KWON, D., ASARO, R. J. A., *A study of void nucleation, growth, and coalescence in spheroidized 1518 steel*, Metallurgical Transactions A, v. 21, p.117-34, 1990.
- [127] SIDJANIN, L., MIYASATO, S., *Void nucleation and growth in dual-phase steel wires*, Materials Science and Tecnology, v.5, p.1200-6, 1989.
- [128] GUIMARÃES, V. A., *Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com nióbio e titânio*, Tese de Doutorado, UNICAMP- Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 1997. 190p.
- [129] LONG, Q. Y., HUAZI, Y., *Acoustic emission during deformation of dual-phase steels*, Metallurgical Transactions A, v.21 A, p.373-9, 1990.
- [130] SU, Y. L., *Strain partition, uniform elongation and fracture strain in dual-phase steels*, Materials Science and Engineering, 95, p.151-65, 1987.
- [131] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. E-8, *Standard test methods for tension testing of metallic materials*, Philadelphia, 1.995.
- [132] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia, E-466-82, *Standard practice for conducting constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials*, Philadelphia, 1.995.
- [133] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL, West Conshohocken, P. A, E- 112-96, *Standard Test Conshohocken for determining average grain size*, West Conshohocken, 1998.





unesp



.1 12 13 14 15 16 17 18