

MODELO DO DESENVOLVIMENTO DE SUBESTRUTURAS DE DISCORDÂNCIAS EM UM AÇO MULTIFÁSICO SUBMETIDO À FADIGA

A.J.Abdalla^{1*}; T.M. Hashimoto²; M.S. Pereira²; W.A. Monteiro³; R.M. Anazawa¹

¹Instituto de Estudos Avançados – IEAv – CTA - C.P. 6044 - 12231-970 - São José dos Campos - SP

²Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG – UNESP

³Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN

Recebido: 31 de julho, 2005; Revisado: 04 de maio, 2006

Palavras-chave: aços multifásicos, fadiga, discordâncias.

RESUMO

No presente trabalho, são analisadas as propriedades mecânicas para quatro condições microestruturais (aço laminado, recozido e duas condições microestruturais multifásicas) produzidas a partir de um aço de baixo carbono (0,11%). Nos aços multifásicos as ilhas de martensita ou bainita, dispersas na matriz ferrítica, atuam como obstáculo para o movimento das discordâncias e contribuem para melhorar a distribuição de tensões nos grãos de ferrita adjacentes. Nos primeiros ciclos de fadiga, para os aços multifásicos, em torno de 3% da vida estimada, é observado endurecimento cíclico da fase ferrítica. Após 6% da vida estimada em fadiga ocorre amolecimento cíclico da fase ferrítica. Este fenômeno está associado à formação de subestruturas de discordâncias em forma de células e ao aparecimento de densas paredes de discordâncias. As subestruturas de discordâncias desenvolvidas no aço laminado são bastante heterogêneas com relação ao tamanho e à distribuição gerando áreas com tensão localizada e propiciando a nucleação e o desenvolvimento de trincas. A fase ferrítica do aço recozido é a única entre as condições microestruturais estudadas que não apresenta endurecimento cíclico. As primeiras microtrincas aparecem na interface ferrita/martensita dos aços multifásicos, em torno de 40% da vida em fadiga.

ABSTRACT

In the present work low carbon steel (0.11%) mechanical properties are analyzed. The samples were obtained in different conditions (rolled steel, annealed steel, and two different conditions of multiphase steel), resulting in four microstructural characteristics. In multiphase steels, the martensite or bainite islands dispersed by the ferrite matrix acted as obstacles to the movement of the dislocations and contributed to increase the distribution of tensions among the adjacent ferrite grains. In the first cycles of multiphase steels fatigue test, less than 3% of the estimated life, it is observed the cyclic hardening of the ferrite. After 3% of the estimated life, a cyclic softening of the ferrite occurs. This phenomenon is associated to the formation of substructures dislocation in the cells shape arrangement and the growth of denser dislocation walls. The dislocations substructures

presented by the rolled steel are heterogeneous in size and distribution, generating areas with larger located tensions, that propitiates the cracks starting and development. Among the microstructures conditions studied, the ferrite phase of the annealed steel is the only one that does not show a cyclic hardening. The first microcracks appear in the interface ferrite/martensite of the multiphase steels for about 40% of the fatigue life.

1. INTRODUÇÃO

Os aços bifásicos tornaram-se mais conhecidos no meio científico a partir dos trabalhos de Hayami e Furukawa [1] e Rashid [2]. A microestrutura bifásica propicia alta resistência mecânica com ductilidade superior aos aços de alta resistência e baixa liga [3]. Os aços bifásicos ou multifásicos podem apresentar, além das fases ferrítica e martensítica, frações volumétricas de bainita e austenita retida.

Na indústria automobilística são observadas vantagens na fabricação de pára-choques, disco e aro de rodas, colunas de direção, polias, suporte de molas, armação de assentos, motores, etc [4-7]. Devido à alta resistência e à boa absorção de impacto é considerado excepcional para a utilização em equipamentos de proteção na área esportiva [8]. São obtidos ainda bons resultados na produção de arames de alta resistência [9] e reforços em estruturas de concreto [10].

Para melhorar as propriedades em fadiga, é importante equacionar vários aspectos microestruturais, tais como: redução no tamanho de grão, distribuição mais homogênea das fases, fração volumétrica, dureza e morfologia das fases [11-12].

O aumento da fração volumétrica da fase dura aumenta a resistência em tração [13]. Esta fase atua como barreira ao movimento de discordâncias, aumentando o encruamento da fase dúctil. A fase martensítica tem efeito benéfico na vida em fadiga, pois pode retardar ou impedir o crescimento da trinca [14]. São observados efeitos favoráveis nas propriedades de fadiga nos aços que apresentam matriz ferrítica com ilhas ou fibras de martensita, comparados com aqueles que apresentam matriz martensítica com ilhas de ferrita ou com a martensita distribuída em forma de rede em torno dos blocos de ferrita [15,16].

* abdalla@ieav.cta.br

Os grãos ferríticos, sob deformação cíclica, apresentam elevação na densidade de discordâncias provocando um aumento na dureza desta fase [17]. As propriedades mecânicas do material estão intimamente associadas à capacidade de deformação e acomodação das subestruturas de discordâncias, sem colapso, no interior da fase ferrítica [12]. A interface ferrita-martensita, devido à incompatibilidade entre as fases duras e dúcteis, apresenta relações de tensão e deformação de alta intensidade, tornando estes sítios locais preferenciais à nucleação de trincas por fadiga [16-18].

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os corpos-de-prova para ensaio de tração foram confeccionados segundo a norma ASTM E 8M. Os ensaios foram realizados em uma máquina servohidráulica do tipo MTS, modelo 810.23M, à temperatura ambiente. Foram determinados os parâmetros de limite de escoamento, limite de tração e alongamento total.

Os corpos-de-prova para ensaios de fadiga foram confeccionados segundo a norma ASTM E 466. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente na mesma máquina utilizada para os ensaios de tração, à frequência de 25 Hz. A tensão mínima do ciclo de tensões foi zero ($R=0$).

Os corpos-de-prova foram separados em quatro lotes, cada um deles contendo 50 CDP(s) para ensaios de fadiga, e 5 CDP(s) para ensaios de tração.

O primeiro lote não recebeu tratamento térmico, visando estudar as propriedades do material como recebido, na condição laminada.

O segundo lote recebeu tratamento térmico de recozimento, foi aquecido a 950°C, mantido por 2 horas e resfriado ao forno até a temperatura ambiente.

O terceiro lote foi recozido e, posteriormente, submetido ao seguinte tratamento térmico intercrítico: aquecido até 760°C, por 15 minutos e resfriado em água gelada. Os aços produzidos neste tratamento foram denominados de aços bifásicos na condição 1 (B1).

O quarto lote foi recozido e submetido ao seguinte tratamento térmico intercrítico: aquecido a 950°C por 30 minutos, transferido para um outro forno a 760°C, mantido por 15 minutos e resfriado em água gelada. Os aços obtidos neste tratamento foram denominados de aços bifásicos na condição 2 (B2).

Após os ensaios de fadiga foram levantadas as curvas relacionando a tensão máxima do ciclo de tensões e o número de ciclos até a ruptura (S-N).

Para o aço bifásico na condição 1 (B1), que apresentou melhor desempenho em fadiga, foram realizados ensaios interrompidos em diferentes porcentagens da vida estimada, visando estudar a evolução das subestruturas de discordâncias formadas durante o ensaio e foi detectado o momento da nucleação das microtrincas.

Através de microscopia óptica, com auxílio de um banco metalográfico, Neophot 30, foram realizadas as análises quantitativas e qualitativas dos aspectos microestruturais, tais como: fases presentes, grãos, medidas de microdureza e frações volumétricas das fases.

Para análise das subestruturas de discordâncias formadas durante os ensaios foi utilizado um microscópio eletrônico de transmissão, tipo JEOL JEM – 200C, com tensão de aceleração igual a 200kV. As amostras foram retiradas da região central dos corpos-de-prova e afinadas manualmente até a espessura de 100µm. Foram posteriormente cortadas numa máquina SERVOMET SMD, por eletroerosão em discos com 3mm de diâmetro e receberam polimento e afinamento final em uma TENUPO – 3 da STRUERS.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A microestrutura inicial do aço, devido ao processo de laminação, apresenta os grãos deformados e com formatos e tamanhos diferenciados, conforme pode ser visto na Fig.3.1. Observam-se, entre os grãos de ferrita, pequenas regiões de perlita.

O tratamento térmico de recozimento produz um aumento no tamanho médio dos grãos, um alívio nas tensões internas e uma homogeneização na microestrutura. A Fig.3.2 mostra a microestrutura típica obtida no aço recozido.

Os tratamentos térmicos intercríticos produzem microestruturas bifásicas com matriz ferrítica e ilhas de martensita. A Fig.3.3 e a Fig.3.4 mostram, respectivamente, as microestruturas obtidas para o aço bifásico na condição 1 (B1) e na condição 2 (B2).

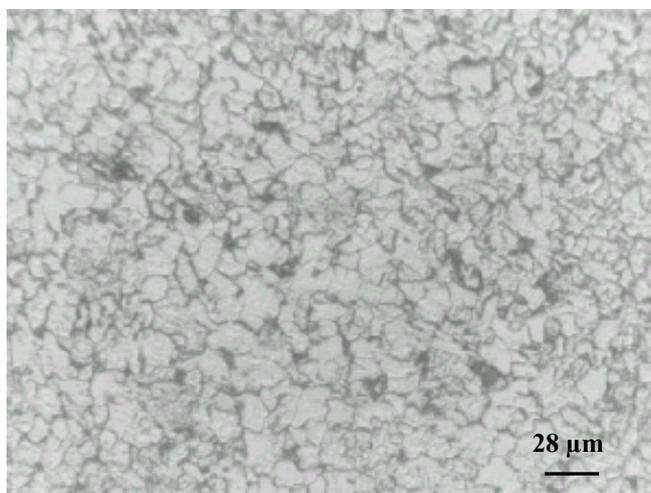


Figura 3.1 - Microscopia óptica (MO), mostrando a microestrutura do aço laminado.

A Tab.3.1 apresenta o tamanho médio dos grãos em cada uma das microestruturas estudadas.

Tabela 3.1 – 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



Figura 3.2 - Microscopia óptica (MO), mostrando a microestrutura do aço recozido.

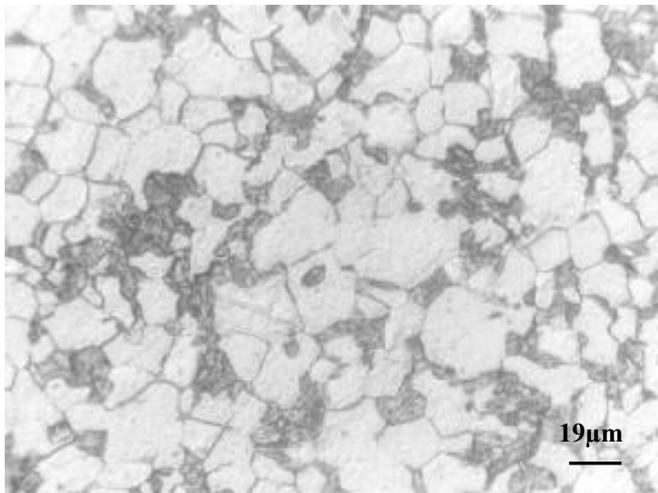


Figura 3.3 - Microscopia óptica (MO), mostrando a microestrutura do aço bifásico na condição 1.

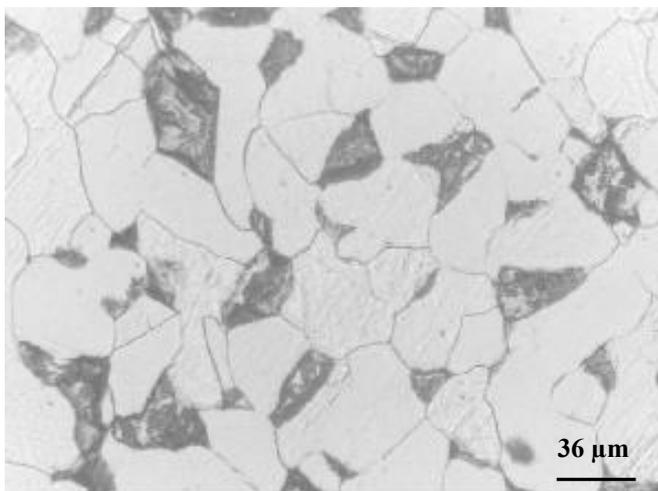


Figura 3.4 – Microscopia óptica(MO), mostrando a microestrutura do aço bifásico na condição 2.

A Tab.3.2 mostram as frações volumétrica das fases nas microestruturas bifásicas.

Tabela 3.2 - Fração volumétrica das fases

Aços bifásicos	% MARTENSITA	% FERRITA
Condição 1(B1)	15 ± 2	85 ± 2
Condição 2(B2)	17 ± 3	83 ± 3

A Tab.3.3 mostra, respectivamente a microdureza das fases nas microestruturas bifásicas.

Tabela 3.3 – Microdureza das fases

Aços Bifásicos	MICRODUREZA VICKERS (HV)	
	Ferrita	Martensita
Condição 1 (B1)	198 ± 36	621 ± 70
Condição 2 (B2)	177 ± 31	528 ± 68

A Tab.3.4 mostra que os aços com microestruturas bifásicas apresentam limites de escoamento e de resistência maiores que o recozido, com redução na ductilidade, medida pelo alongamento.

O aço bifásico B2 apresenta limites de escoamento e resistência semelhantes ao laminado. O aço bifásico B1 alcançou um limite de escoamento e resistência significativamente superior aos dos outros aços estudados.

A elevação nos valores de limite de escoamento e de resistência e a redução no alongamento dos aços bifásicos estão associadas 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 [6,10,19]. Os aços bifásicos apresentam escoamento contínuo. A supressão das bandas de Lüders durante o escoamento plástico é explicada através do grande número de discordâncias geradas na fase ferrítica, no momento da têmpera intercrítica, devido à expansão volumétrica da fase martensítica. As tensões criadas na ferrita e a alta densidade de discordâncias, principalmente próxima à região da interface ferrita/martensita, criam um grande número de zonas de escoamento preferenciais, permitindo que o escoamento ocorra de forma contínua [3,20].

Os resultados dos ensaios de fadiga são plotados no gráfico da Fig.3.5. Observa-se que os aços com microestruturas bifásicas apresentam melhor desempenho, comparados com o mesmo aço com microestrutura recozida ou laminada.

O aço bifásico B1, comparado com o aço bifásico B2, apresenta melhor desempenho em fadiga devido ao refinamento dos grãos ferríticos e à disposição mais homogênea da fase dura. Esta ocorrência proporciona uma melhor distribuição nas tensões internas da microestrutura, durante o ciclo de cargas, reduzindo os locais críticos para a nucleação de trincas.

Com o decorrer do ensaio de fadiga ocorre um aumento na densidade de discordâncias, principalmente nos grãos ferríticos, fase dúctil. O aço laminado, por apresentar uma microestrutura bastante irregular, propicia a formação de regiões com maior concentração de discordâncias durante o ensaio de fadiga, aumentando as tensões e deformações localizadas. Estas regiões tornam-se sítios preferenciais para a nucleação de microtrincas.

A Fig.3.6 mostra a formação de grossas paredes de discordâncias, algumas células e regiões de alta densidade de discordâncias na fase ferrítica do aço laminado, evidenciando a heterogeneidade nas subestruturas de discordâncias formadas.

Nos grãos ferríticos do aço recozido observa-se que, próximo à ruptura, ocorre a formação de subestruturas predomi-

nantemente em arranjos celulares e algumas paredes de discordâncias, como pode ser observado na Fig.3.7.

A Fig.3.8 mostra a relação entre as subestruturas de discordâncias e a microdureza da fase da fase ferrítica do aço bifásico B1, durante os ensaios de fadiga. Até cerca de 3% da vida estimada em fadiga, o aumento na densidade de discordâncias, a interação destas entre si e com os contornos de grãos e o desenvolvimento de subestruturas de discordâncias emaranhadas em forma de rede, provocam endurecimento da fase ferrítica. Após 6% da vida estimada ocorre amolecimento cíclico da ferrita. Esta ocorrência está associada às subestruturas em forma de células e a densas paredes de discordâncias.

Tabela 3.4 - Propriedades mecânicas em tração

TIPOS DE MICROESTRUTURAS DO AÇO	LIMITE DE ESCOAMENTO (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

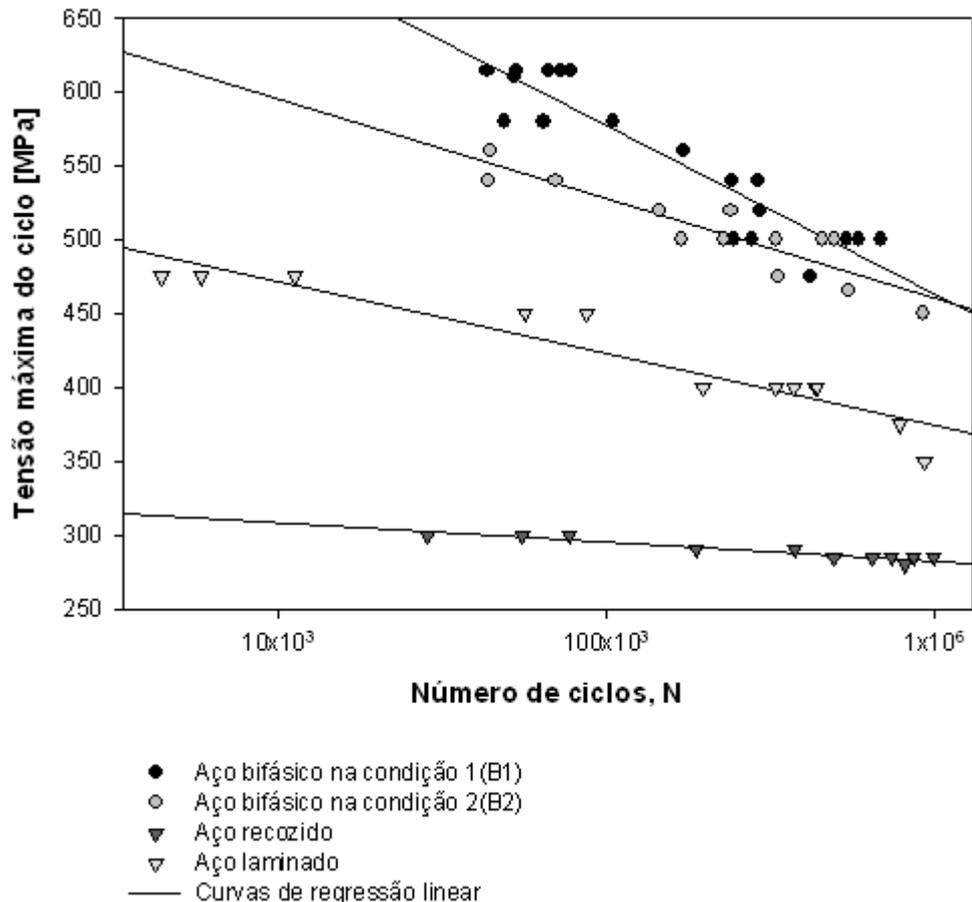


Figura 3.5 – Curva de Fadiga Para o Aço nas Diversas Condições Microestruturais Estudadas

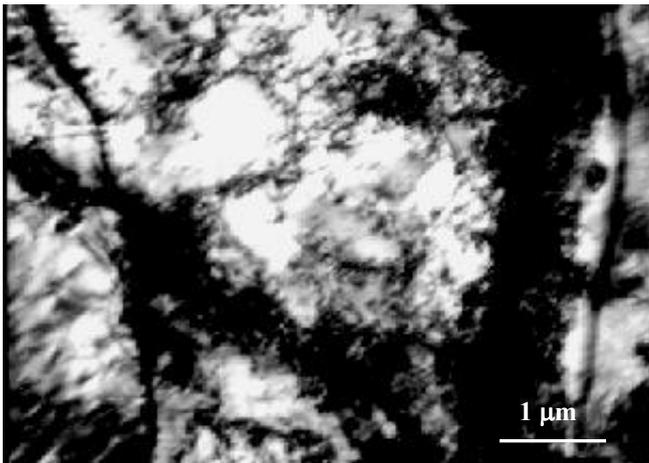


Figura 3.6 - Micrografia eletrônica (MET): mostrando as subestruturas de discordâncias formadas no interior de um grão ferrítico do aço laminado, ensaiado em fadiga.

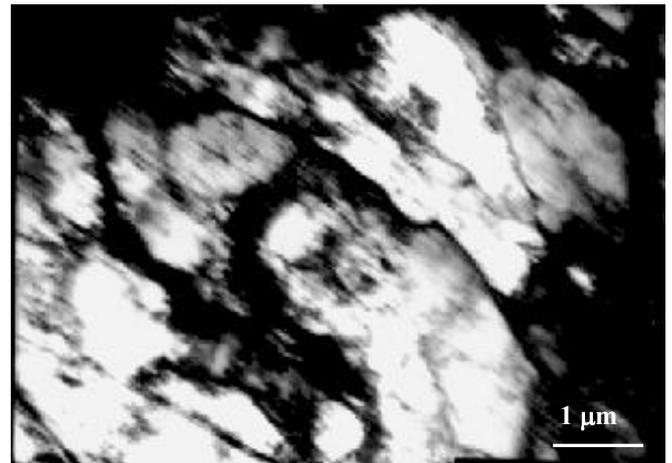


Figura 3.7 - Microscopia eletrônica (MET): mostrando as subestruturas de discordâncias com arranjo celular na ferrita do aço recozido, ensaiado

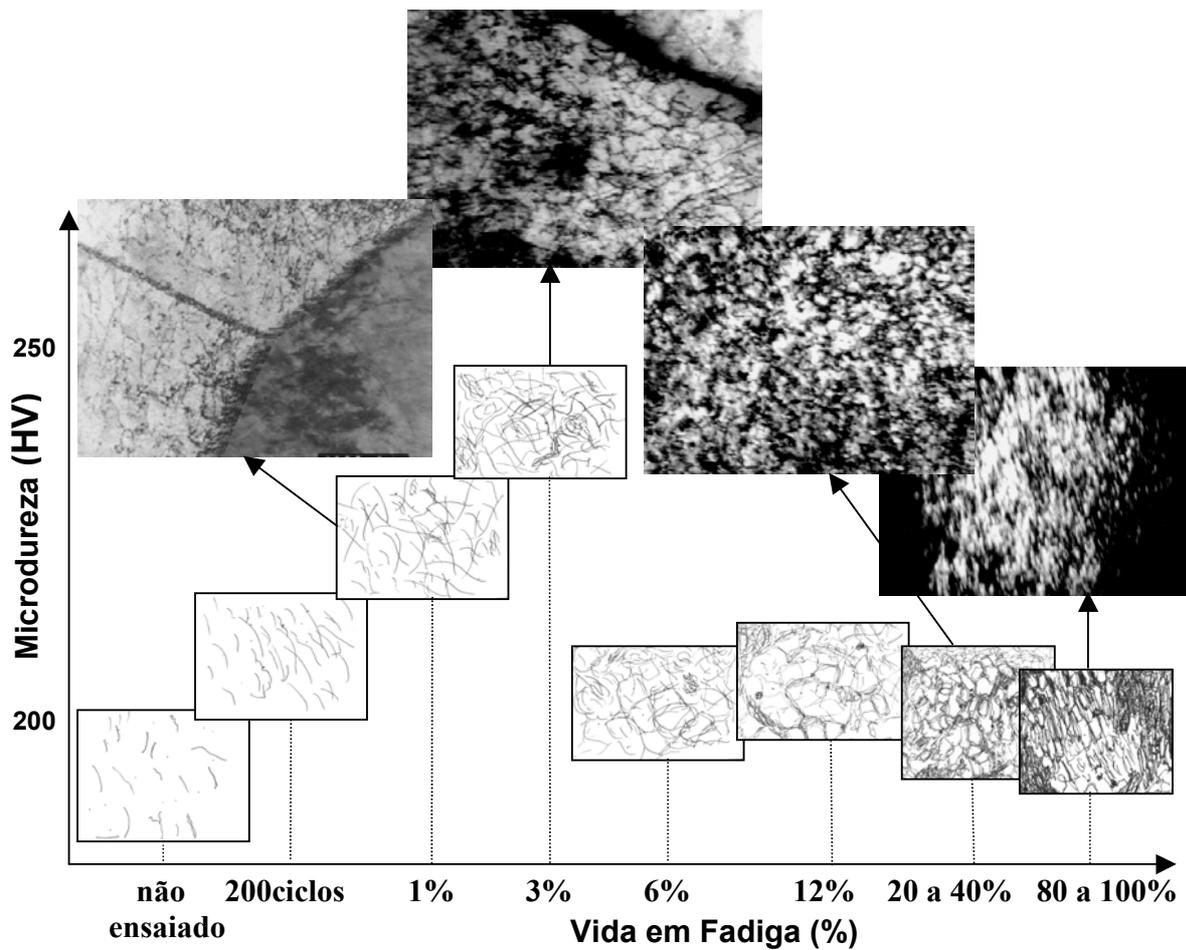


Figura 3.8 – Modelo esquemático das subestruturas de discordâncias formadas no aço bifásico B1 e a relação entre a microdureza da fase ferrítica e o número de ciclos no ensaio de fadiga.

A presença da fase martensítica restringe o movimento das discordâncias e, ao mesmo tempo, produz uma melhor distribuição da tensão entre os grãos ferríticos adjacentes. Esta combinação permite que os grãos ferríticos suportem uma densidade maior de discordâncias que os outros aços estudados. Os arranjos de discordâncias em forma de células subdividem-se em células menores, permitindo uma acomodação das discordâncias e das tensões de forma mais uniforme através dos grãos ferríticos.

As primeiras microtrincas ocasionadas pelo ensaio de fadiga são observadas, no aço bifásico B1, para cerca de 40% da vida estimada em fadiga, conforme mostra a Fig.3.9. Até atingir um número de ciclos equivalentes a 80% da vida estimada, não é observado um aumento significativo no tamanho das microtrincas. As microtrincas aparecem preferencialmente na interface ferrita-martensita. Como a fase martensítica atua como obstáculo ao movimento das discordâncias, ocorre um aumento na densidade de discordâncias e na tensão localizada na interface ferrita-martensita, tornando estes locais propícios ao aparecimento de microtrincas[16-18].

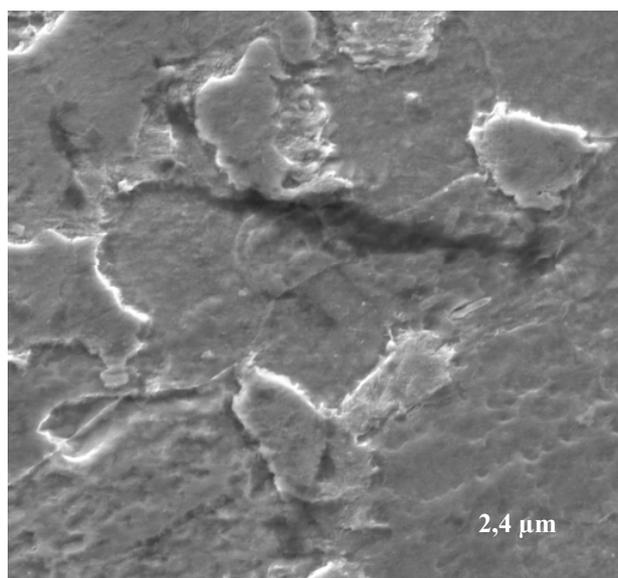


Figura 3.9 - Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), mostrando uma microtrinca na interface ferrita/martensita, no aço bifásico B1 ensaiado em fadiga até 40% da vida estimada.

4. CONCLUSÕES

O melhor desempenho nos ensaios de tração e fadiga dos aços bifásicos está associado à microestrutura bifásica. A introdução da fase martensítica, em torno de 15% da fração volumétrica, demonstra-se adequada para elevar as propriedades mecânicas do aço.

O aumento nos valores de resistência à tração e vida em fadiga do aço bifásico B1, comparado com o aço bifásico B2, está associado à redução no tamanho de grão e melhor distribuição da fase dura observada no aço B1.

A fase martensítica atua como obstáculo ao movimento das discordâncias, melhorando as propriedades mecânicas, mas

também desempenha uma função importante, redistribuindo as microtensões localizadas através dos grãos ferríticos adjacentes.

O endurecimento cíclico da fase ferrítica dos aços bifásicos, ocorridos até 3% da vida estimada, está associado ao aparecimento de bandas de deslizamento, interação das discordâncias entre si, com precipitados ou contornos de grãos, formação de emaranhados e redes de discordâncias tendendo à formação de células de discordâncias.

Após 6% da vida estimada em fadiga, para os aços bifásicos, a fase ferrítica sofreu amolecimento cíclico. Este fenômeno foi associado à formação de arranjos celulares e de grossas paredes de discordâncias.

A existência de um gradiente na densidade de discordâncias, decrescente da interface ferrita-martensita para o núcleo do grão ferrítico, gera microtensões localizadas na interface, tornando estas regiões mais susceptíveis ao aparecimento de microtrincas. As primeiras microtrincas são observadas para cerca de 40% da vida estimada e aumentam, em número, até 80% da vida estimada em fadiga.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- HAYAMI, J.; FURUKAWA, T., *Microalloying*, Vanitech, p.78-87, 1975.
- RASHID, M.S., *Technical paper preprint 760206*, Society of Automotive Engineers, 1976.
- LONGO, W.P.; MONTEIRO, S. N., *Metalurgia* 43 (1987) 406.
- NOLASCO, C.A., *Metalurgia* 39 (1983), 5.
- OWEN, W. S., *Metals Technology* (1980) 1.
- GUIMARÃES, J.R.C.; PAPALÉO, R., *Metalurgia* 37 (1981) 617.
- TAKECHI, H., *Int. J. of Vehicle Design* 11 (1990) 3.
- BAKER T.J., *Metals and Materials* (1989) 715.
- EFIMOV, A.A.; FONSHTEIN, N.M.; GOLOVANENKO, S.A.; KULESHA, U.A.; ZORINA, O.Z., *Steel in the USSR* 18 (1988) 514.
- TREJO, D.; MONTEIRO, P.; THOMAS, G., *Cement and Concrete Research* 24 (1994) 1245.
- BLECK, W.; KASPAR, R.; MUESCHENBORN, W.; RAKOSKI, F., *Stahl und Eisen* 117 (1997) 39.
- ABDALLA, A.J., *Tese de Doutorado, UNESP, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá*, Guaratinguetá, SP, 1999.
- CRIBB, W. R., RIGSBEE, J. M., *Structure and properties of dual phase steel*, TMS-AIME, Warrendale, 1979.
- ZHONGHUA, L., JIANGBVO, H., YONGAN, W., ZHENBANK, K., *Fatigue Fract. Engineering Materials Structure* 13 (1990) 229.
- SUZUKI, H., MCEVELY, A. J., *Metallurgical Transactions A* 10 A (1979) 475.
- HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S., *Int. J. Fatigue* 18 (1996) 529.
- CAI, X.L.; FENG, J.; OWEN, W.S., *Metall. Trans. A* 16 A (1985) 1405.
- ZHONGGUANG, W.; GUONAN, W.; WEI, K.; ITAICAI, H.; *Mat. Science Eng.* 91 (1987) 39.
- HIMEL, L.; GOODMAN, K.; HAWORTH, W.L., TMS-AIME, Warrendale, 1981.
- SPEICH, G.R., *Fundamentals of dual phase steels*, AIME, New York, 1981.
- LONGO, W.P.; MONTEIRO, S.N.; PAULETTO, L.B.P.S.; *Metalurgia* 41 (1985) 613.