

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

EST. DO COMP. EM FADIGA DE
AÇOS BIF. OBTIDOS A PARTIR DE
DIF. MICROEST. INICIAIS

Guaratinguetá
1993



Tese apresentada ao Curso de Pós-Graduação da Universidade Estadual Paulista - Campus de Guaratinguetá, como parte dos requisitos para obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA.

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM
FADIGA DE AÇOS BIFÁSICOS
OBTIDOS A PARTIR DE DIFERENTES
MICROESTRUTURAS INICIAIS**

VALDIR ALVES GUIMARÃES

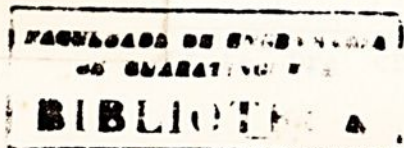
1993

T620.178.3(043)
G963e

229

229

T620.1783(043)
G963c



"ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE AÇOS BIFÁSICOS OBTIDOS

A PARTIR DE DIFERENTES MICROESTRUTURAS INICIAIS"

VALDIR ALVES GUIMARÃES

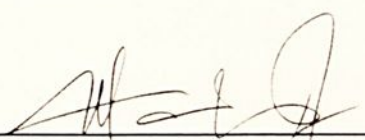
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO

TÍTULO DE "MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO

EM PROJETOS E MATERIAIS - APROVADA EM SUA FORMA FINAL

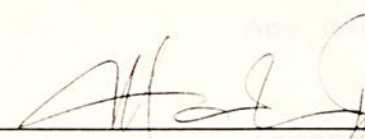
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



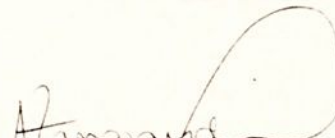
Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Orientador

Prof. Dr. TAMOTSU HIRATA
Coordenador

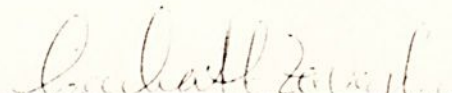
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO



Prof. Dr. AELCIO ZANGRANDI



Prof^a. Dr^a. CECILIA AMELIA DE C. ZAVAGLIA

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Jorge N. Machado pela orientação.

A todos os colegas do Departamento de Física e
Estrutura que contribuíram com o desenvolvimento deste trabalho:
Leandro, Wilson, Carlos, Luciano, Roberto, Manoel, Cidália,
Lucia, Jurema, Fernando Branco (UNB) - Suporte Técnico, Leandro,
Jorge, Miriam, Ana Paula, Regina, Scarpelli e Marcelo - Parte
Experimental.

Aos demais colegas que sempre fizeram com o incentivo e
colaboração: Adilson, Sérgio, Fagner, Marcelo, Vladimir, Marina, Bira,
Gustavo e Hamilton.

A FINECAMP pelo suporte financeiro e ao CNPq pela
concessão de bolsas de Iniciação Científica.

Aos meus pais

Israel Alves Guimarães e
Carmelita Alves Guimarães

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Tomaz M. Hashimoto pela orientação.

A todos os colegas do Departamento de Materiais e Tecnologia que contribuíram com o desenvolvimento deste trabalho: Célio, Wilson, Cardoso, Luciano, Neto, Humberto, Mané, Cidinha, Lúcia (DME), Fernando Branco (DPD) - Suporte Técnico; Leandro, Jorge, Wilson, Ana Paula, Regina, Scarpelli e Marcelo - Parte Experimental.

Aos demais colegas que nunca faltaram com o incentivo e estímulo: Aelcio, Sérgio, Kiyon, Marcelo, Vagner, Marins, Bira, Maurício e Hamilton.

A FUNDUNESP pelo suporte financeiro e ao CNPq pela concessão de bolsas de Iniciação Científica.

ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE AÇOS
BIFÁSICOS OBTIDOS A PARTIR DE DIFERENTES
MICROESTRUTURAS INICIAIS

VALDIR ALVES GUIMARÃES

RESUMO

O presente trabalho consistiu no estudo das propriedades de fadiga e no processamento de uma nova classe de aços desenvolvida recentemente, conhecida como Aços Bifásicos, de grande interesse em indústrias de tubos, arames e automóveis.

Neste trabalho foram produzidas uma série de microestruturas bifásicas, constituídas basicamente de ferrita e martensita, a partir de um aço de baixo carbono, tipo ABNT 1010, onde procurou-se esboçar as várias formas de comportamento em fadiga, associada com a microestrutura anterior ao tratamento térmico intercrítico.

A análise das microestruturas bifásicas, permitiu verificar que as diferenças situaram-se na morfologia e fração volumétrica da martensita, e o parâmetro controlador das variações do volume de martensita obtido foi a velocidade de transformação da austenita na região intercrítica entre as diversas microestruturas iniciais estudadas. Os resultados mostraram que, para fadiga de baixo ciclo, as várias microestruturas bifásicas com diferentes morfologias não influenciaram no comportamento em fadiga. No caso de fadiga de alto ciclo, a microestrutura obtida pelo tratamento térmico TR, com microestrutura inicial esferoidizada, apresentou melhor comportamento em fadiga.

FATIGUE BEHAVIOUR STUDY OF DUAL-PHASE STEELS
OBTAINED FROM DIFFERENT STARTING
MICROSTRUCTURES

VALDIR ALVES GUIMARÃES

ABSTRACT

The present work consisted in a fatigue properties study and in processing of steel new class recently desenvolved, known by dual-phase steels, with large interest in pipes, wires and automobilistics industries.

In this work was produced a series of dual-phase microstructures, composed basically by ferrite and martensite, from low-carbon steel, type ABNT 1010, where looked for to outline several fatigue behaviour ways, associated with the microstructure previous the intercritical heat treatment.

The dual-phase microstructure analyses, allowed to verify that the differences was in martensite morphology and volumetric fraction, and the control parameter for martensite volumetric changes obtained was the austenite transformation velocity in intercritical region between several starting microstructures studied. The results showed that, for low-cycle fatigue, the several dual-phase microstructures with differents morphologies don't influenced in the fatigue behaviour. In the high-cycle fatigue situation, the microstructure obtained by heat treatment TR, with starting spheroidal microstructure showed a better fatigue behaviour.



ÍNDICE

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO.....	1
1.1 - Considerações Gerais.....	1
1.2 - Objetivos.....	4
CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 - Aspectos Gerais.....	5
2.2 - Transformação da Fase Austenítica.....	7
2.3 - Tratamentos térmicos Inter-críticos.....	12
2.4 - Propriedades Mecânicas de Aços Bifásicos.....	18
2.5 - Encruamento de Aços Bifásicos.....	22
2.6 - Estrutura de Discordâncias.....	27
2.7 - Fenômeno da Fadiga.....	30
2.7.1 - Nucleação de Trincas e Formação de Bandas de Escorregamento sob Solicitações Cíclicas.....	32
2.7.2 - Propagação de Trincas em Aços Bifásicos..	34
CAPÍTULO 3 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	37
3.1 - Material.....	37
3.2 - Corpos de Prova.....	37
3.3 - Tratamentos Térmicos.....	39
3.4 - Análise por Microscopia ótica.....	41
3.5 - Ensaio de Tração.....	42
3.6 - Ensaio de Fadiga.....	42
3.7 - Superfície de Fadiga.....	43

CAPÍTULO 4 - RESULTADOS.....	44
4.1 - Microestruturas.....	44
4.2 - Propriedades de Tração.....	51
4.3 - Propriedades de Fadiga.....	52
4.5 - Análise da Superfície de Fadiga.....	61
CAPÍTULO 5 - DISCUSSÕES.....	75
5.1 - Aspectos Microestruturais.....	75
5.2 - Resultados de Tração Estática.....	81
5.3 - Resultados de Fadiga.....	82
CAPÍTULO 6 - CONCLUSÕES e SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	86
6.1 - Conclusões.....	87
6.2 - Sugestões Para Trabalhos futuros.....	89
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	90

ÍNDICE DAS FIGURAS

- Figura 2.1 - Cinética de formação de austenita em uma série de aços submetidos a têmpera intercrítica a partir de 725°C.....8
- Figura 2.2 - Formação de austenita durante recozimento intercrítico de microestrutura ferrítica - perlítica: (a) microestrutura inicial ferrita - perlita; (b) esferoidização das partículas de cementita e crescimento das partículas localizadas nos contornos ferrita - ferrita; (c) nucleação de austenita nas partículas de cementita localizadas nos contornos ferrita - ferrita; (d) nucleação de austenita sobre as partículas de cementita e sobre as colônias esferoidizadas de perlita com crescimento de austenita nos contornos ferrita - ferrita [33].....11
- Figura 2.3 - tratamentos térmicos intercríticos.....13
- Figura 2.4 - Esquema Representativo da Regra da Balança na zona Intercrítica.....14
- Figura 2.5 - Representação esquemática dos vários tipos de tratamentos térmicos realizados por Xue Ling e Colaboradores[39].....17
- Figura 2.6 - Tensão máxima de resistência a tração em função da fração volumétrica da martensita [47].....19

Figura 2.7 - Alongamento total em função da fração volumétrica da martensita [47].....	20
Figura 2.8 - Alongamento total em função da tensão máxima de resistência a tração [47].....	21
Figura 2.9 - Taxa de encruamento em função da tensão real para diversas microestruturas estudadas por Nagorka e colaboradores[40].....	26
Figura 2.10 - Mecanismo de deformação dos cristais.....	33
Figura 3.1 - Corpo de prova utilizados nos ensaios de fadiga por flexão plana alternada simétrica.....	38
Figura 3.2 - Corpos de prova utilizados nos ensaios de tração estática.....	38
Figura 4.1 - Microestrutura do aço no estado como fornecido, apresentando grãos de perlita e ferrita;.....	47
Figura 4.2 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TS, mostrando matriz contínua de martensita envolvendo grãos de ferrita;.....	48
Figura 4.3 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TD, apresentando matriz contínua de ferrita envolvendo ilhas de martensita.....	48

Figura 4.4 - Microestrutura obtida por têmpera convencional em água gelada a partir de 950� C , apresentando uma estrutura martensítica.....	49
Figura 4.5 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TM, nucleadas a partir da microestrutura apresentada na figura 4.4.....	49
Figura 4.6 - Microestrutura obtida por têmpera convencional em água gelada a partir de 950� C , e revenida por 2 horas a 700� C, apresentando forma�o de partículas esferoidizadas.....	50
Figura 4.7 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TR, apresentando tendência de forma�o de matriz martensítica contínua.....	50
Figura 4.8 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TDR, nucleada a partir de uma microestrutura bifásica com matriz ferrítica contínua.....	51
Figura 4.9 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido ao tratamento térmico TS.....	56
Figura 4.10 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido ao tratamento térmico TD.....	57
Figura 4.11 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido ao tratamento térmico TM.....	58

- Figura 4.12 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido ao tratamento térmico TR.....59
- Figura 4.13 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido ao tratamento térmico TDR.....60
- Figura 4.14 - Impressões de microdureza vickers realizadas na superfície do corpo de prova com microestrutura TS antes de ser submetida a solicitação cíclica...62
- Figura 4.15 - Impressões de microdureza vickers realizadas na superfície do corpo de prova com microestrutura TS, após ter sido submetido a tensão cíclica de 310 MPa: a) após 5 ciclos. b) após 10 ciclos...63
- Figura 4.16 - Impressões de microdureza vickers realizadas na superfície do corpo de prova com microestrutura TS, após ter sido submetido a tensão cíclica de 310 MPa: a) após 40 ciclos. b) após 1000 ciclos...64
- Figura 4.17 - Micrografias mostrando bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS ,sob tensão de 310 MPa.a) surgimento das primeiras bandas de deslizamento após 3000 ciclos; (b) aumento da densidade de bandas após 5000 ciclos.....65

- Figura 4.18 - Micrografias mostrando microtrincas nos grãos de ferrita na condição TS, sob tensão de 310 MPa: (a) surgimento das primeiras microtrincas após 6000 ciclos; (b) surgimento de microtrinca com aumento da densidade de bandas após 7000 ciclos.....66
- Figura 4.19 - Micrografias mostrando bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TM ,sob tensão de 310 MPa. Surgimento das primeiras bandas de deslizamento após 8000 ciclos.....67
- Figura 4.20 - Micrografias mostrando microtrincas condição TM, sob tensão de 310 MPa após 20000 ciclos...68
- Figura 4.21 - Micrografias mostrando bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TR ,sob tensão de 310 MPa.(a) surgimento das primeiras bandas de deslizamento após 5000 ciclos; (b) após 10000 ciclos.....69
- Figura 4.22 - Micrografias mostrando microtrincas na condição TR, sob tensão de 310 MPa após 20000 ciclos.....70
- Figura 4.23 - Micrografias mostrando bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TDR ,sob tensão de 310 MPa. Surgimento das primeiras bandas de deslizamento (a)após 3000 ciclos. (b)após 50000 ciclos.....71

Figura 4.24 - Micrografias mostrando microtrincas na condição TDR, sob tensão de 310 MPa após 20000 ciclos.....72

Figura 4.25 - Micrografia mostrando microestrutura TD, após 20000 ciclos sob tensão de 310 MPa. Ausência de bandas de deslizamento.....72

Figura 4.26 - Micrografias mostrando bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD, sob tensão de 310 MPa. (a) surgimento das primeiras bandas de deslizamento após 30.000 ciclos; (b) aumento da densidade de bandas após 120.000 ciclos...73

Figura 4.27 - Micrografia de microtrincas na condição TD, sob tensão de 310 MPa após 180.000 ciclos.....74

Figura 5.1 - Cinética de formação de austenita em um aço submetido a têmpera intercrítica com diversas microestruturas iniciais [39].....79

Figura 5.2 - Superposição das curvas obtidas pelos ensaios de fadiga para as diversas microestruturas bifásicas..83

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

A partir da crise energética que assolou o mundo na década de 70 com a elevação do preço do petróleo, foi necessário, principalmente à indústria automobilística, modificar a sua filosofia de produção, com a necessidade principal de redução de consumo dos veículos. Desde então, a medida inicial adotada foi a adequação dos projetos buscando redução de peso, maior eficiência dos motores e, mais recentemente, a realização de estudos apurados de aerodinâmica[1].

Os automóveis produzidos na década de 80 apresentaram notável redução de peso passando de uma média de 1900 para 1200 kg. Esta redução se deu, principalmente, devido a primeira e mais óbvia medida, que foi a redução do tamanho dos veículos, procurando, ao mesmo tempo melhor utilização do espaço. A segunda alternativa foi a substituição de materiais que estavam em uso, por outros menos densos, tais como plásticos e alumínio. No final da década de 70 as quantidades de alumínio e plástico tiveram um aumento de 40 e 82 % em peso, respectivamente por veículo. Uma terceira alternativa foi o desenvolvimento de novas composições químicas para os aços de modo que fossem melhoradas as suas características mecânicas [2].

Naquela época tinha-se claro que o aumento do teor de carbono representava um método fácil e de baixo custo para provocar o aumento da resistência mecânica, embora provocasse uma diminuição da conformabilidade do material. Mais tarde as

pesquisas mostraram que com um controle cuidadoso da saída do laminador, e pelo resfriamento adequado por jateamento de água, um aumento significativo na resistência poderia ser obtido em aços de baixo carbono. Estes desenvolvimentos realizados nos Estados Unidos iniciaram o desenvolvimento de aços de alta resistência com baixo carbono, procurando, deste modo, melhorar a conformabilidade e a soldabilidade do material. Apesar destes aços apresentarem melhorias em suas características mecânicas, as propriedades necessárias para a produção de chapas para automóveis não foram totalmente satisfeitas apenas pela redução do teor de carbono e pelo resfriamento rápido. Em seguida começaram a ser produzidos aços de alta resistência e baixa liga através de pequenas adições de V, Nb e Ti que foram utilizadas para contribuírem com a resistência através do refino de grão e do endurecimento por precipitação.

A partir de 1980 pode-se notar que estes aços tiveram uma grande contribuição na redução de peso dos automóveis. Cerca de 30% das partes da construção total, excluindo o para choque e o chassi, foram produzidos por aços ARBL resultando em uma redução de 13% em peso com relação ao original.

Em adição a estas famílias de aços discutidas, mais recentemente, foram introduzidos os aços bifásicos, que apresentam uma microestrutura constituída basicamente por ferrita e martensita e se caracterizam por apresentarem resistência mecânica comparável com os aços ARBL e grande conformabilidade. Sua microestrutura é descrita como constituída de partículas duras de martensita dispersas em uma matriz dútil de ferrita. Todavia, na prática, as possíveis microestruturas encontradas nos aços bifásicos são significativamente mais complexas, podendo conter também bainita, austenita e perlita, dependendo da composição do



aço e das condições de processamento[3,4,5]. Com o surgimento deste novo material, a indústria automobilística tem conseguido vantagens apreciáveis em comparação aos aços utilizados anteriormente. Os aços bifásicos, com a característica de poder desenvolver elevada tensão após pequena deformação plástica, proporcionou uma redução de até 30 % na espessura das chapas utilizadas em alguns componentes dos automóveis [6]. Isto só foi possível devido a característica do aço bifásico de conseguir aliar propriedades antagônicas, apresentando alta resistência a tração, baixa tensão de escoamento e alta ductilidade. Estas características faz tornar o material atrativo, não apenas para a indústria automobilística, mas também para a indústria de tubos, arames e para a fabricação de todos os componentes que envolvem processos de deformação a frio.

A obtenção dos aços bifásicos, normalmente é limitada pelas instalações disponíveis para o processamento. É importante, também, fazer a distinção do processo para obtenção de pequenas peças e do processo industrial para obtenção de chapas. A obtenção de pequenos componentes com microestrutura bifásica pode ser realizado através de tratamentos térmicos apropriados utilizando fornos. O processo de obtenção de chapas normalmente é desenvolvido pela indústria siderúrgica com a intenção de fornecer o material pronto para ser utilizado pela indústria de transformação. A indústria japonesa, que dispõe de tecnologia mais moderna de controle de processamento produz aços bifásicos por laminação a quente a partir de aços carbono com baixos teores de elementos de liga. No Brasil o estudo dos aços bifásicos está ainda restrito a trabalhos de pesquisa realizados em laboratórios, onde podemos notar, nos últimos anos, um aumento do número de pesquisadores interessados no desenvolvimento do material e a



publicação de diversas teses em nível de mestrado e doutorado sobre o assunto [7,8,9,10,11].

Normalmente o comportamento em serviço dos materiais, depende de inúmeros fatores, quase todos intimamente relacionados com as suas microestruturas. O rumo das investigações para o aperfeiçoamento da qualidade dos materiais, principalmente dos aços bifásicos, é no sentido do seu processamento, que só será conseguido através de um contínuo esforço de pesquisa e desenvolvimento. No texto que se segue serão apresentados os seguintes itens: a) revisão bibliográfica que contém uma descrição geral sobre o aço bifásico, suas propriedades mecânicas, formas de obtenção e descrição do mecanismo de nucleação da fase austenítica na zona intercrítica; b) descrição das técnicas experimentais utilizadas; c) discussão dos resultados que correlaciona as diversas microestruturas com o comportamento em fadiga e d) conclusões obtidas pelo trabalho.

1.2 OBJETIVOS

O objetivo do presente trabalho é o de estudar as várias formas de comportamento em fadiga dos aços bifásicos, obtidos a partir de diferentes microestruturas iniciais, associado com o seu processamento e enfatizando a vida do material até a fratura. Com relação ao aspecto tecnológico este trabalho procura trazer uma contribuição para a otimização do material para a máxima resistência à fadiga, colaborando também com um dos aspectos de maior importância para o desenvolvimento destes aços no país, que é o seu processamento.



CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ASPECTOS GERAIS

Os aços bifásicos podem ser considerados como uma nova classe de aços de alta resistência e baixa liga que têm como característica principal, a presença de duas fases constituídas de ferrita e martensita.

O desenvolvimento tecnológico destes aços obteve grande impulso a partir de 1977 com as publicações de Hayami e Furukawa[12] e de Rashid[13] que verificaram que o tratamento térmico intercrítico provoca redução na tensão de escoamento do material e aumenta a ductilidade, sem alterar a resistência mecânica. Todavia, a concepção do desenvolvimento de aços especiais pela combinação de ferrita e martensita já havia sido descrita por Cairns e Charles[14] por volta de 1967, sendo que em 1968 foi registrada uma patente sobre aços bifásicos nos Estados Unidos[15]. Mais próximos da concepção atual, Fischmeister e colaboradores[16] descreveram, em 1973, o comportamento de aços bifásicos obtidos por tratamentos intercríticos, enfatizando algumas de suas características mais marcantes como a influência da quantidade de martensita sobre a resistência mecânica e o rápido encruamento observado no início do escoamento. Apenas em 1977 Hayami e Furukawa[12] publicaram uma descrição detalhada sobre a composição química, microestruturas, propriedades mecânicas e conformabilidade dos aços bifásicos. Eles mostraram que estes aços apresentam conformabilidade suficiente para serem estampados e que a resistência mecânica desejada poderia ser encontrada no produto final.



encontrada no produto final.

Ocorreram ainda, paralelamente, diversos desenvolvimentos desenvolvidos por Bailey[17,18,19], e mais tarde auxiliados por Stevenson[20] e Stevenson e Thomas[21], que descreveram uma família de aços com microestruturas bifásicas que apresentavam conformabilidade moderada com excelente resistência mecânica sendo que uma resistência adicional poderia ser obtida após a estampagem. Os trabalhos publicados [12,13] geraram estudos intensos com a intenção de melhor entendimento e aperfeiçoamento destes aços. Estas pesquisas foram responsáveis pela promoção de três simpósios sobre aços bifásicos entre os anos de 1977 e 1981 [22,23,24].

As pesquisas que se seguiram, foram no sentido de desenvolver o processamento dos aços bifásicos em escala industrial a fim de possibilitar a sua utilização pela indústria de transformação. Os aços produzidos no Japão foram de dois tipos: aços a base de Mn e Si descritos por Hayami e Furukawa[25] e aços de Mn-Si-P descritos por Nakaoka e colaboradores [26]. Na indústria japonesa nota-se a predominância de baixos níveis de elementos de liga nas composições químicas dos aços. Isto só é possível devido a existência de modernas técnicas para o processamento. Todavia, também são produzidos aços com adições de Cr e Ti. As composições dos aços desenvolvidos pelas companhias norte-americanas contém adições de elementos de liga para produzir um endurecimento das microestruturas de austenita e melhorar a temperabilidade [2].

Na Europa a utilização dos aços bifásicos é bastante discreta, notando-se a tendência para formulações utilizadas nos Estados Unidos.

A evolução dos aços bifásicos continuou em ritmo acelerado na década passada onde pode-se notar um aumento significativo de pesquisadores trabalhando no desenvolvimento do material e pode ser verificado, também, aumento significativo no volume de publicações. Nestas pesquisas foram abordados diversos aspectos, sendo que a maior tendência foi no sentido de estabelecer o efeito das adições de elementos de liga e as relações com as propriedades mecânicas [26,27,28]. A importância da adição de elementos de liga é no sentido de melhorar a temperabilidade, facilitando a formação de martensita durante o tratamento térmico. Este efeito possibilita o processamento contínuo do aço na saída do laminador, onde a chapa em sua dimensão final, é aquecida entre A1 e A3 e resfriada controladamente para a obtenção da microestrutura desejada.

2.2 TRANSFORMAÇÃO DA FASE AUSTENÍTICA

A formação da fase austenítica é uma ocorrência inevitável durante os tratamentos térmicos dos aços, sendo que, no caso dos aços bifásicos, a cinética da formação da austenita irá determinar a natureza dos produtos de transformação, representando, portanto, um fator importante na formação da microestrutura.

A formação da austenita, na temperatura intercrítica, ocorre inicialmente, de forma quase instantânea na perlita ou nas interfaces das partículas de cementita, seguido de crescimento muito rápido. Em seguida, ocorre o crescimento mais lento da austenita na ferrita em uma taxa controlada pela difusão de carbono, e finalmente, um equilíbrio muito lento de ferrita e austenita controlado basicamente pela difusão de manganês na austenita.

carbono, e finalmente, um equilíbrio muito lento de ferrita e austenita controlado basicamente pela difusão de manganês na austenita[29].

Garcia e DeArdo [30] descreveram a formação da austenita em diversas condições microestruturais em uma série de aços contendo 1,5% de Mn. Na figura 2.1 são mostradas as curvas de reação isotérmica para a formação de austenita em quatro aços estudados a uma temperatura de 725°C. Naquele trabalho foram verificados dois pontos de grande importância: em primeiro lugar foi o longo tempo necessário para se obter a máxima fração volumétrica da austenita; em segundo lugar, o tempo para obtenção deste máximo foi aproximadamente o mesmo para todos os aços, isto é, foram consumidos cerca de 400 minutos para se atingir o máximo de austenita, em cada aço, independente da fração volumétrica formada.

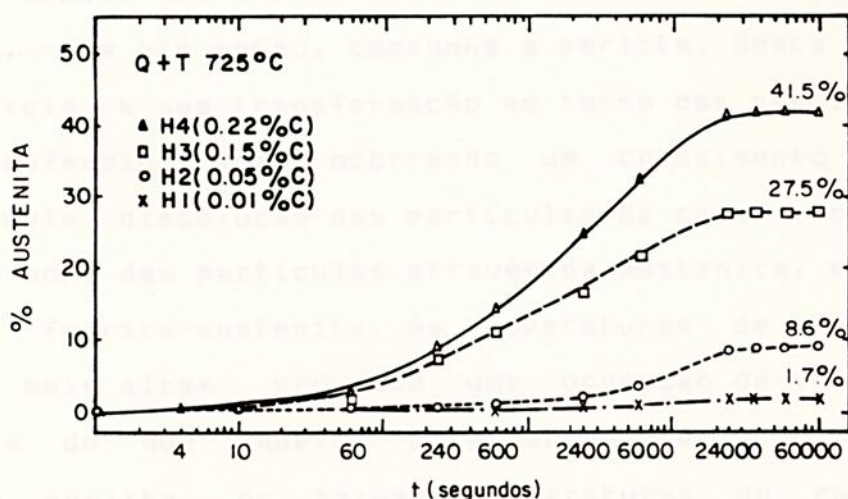


Figura 2.1 - Cinética de formação de austenita em uma série de aços submetidos a têmpera intercrítica a partir de 725°C.

Os resultados obtidos por Souza e colaboradores[31] foram similares aos observados por Garcia e DeArdo e por Speich e colaboradores, embora a máxima fração volumétrica da austenita (aproximadamente 35%) tenha sido alcançada mais rapidamente que a observada por Speich (3600 segundos) ou por Garcia e DeArdo (400 minutos a 725°C). No trabalho de Souza e colaboradores, o tempo para se estabelecer o equilíbrio de fases foi em torno de 600 segundos. O autor atribui esta diferença a variações nas microestruturas iniciais utilizadas em cada trabalho, uma vez que a cinética do processo de nucleação e crescimento da austenita é sensível à microestrutura [32].

O trabalho de Yang e colaboradores[33] mostra, esquematicamente, na figura 2.2, os estágios da formação da austenita a baixas temperaturas de recozimento intercrítico, de amostras com microestruturas ferrítica - perlítica normalizadas. Este trabalho indica que o processo se inicia pela esferoidização da cementita, que até então, compunha a perlita. Desta forma, a austenita inicia a sua transformação em torno das partículas de carbonetos esferoidizados, ocorrendo um crescimento inicial, acompanhado pela dissolução das partículas de carbonetos e pela difusão do carbono das partículas através da austenita, em direção à interface ferrita-austenita. As temperaturas de recozimento intercrítico mais altas provocam uma ocupação de volume maior de austenita do que aquelas originariamente ocupadas pelas colônias de perlita. As baixas temperaturas de recozimento intercrítico (logo acima de A_{c1}), irão propiciar uma menor fração volumétrica e a esferoidização resultará em uma distribuição fina da austenita. Deste modo, pode-se proporcionar um acesso viável para a produção de dispersões finas de martensita, que produzirão boas combinações de resistência e ductilidade nos aços



bifásicos [34,35].

O trabalho de Garcia e DeArdo[30] deixou claro que a nucleação de austenita, a partir de uma microestrutura ferrítica - perlítica, ocorre preferencialmente na interface entre a ferrita e a cementita. Este trabalho sugere ainda que, durante o primeiro estágio, ocorre a nucleação de austenita, preferencialmente, nos contornos dos grãos de perlita e em regiões bandeadas onde há espaços interlamelares muito pequenos, explicando a alta velocidade de transformação em curtos períodos de tempo. No segundo estágio, a cementita lamelar começa a se esferoidizar e o carbono das partículas de Fe_3C começa a se difundir em direção ao crescimento da austenita. Neste estágio, a taxa de crescimento da austenita diminui com o aumento da distância que os átomos de carbono deverão percorrer para completar a difusão. Qualquer crescimento subsequente da austenita, no terceiro estágio, ocorrerá na matriz ferrítica com uma taxa muito pequena de crescimento.

Os estudos de Agren [36] estabeleceu uma expressão matemática para a constante de difusão de carbono no sistema Fe-C para o equilíbrio entre ferrita e austenita. Estes estudos de programas computacionais foram capazes de simular as transformações de $\alpha + \gamma$ durante os tratamentos térmicos de aços bifásicos [36,37]. Para a formação da austenita, durante o recozimento intercrítico os estágios previstos por Speich e colaboradores[29] foram verificados e os cálculos mostraram, também, as transições entre um e outro estágio. Estes cálculos forneceram informações detalhadas sobre a previsão de enriquecimento da austenita pelo manganês e o seu papel na formação indesejável de austenita retida durante o resfriamento.



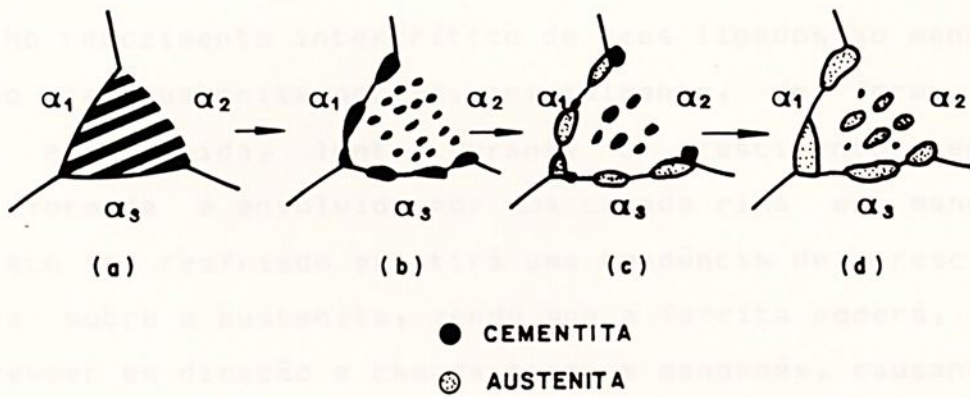


Figura 2.2 - Formação de austenita durante recozimento intercrítico de microestrutura ferrítica - perlítica: (a) microestrutura inicial ferrita - perlítica; (b) esferoidização das partículas de cementita e crescimento das partículas localizadas nos contornos ferrita - ferrita; (c) nucleação de austenita nas partículas de cementita localizadas nos contornos ferrita - ferrita; (d) nucleação de austenita sobre as partículas de cementita e sobre as colônias esferoidizadas de perlita com crescimento de austenita nos contornos ferrita - ferrita [33].



Estes pacotes de programas podem ser utilizados para o cálculo da variação da fração volumétrica da austenita com o tempo de recozimento intercrítico e com a taxa de resfriamento. Podem ser utilizados, também, para prever o resultado de qualquer temperatura do ciclo de tratamento térmico.

No recozimento intercrítico de aços ligados ao manganês, a formação da austenita ocorre, inicialmente, de forma muito rápida e, em seguida, lenta. Durante o crescimento lento a austenita formada é envolvida por uma camada rica em manganês. Quando o aço for resfriado existirá uma tendência de crescimento da ferrita sobre a austenita, sendo que a ferrita poderá, desta forma, crescer em direção a camada rica em manganês, causando uma desestabilização da austenita. Esta camada externa da austenita, rica em manganês, pode permanecer por um longo tempo ou ficar retida durante o resfriamento, provocando a formação de austenita retida como produto de transformação do tratamento térmico [33]. Este tipo de microestrutura pode ser encontrado em aços bifásicos obtidos por recozimento intercrítico e resfriados lentamente [29].

2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS INTERCRÍTICOS

Os primeiros trabalhos que pesquisaram a têmpera dentro da zona crítica, apresentaram como objetivo, apenas o caráter didático e constituíram-se como um auxiliar para o estudo da transformação da fase austenítica, que é iniciada nesta faixa de temperatura. Somente na década de 70 foi descoberta a grande importância deste tipo de tratamento térmico.



Os tratamentos térmicos intercríticos mais comuns podem ser divididos em dois grupos, esquematizados pela figura 2.3: o primeiro tratamento consiste no aquecimento do aço até a zona intercrítica e permanência nesta temperatura até o estabelecimento do equilíbrio, seguido de têmpera; o segundo tratamento consiste no aquecimento do aço até a temperatura de austenitização, resfriamento até a zona intercrítica e permanência nesta temperatura até o estabelecimento do equilíbrio, seguido de têmpera.

As diferenças microestruturais observadas entre estes dois tratamentos térmicos situam-se na morfologia da martensita. Com o primeiro tratamento térmico obtém-se uma microestrutura constituída de uma rede de martensita envolvendo ferrita, e com o segundo tratamento térmico obtém-se uma rede de ferrita envolvendo martensita [38].

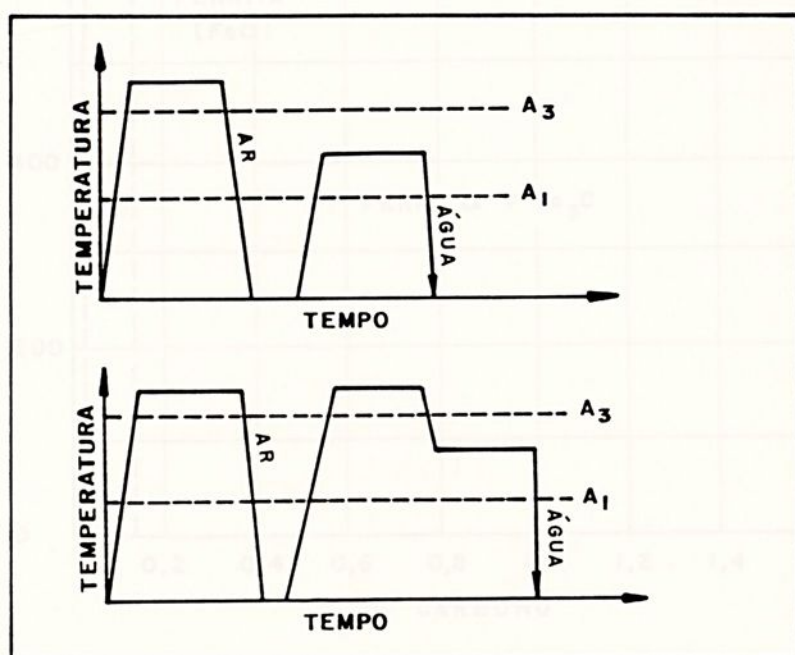


Figura 2.3 - tratamentos térmicos intercríticos

Com estes tipos de tratamentos térmicos pode-se obter, ainda, através da variação da temperatura de tratamento intercrítico, variações na fração volumétrica da martensita. Este mecanismo pode ser mostrado facilmente pela regra da balança na zona intercrítica esquematizado pela figura 2.4.

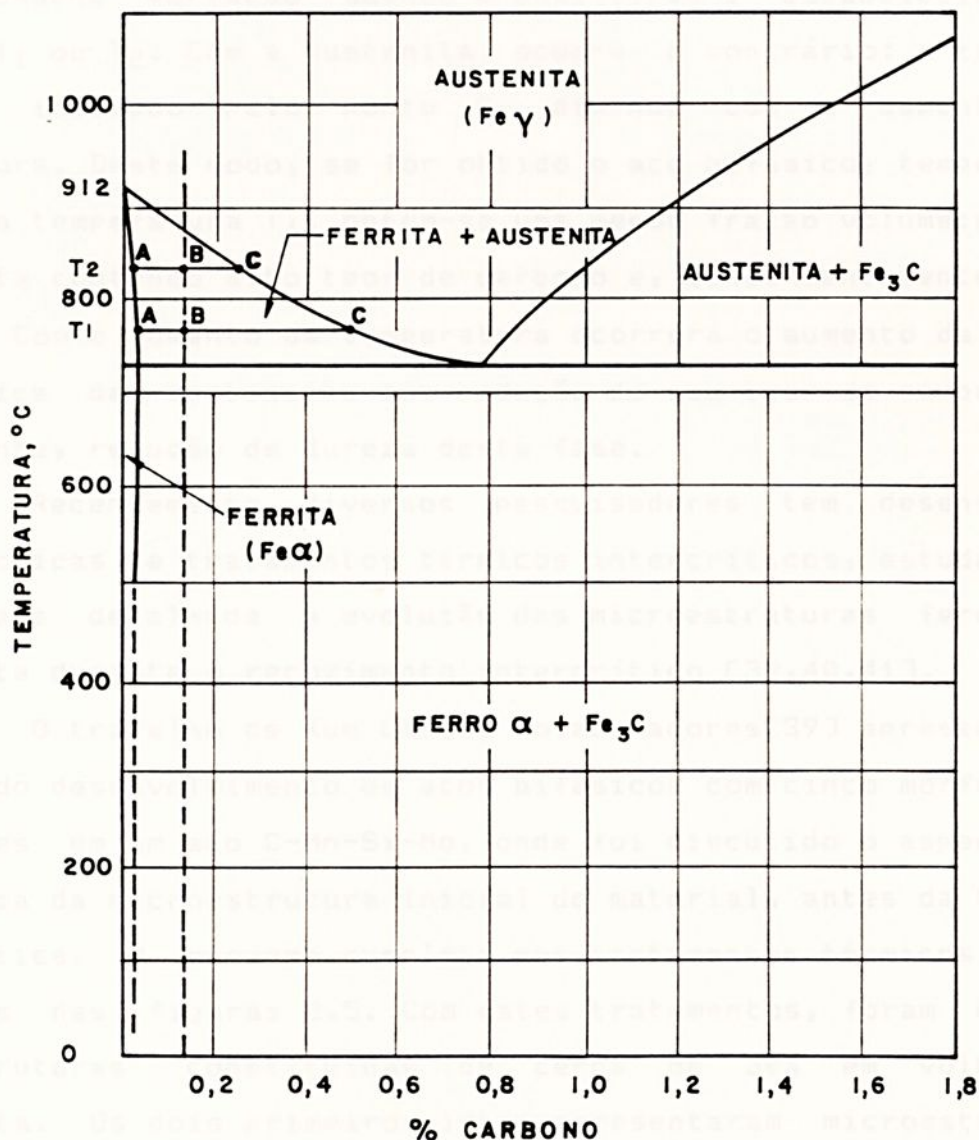


Figura 2.4 - Esquema Representativo da Regra da Balança na zona Intercrítica.



Segundo este esquema, a fração volumétrica da austenita é obtida pela relação $F.V.\% = AB/AC$. Com o aumento da temperatura de recozimento haverá uma diminuição mais acentuada do braço AC, indicando o aumento da fração volumétrica da austenita com o aumento da temperatura. Ainda no mesmo esquema, pode-se verificar que o teor de carbono da ferrita, dado pelo ponto A, sofre pequena variação quando o equilíbrio é estabelecido nos pontos T_1 ou T_2 . Com a austenita, ocorre o contrário: o teor de carbono indicado pelo ponto C, diminui com o aumento da temperatura. Deste modo, se for obtido o aço bifásico, temperado a partir da temperatura T_1 , obtem-se uma menor fração volumétrica da martensita contendo alto teor de carbono e, conseqüentemente, alta dureza. Com o aumento da temperatura ocorrerá o aumento da fração volumétrica da martensita com redução do seu teor de carbono e, conseqüente, redução de dureza desta fase.

Recentemente diversos pesquisadores tem desenvolvido novas técnicas de tratamentos térmicos intercríticos, estudando de forma mais detalhada a evolução das microestruturas ferrita - martensita durante o recozimento intercrítico [39,40,41].

O trabalho de Xue Ling e colaboradores[39] apresentou um estudo do desenvolvimento de aços bifásicos com cinco morfologias diferentes em um aço C-Mn-Si-Mo, onde foi discutido o aspecto da influência da microestrutura inicial do material, antes da têmpera intercrítica. O esquema completo dos tratamentos térmicos estão mostrados nas figuras 2.5. Com estes tratamentos, foram obtidas microestruturas constituídas de cerca de 30% em volume de martensita. Os dois primeiros lotes apresentaram microestruturas ferrítica - perlítica antes de ser submetido ao processo de recozimento intercrítico, (séries A e B). O lote seguinte denominado série C apresentou microestrutura inicial



martensítica. Do mesmo modo, o tratamento térmico esquematizado para a série D, apresentou como microestrutura inicial cementita esferoidizada e, finalmente, na série E, a têmpera intercrítica foi realizada a partir da microestrutura austenítica. Nesta publicação, Xue ling e colaboradores abordaram principalmente os mecanismos de nucleação da austenita no recozimento intercrítico para as diversas microestruturas bifásicas. Em um trabalho posterior [42] foram discutidas, de forma mais detalhada, as microestruturas obtidas por estes tratamentos térmicos. A microestrutura obtida pela série A foi uma combinação de ferrita e martensita bandeada devido a ausência de homogeneização antes do tratamento térmico. Com o tratamento térmico B foi obtida uma matriz martensítica contínua circundando grãos equiaxiais de ferrita. A microestrutura C foi uma mistura de fibras finas de ferrita e martensita. A microestrutura D foi uma mistura de fibras grosseiras contendo pequenas partículas de cementita não dissolvidas. A microestrutura obtida pelo tratamento térmico E foi uma dispersão de ilhas de martensita em uma matriz ferrítica contínua. As microestruturas obtidas nas séries C apresentaram melhores combinações de resistência e ductilidade.



Figura 2.3 - Representação esquemática dos vários tipos de tratamentos térmicos realizados por Xue Ling e colaboradores[42].

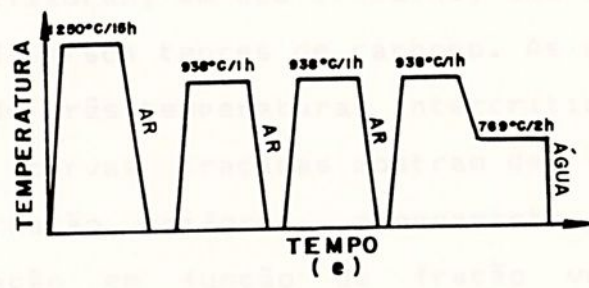
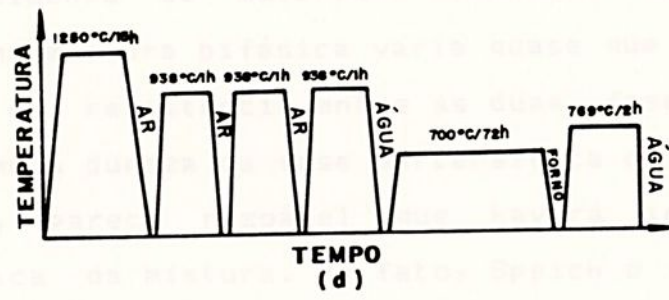
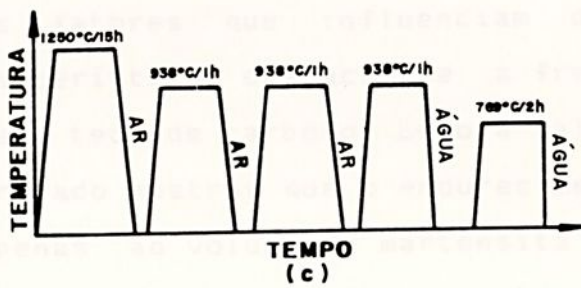
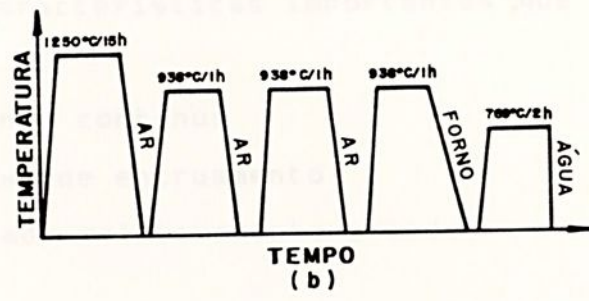
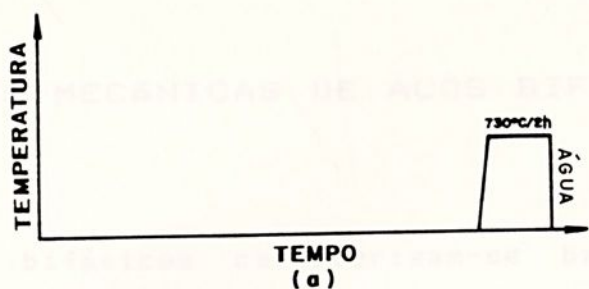


Figura 2.5 - Representação Esquemática dos Vários tipos de Tratamentos Térmicos realizados por Xue Ling e Colaboradores[39].



2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS BIFÁSICOS.

Os aços bifásicos caracterizam-se basicamente por apresentar algumas características importantes que são:

- a) escoamento contínuo
- b) alta taxa de encruamento
- c) ductilidade relativamente grande

Dentre os fatores que influenciam de forma mais acentuada estas características destacam-se a fração volumétrica da martensita e o seu teor de carbono. Embora alguns trabalhos prévios tenham procurado mostrar que o endurecimento destes aços está relacionado apenas ao volume de martensita [43,44,45], a teoria de endurecimento de materiais compostos indica que a resistência de uma mistura bifásica varia quase que linearmente com a diferença de resistência entre as duas fases de forma isolada [46]. Como a dureza da fase martensítica depende do seu teor de carbono, parece razoável que haverá influência na resistência mecânica da mistura. De fato, Speich e Miller [47] mostraram isto. Utilizaram, em seu trabalho, uma série de aços contendo 1.5% Mn e diversos teores de carbono. As amostras foram temperadas a partir de três temperaturas intercríticas, 740, 760 e 780°C. As diversas curvas traçadas mostram de forma clara a variação da deformação uniforme, alongamento total, e a resistência a tração em função da fração volumétrica da martensita. O conjunto de curvas mostradas na figura 2.6 mostra que, para os diversos aços estudados, a tensão máxima de resistência a tração cresce com o aumento da fração volumétrica da



martensita e a resistência a tração é tanto maior quanto maior o seu teor de carbono.

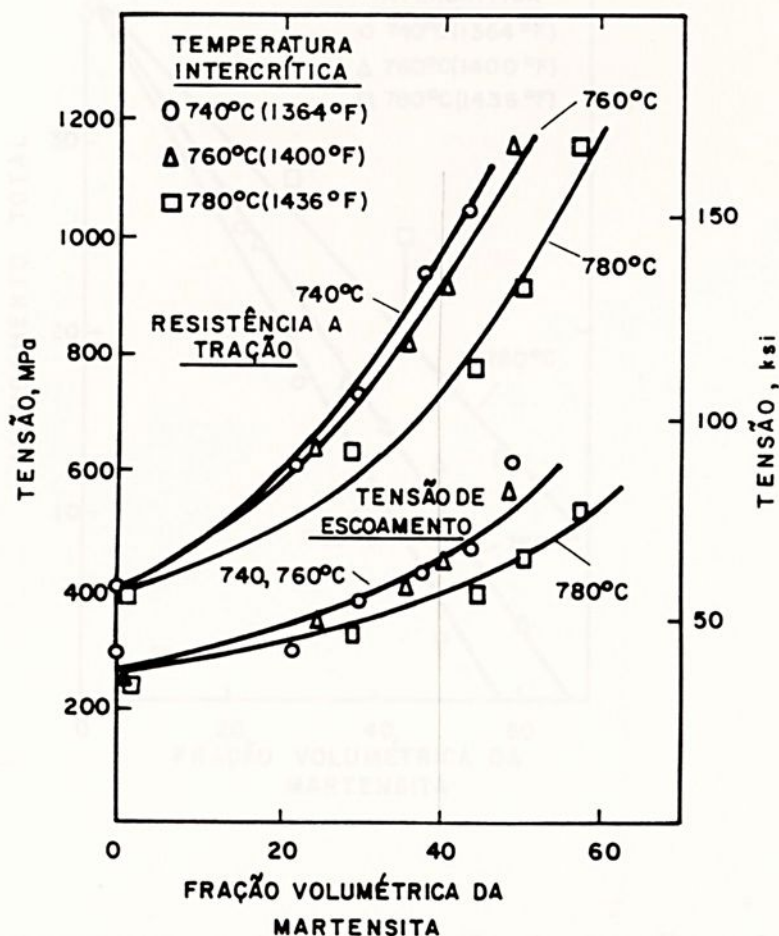


Figura 2.6 - Tensão máxima de resistência a tração em função da fração volumétrica da martensita [47].

As curvas mostradas na figura 2.7 indicam redução acentuada do alongamento total com o aumento da fração volumétrica da martensita, no entanto, todos os materiais estudados apresentaram alongamento total maior quanto maior a temperatura intercrítica.

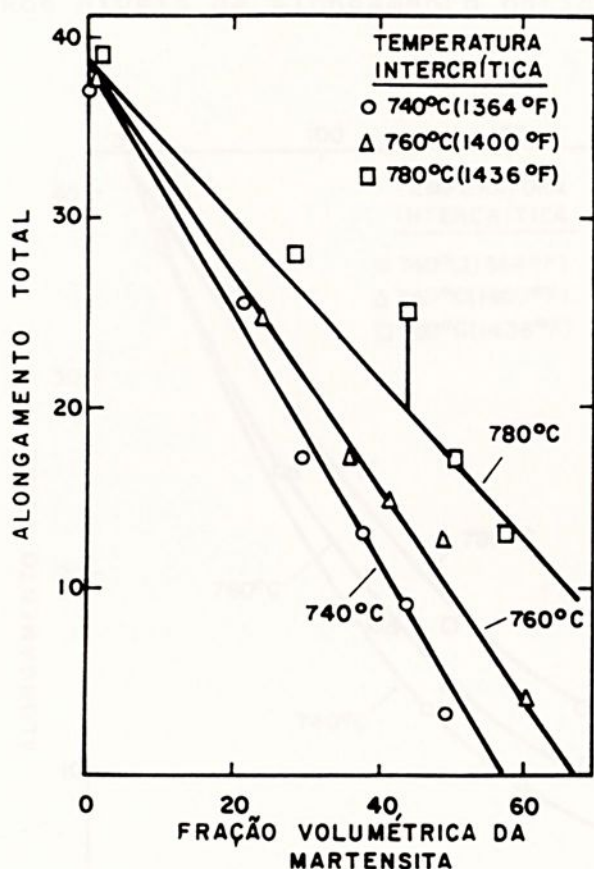


Figura 2.7 - Alongamento total em função da fração volumétrica da martensita [47].

As curvas apresentadas na figura 2.8 permitem a visualização da relação existente entre o alongamento total e a tensão de resistência a tração. Com estas curvas é possível prever os valores de resistência mecânica e ductilidade com a variação do teor de carbono do aço nas três temperaturas estudadas. A análise destes dados deixa claro, ainda, que a conformabilidade de aços com teores de carbono maiores que 0.2% C temperados em baixas



temperaturas de recozimento intercrítico, pode ser comprometida devido aos baixos níveis de alongamento obtidos.

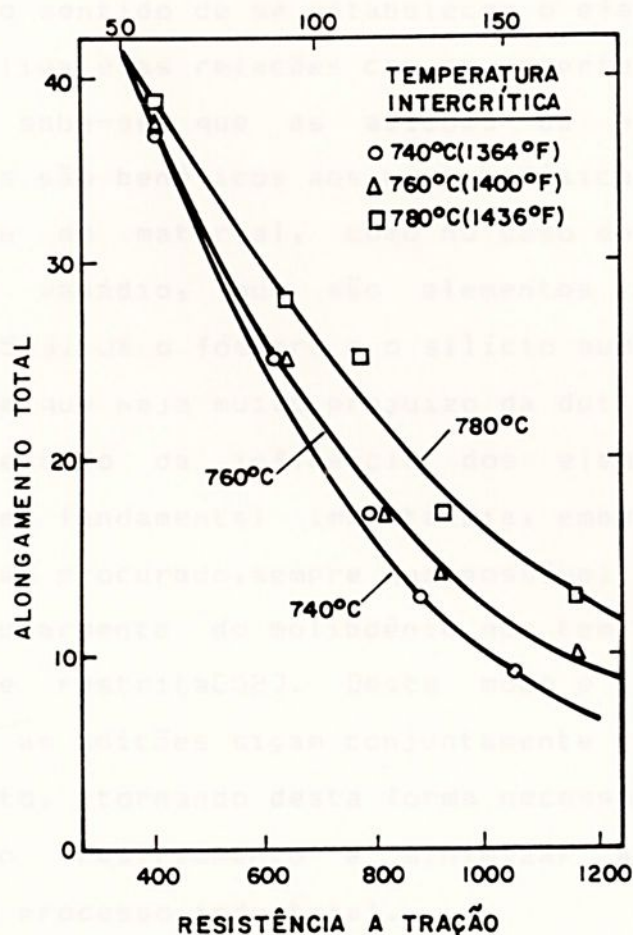


Figura 2.8 - Alongamento total em função da tensão máxima de resistência a tração [47]

A análise dos resultados de Speich e Miller mostra também que o tratamento térmico intercrítico, muda substancialmente as características mecânicas do aço. Após o tratamento, o material apresenta um significativo aumento na ductilidade e no limite de resistência. A taxa de encruamento é

aumentada, o limite de escoamento sofre um decréscimo e o escoamento passa a ser contínuo.

Atualmente o grande esforço de pesquisa em aços bifásicos é no sentido de se estabelecer o efeito das adições de elementos de liga e as relações com as propriedades mecânicas. De modo geral, sabe-se que as adições de elementos de liga substitucionais são benéficos aos aços bifásicos porque aumentam a temperabilidade do material, como no caso do manganês, cromo, molibdênio e vanádio, que são elementos estabilizadores da austenita [49,50]. Já o fósforo e o silício aumentam a resistência destes aços sem que haja muito prejuízo da ductilidade [51].

O estudo da influência dos elementos de liga é considerado de fundamental importância, embora pesquisas mais recentes tenham procurado, sempre que possível, reduzir o teor das adições, particularmente do molibdênio que tem custo elevado e de disponibilidade restrita [52]. Deste modo é necessário que os estudos sobre as adições sigam conjuntamente com os estudos sobre o processamento, tornando desta forma necessário controlar mais rigidamente o resfriamento e minimizar as flutuações de temperatura do processo industrial.

2.5 ENCRUAMENTO DE AÇOS BIFÁSICOS.

Uma das características mais interessantes dos aços bifásicos é a sua capacidade de absorver deformações em um processo de conformação plástica. Esta característica, associada a altas taxas de encruamento do material, confere ao produto final elevados níveis de resistência mecânica, ampliando o interesse da



utilização desta nova classe de aços em processos que envolvem a deformação a frio. Deste modo, torna-se de grande importância indicar quais são os parâmetros microestruturais que causam a elevação das características de encruamento do material. Os materiais que são submetidos a processos de conformação, especialmente àqueles que têm suas aplicações em estampagens profundas, requerem descrições detalhadas dos mecanismos de encruamento. Um processo de estampagem só será bem sucedido quando o material for capaz de distribuir as deformações uniformemente e resistir as estrições causadas pelas matrizes. Ambas propriedades são controladas pelo coeficiente de encruamento "n" proveniente da equação de Hollomon $\sigma = KE^n$ [53]. Nos aços bifásicos, diversos trabalhos mostraram que o valor de "n" sofre mudanças contínuas com o aumento da deformação [47,53,54]. Estas mudanças podem ser interpretadas a partir de três estágios distintos que foram descritos por Crib e Rigsbee [54]:

Estágio 1 - Este estágio é resultante da deformação homogênea da matriz ferrítica produzida pela movimentação de discordâncias.

Estágio 2 - Este estágio abrange uma região da curva tensão - deformação onde a taxa de decréscimo no encruamento é acentuada. Este estágio está associado com uma deformação de compressão da ferrita causada pela presença das partículas rígidas de martensita e pela transformação da austenita retida [55].



Estágio 3 - Este estágio inicia-se com a formação de células de discordâncias, sendo que, posteriormente, a deformação será provavelmente governada por escorregamentos transversais e um processo de recuperação dinâmica da ferrita e com escoamento da martensita.

Alguns trabalhos mostraram que durante a solicitação de tração, a martensita não se deforma até que o material atinja o valor máximo de alongamento uniforme. Isto quer dizer que, no momento em que o material atinge o limite de resistência mecânica, a matriz também atingiria esta condição, enquanto que a martensita estaria em um estágio incipiente de escoamento [47,56]. Esta observação tornou possível a aplicação da teoria de encruamento estudada por Ballinger e Gladmann [35] para os aços bifásicos. Esta teoria indica que a taxa de encruamento é função da relação $(f/d)^{1/2}$, onde f é fração volumétrica da segunda fase e d é o diâmetro médio das partículas. Deste modo, a otimização das propriedades dos aços bifásicos pode ser obtida pelo refino e distribuição das partículas de martensita, pois este procedimento eleva a taxa de encruamento e a ductilidade do material para um dado nível da tensão.

Alguns trabalhos [57,58] mostram, através da análise por microscopia eletrônica de transmissão que a densidade de discordâncias não é uniformemente distribuída na matriz ferrítica nos aços bifásicos. Sarosiek e Owen [57] detectaram que a ferrita, em diversas microestruturas pesquisadas, apresentou uma grande densidade de discordâncias em regiões adjacentes à martensita de cerca de 10^{12} cm^{-2} , sendo que próximo ao centro dos grãos maiores de ferrita a densidade é bem menor, cerca de 10^8 cm^{-2} . A análise



desta heterogeneidade não é simples. Um dos fatores que pode ser atribuído a isto, é o fato da ocorrência de uma expansão volumétrica durante a transformação da austenita em martensita. Esta expansão volumétrica causará deformações na interface com a ferrita, o que certamente introduzirá grande quantidade de discordâncias em regiões próximas aos contornos de grãos [59]. Esta falta de homogeneidade irá influenciar no mecanismo de encruamento do material. A deformação se inicia na ferrita com baixa densidade de discordâncias e, em seguida, se estende às regiões de maiores densidades com o aumento da tensão aplicada. Nos aços em que apresentam matriz martensítica, ocorre um encruamento inicial muito rápido que não deve ser atribuído à subestrutura heterogênea da ferrita. Este efeito é, certamente, devido ao baixo limite elástico e a extraordinária taxa de encruamento da matriz martensítica [57].

Os estudos de Nagorka e colaboradores [40] mostraram que, no terceiro estágio de encruamento dos aços bifásicos não houve correlacionamento com o parâmetro $(f/d)^{1/2}$ estudado por Balliger e Gladman[35]. A taxa de encruamento sofreu grande influência da microestrutura. Antes do tratamento térmico intercrítico o material foi laminado a frio e tratado termicamente para a obtenção de quatro microestruturas distintas:

- . ferrita - perlita normalizada
- . martensita
- . martensita revenida
- . cementita esferoidizada

Um quinto lote de amostras, sofreu o tratamento térmico intercrítico diretamente após a laminação. A figura 2.9 mostra os

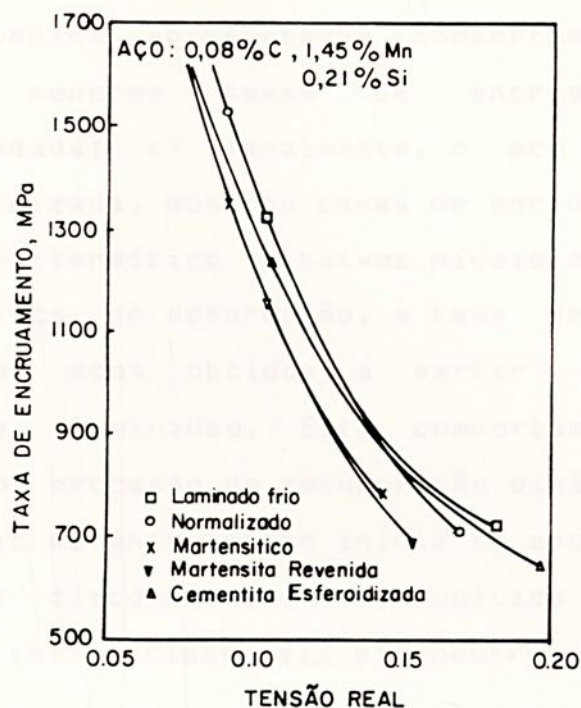


Figura 2.9 - Taxa de encruamento em função da tensão real para diversas microestruturas estudadas por Nagorka e colaboradores[40]

resultados obtidos para a taxa de encruamento em função da tensão real para as microestruturas pesquisadas. Embora as diferenças entre as curvas sejam pequenas, vários ensaios mostraram a mesma ordem de comportamento entre as diversas situações. Três observações significantes podem ser notadas através da análise da figura 2.9: a) Inicialmente, pode-se notar que as amostras obtidas a partir de microestruturas normalizadas e laminadas a frio, obtiveram comportamentos quase idênticos e apresentaram as

maiores taxas de encruamento entre as microestruturas pesquisadas; b) as amostras obtidas a partir de microestruturas martensítica e martensita revenida apresentaram comportamento também muito próximo e as menores taxas de encruamento na faixa de deformação estudada; c) finalmente, o aço com microestrutura inicial esferoidizada, mostrou taxas de encruamento similares às taxas do aço martensítico em baixos níveis de deformação, e em níveis mais altos de deformação, a taxa de encruamento esteve próxima à dos aços obtidos a partir de microestruturas normalizadas e laminadas. Este comportamento é largamente controlado pelo processo de recuperação dinâmica, uma vez que o terceiro estágio de encruamento inicia-se após a formação de uma subestrutura de discordâncias desenvolvida através da matriz ferrítica que é influenciado pela microestrutura.

2.6 ESTRUTURA DE DISCORDÂNCIAS EM AÇOS BIFÁSICOS

A análise da subestrutura de discordâncias dos aços bifásicos, está associada ao mecanismo de transformação da fase austenítica que ocorre com o resfriamento. Como já foi dito no capítulo anterior, a densidade de discordâncias não é uniformemente distribuída na matriz ferrítica, devido a um aumento da densidade em regiões próximas à martensita [57,58]. A transformação da austenita em martensita envolve uma expansão volumétrica que pode atingir níveis de até 4%, gerando tensões de compressão na ferrita, principalmente em regiões próximas aos contornos de grãos [52,54,59,60]. Estas tensões que são induzidas na ferrita no momento do resfriamento são responsáveis pelo



acúmulo de discordâncias nas interfaces ferrita - martensita.

Korzekwa e colaboradores [58] fizeram uma análise da subestrutura de discordâncias da ferrita em um aço C-Mn-Si, com microestrutura bifásica, submetido a vários níveis de deformação. A síntese dos resultados, mostrados na tabela 2.2, indica que, inicialmente, a densidade de discordâncias na matriz ferrítica é alta nas regiões adjacentes a martensita e baixa no interior dos grãos. Com o aumento da deformação ocorre um acúmulo de discordâncias que, em seguida, irá assumir uma estrutura celular através de toda a matriz ferrítica.

Wang e colaboradores [61] estudaram a subestrutura de discordâncias dos aços bifásicos submetidos a deformação cíclica. A subestrutura obtida pelo material estudado, antes da solicitação cíclica apresentou a mesma estrutura do material estudado por Korzekwa [58]. A subestrutura típica produzida por fadiga na microestrutura ferrita - martensita, consistiu na formação de agrupamentos de discordâncias (clusters), barreiras paralelas e células, todas com baixa configuração energética. A deformação cíclica heterogênea que se inicia na matriz ferrítica foi considerada a causa principal para a ocorrência do encruamento cíclico. O amolecimento cíclico subsequente que ocorre no material, é proveniente da formação de barreiras paralelas de discordâncias e da formação da estrutura celular, embora o amolecimento cíclico também possa ser proveniente do escoamento da martensita que ocorre em altas amplitudes de deformação[62].



Tabela 2.2 - Síntese do Desenvolvimento da Subestrutura de discordâncias em um Aço Bifásico Deformado em Tração [58].

Deformação plástica real (%)	Subestrutura de discordância típica da ferrita em um aço bifásico	Variação da subestrutura em um grão típico de ferrita
0	densidade média de discordâncias muito baixa	alta densidade de discordâncias adjacente à martensita
1	sem formação de células, algumas barreiras de discordâncias planas e alinhadas	crescimento da densidade de discordâncias em regiões próximas à martensita
2	início de formação de células, diversas barreiras longas e alinhadas	estrutura celular se forma inicialmente em regiões próximas à martensita
7	estrutura celular bem desenvolvida,	tamanho da célula menor próximo à martensita ($\sim 0.4 \mu\text{m}$), em regiões distantes ($0.7 \mu\text{m}$)
14	estrutura celular bem desenvolvida e ordenada	tamanhos das células semelhantes às observadas com 7%



2.7 FENÔMENO DA FADIGA

A grande maioria dos elementos estruturais são sujeitos, durante a sua vida útil, a esforços variáveis ao longo do tempo. Quando um metal é submetido a muitas aplicações de carga, a fratura ocorre sob tensões muito menores do que as necessárias para a ruptura em um ensaio de tração. A falha de metais sob tensões alternadas é conhecida como fadiga [62,63].

A falha por fadiga ocorre basicamente devido a conjunção de um dos três fatores básicos[64]:

1. Aplicações de tensões suficientemente elevadas
2. Variação da tensão aplicada com o tempo
3. Número de ciclos de aplicação da tensão suficientemente grande

A análise do comportamento de um material quando solicitado ciclicamente e as alterações microestruturais que ocorrem durante o ensaio, sugere que o estudo sobre mecanismo de fadiga seja dividido em quatro estágios [65].

- 1º estágio: microdeformações plásticas sob solicitações cíclicas, com formação de bandas de escorregamento.
- 2º estágio: nucleação de uma ou mais microtrincas.
- 3º estágio: propagação de uma ou mais macrotrincas.
- 4º estágio: propagação instável da trinca até a fratura final.



A observação destes estágios é de grande importância pois qualquer ensaio de fadiga que indica simplesmente o número total de ciclos até a falha, não pode detalhar a história da falha.

A fração relativa do número total de ciclos para a ruptura, que está associada a cada estágio, depende das condições de ensaio e do material. Todavia, já é consensual o fato de que uma trinca de fadiga pode ser formada antes de decorrido 10% da vida total da amostra. Evidentemente, a decisão de quando uma banda de deslizamento aprofundada deva ser considerada uma microtrinca pode ser bastante ambígua. De uma maneira geral, o mecanismo de propagação de trincas do 3º estágio consome uma fração relativa do número de ciclos total, que é maior no caso da fadiga de baixo-ciclo, enquanto o 1º estágio do mecanismo consome a maior parte da vida no caso de fadiga de alto-ciclo [64].

Com relação ao limite de fadiga, os estudos de Fine [66] mostram alguns resultados experimentais que indicam a existência de vários limites inferiores para a ocorrência de fadiga:

- Limite inferior para o acúmulo de deformação plástica.
- Limite inferior para nucleação de microtrincas.
- Limite inferior para propagação de microtrincas.
- Limite inferior para propagação de macrotrincas.

Estes limites são determinados em tensões menores àquelas correspondentes ao limite de fadiga e são de grande interesse para o desenvolvimento de materiais resistentes à fadiga.



2.7.1 NUCLEAÇÃO DE TRINCAS E FORMAÇÃO DE BANDAS DE ESCORREGAMENTO SOB SOLICITAÇÕES CÍCLICAS.

A importância do estudo de nucleação de trinca por fadiga nos metais, reside no fato de que um componente passa a maior parte da sua vida, quando submetido a uma tensão próxima ao limite de fadiga, para formar uma trinca macroscópica. Em alguns casos, o 1º e 2º estágio do mecanismo de fadiga pode consumir até 90% da vida do componente se a sua superfície estiver polida [67].

Diversos pesquisadores [9,67,68,69,70] têm procurado relacionar a nucleação de trincas por fadiga ao escorregamento de planos cristalográficos. Estes escorregamentos formam as bandas de deslizamento que são locais preferenciais à nucleação de microtrincas. Da mesma forma, o surgimento de bandas de deslizamento está associado à estrutura e movimentação de discordâncias ocasionada pela solicitação alternada.

Associando as várias teorias sobre o fenômeno da fadiga, conclui-se que o início da falha do material é devido a ocorrência de microdeformações plásticas em sua estrutura. O modelo, esquematizado pela figura 2.10, mostra como funciona o mecanismo de deformação plástica de um cristal perfeito, sujeito a uma pequena tensão de cisalhamento. A configuração tomada pela figura esquematizada em (b) retornará a forma primitiva, tão logo cesse a deformação. Se a tensão for mais alta, haverá um escorregamento, como é visto em (c), aparecendo uma discordância e, devido a este fenômeno, apenas uma pequena tensão será suficiente para prosseguir a deformação do cristal. Este deslocamento formado



mover-se-á para a direita conforme se vê em (d) e (e), até completar em (f) a formação de um degrau na superfície do cristal de dimensões de angstroms. A movimentação de milhares de discordâncias em um plano de escorregamento produzirá uma linha de escorregamento visível [71].

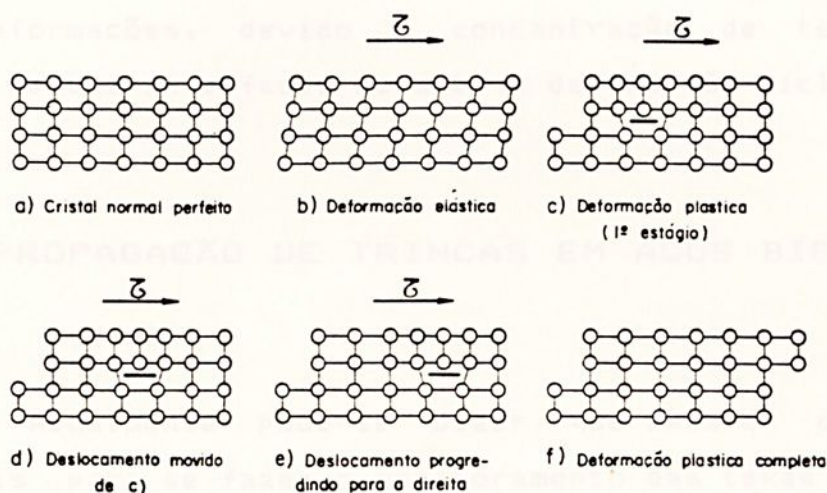


Figura 2.10 - Mecanismo de deformação dos cristais

A transição de banda de deslizamento a uma trinca é objeto de profundo interesse. A hipótese mais aceita é que o primeiro estágio de nucleação de trincas inicia-se com a intersecção das bandas com a superfície do cristal, seguindo para o seu interior e, eventualmente, propagando-se perpendicularmente à tensão aplicada por um estágio mais avançado de crescimento [72]. A banda de deslizamento geralmente emerge na superfície do cristal quando o endurecimento atinge um estágio de saturação e surge ao mesmo tempo que a tensão atinge um máximo [73].



Em metais policristalinos, os contornos de grão sempre desempenham um papel importante na nucleação de trinca. Durante a deformação, os contornos de grãos servem como um impedimento ao desenvolvimento de bandas de deslizamento e microtrincas [74]. Do mesmo modo que este efeito pode retardar a nucleação e propagação de trincas, quando o material está submetido a uma baixa taxa de deformação, pode antecipar a sua nucleação quando submetido a altas deformações, devido a concentração de tensões que se acumulam nestas interfaces durante a deformação cíclica [67].

2.7.2 PROPAGAÇÃO DE TRINCAS EM AÇOS BIFÁSICOS

Atualmente pode-se dizer que existem dois objetivos principais para se fazer o monitoramento das taxas de propagação de trincas em estruturas metálicas: inicialmente é desejável que o serviço de engenharia seja capaz de prever a vida residual de um componente quando se detecta uma trinca de tamanho conhecido na estrutura e se sabe qual a tensão que está sendo submetido. Em segundo lugar, é necessário realizar uma seleção de microestruturas que apresentem maior resistência a propagação de trincas por fadiga [75]. As informações sobre as taxas de propagação de trincas só terão bons resultados quando se tiver um completo entendimento do processo de propagação de trincas e, deste modo, a previsão teórica poderá ajudar a conseguir detectar as discrepâncias entre o que se espera teoricamente e o que efetivamente ocorre na prática [76,77].

O estudo sobre a mecânica da fratura em aços bifásicos tem sido realizados por diversos pesquisadores, e os estudos



dos mecanismos de propagação de trincas nas microestruturas ferrita - martensita têm conduzido a vários resultados promissores [78,79,80,81]. Entre os primeiros trabalhos que trataram da resistência ao crescimento de trincas em aços bifásicos estão os realizados por McEvily e colaboradores [82,83] que desenvolveram duas microestruturas bifásicas diferentes em um aço AISI 1018, onde uma delas tinha matriz ferrítica contínua envolvendo ilhas de martensita, denominada FEM, e a outra matriz martensítica contínua envolvendo ilhas de ferrita, denominada MEF. A microestrutura FEM mostrou propriedades similares ao aço AISI 1018 normalizado com limite de propagação $\Delta K_0 = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (para $R = k_{\min}/k_{\max} = 0.05$), sendo que a segunda microestrutura MEF apresentou aumento significativo em ambas propriedades. Foram obtidos valores de $14 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ para o limite de propagação de trincas ΔK_0 . Estudos subsequentes [83], em um aço AISI 1018 2.25Cr-1Mo, confirmaram as propriedades superiores da microestrutura MEF quando comparados a diversas microestruturas obtidas por tratamentos térmicos convencionais. O comportamento superior nas propriedades de fadiga foi atribuído, principalmente, aos altos níveis de conectividade da martensita. O aumento da fração volumétrica da ferrita foi considerado um fator de influência no mecanismo de propagação de trinca e, muito provavelmente, tenha colaborado para o aumento do limite de propagação de trincas em altas tensões.

Faustino e Spinelli [84] estudaram microestruturas semelhantes às citadas acima, embora não tenham detectado variações expressivas no valor de ΔK_0 entre as duas microestruturas pesquisadas. O valor de Δk_0 obtido para a microestrutura MEF foi bem inferior aos valores encontrados por Suzuki e McEvily [82]. Para a microestrutura FEM, o valor de ΔK_0 foi comparável ao encontrado por Suzuki e McEvily embora tenha sido bem inferior



àquele obtido por Dutta e colaboradores[86]. Faustino e Spinelli sugeriram, através dos resultados de diversos trabalhos que o tamanho de grão ferrítico, para este tipo de microestrutura possa ser o fator controlador.

Estudos mais recentes [85] em um aço AISI 1008 com matriz ferrítica contínua e com variações da fração volumétrica da martensita entre 26 a 67% apresentaram aumento nas propriedades de propagação de trincas. Os valores do limite de propagação ΔK_{Ic} (com $R = 0.05$) foram pelo menos 40% maiores, quando comparadas a microestruturas do mesmo aço normalizado, sendo que a microestrutura com 26% de martensita apresentou um valor (nominal) do limite de propagação $\Delta K_{Ic} = 20.1 \text{ MPa.m}^{1/2}$. O mais surpreendente, é que os valores para o limite de propagação próximos a $20 \text{ MPa.m}^{1/2}$ obtidos por Ritchie e colaboradores [85] e mais anteriormente por Dutta e colaboradores[86], representam os valores mais altos já encontrados para um material metálico, confirmando a grande expectativa que se tem no desenvolvimento dos aços bifásicos, no que se refere a materiais resistentes a fadiga.

3.2 CORPOS DE PROVA

A lamina foi cortada em barras de 25x125mm na direção de laminação. Os corpos de prova preparados para ensaios de fadiga por flexão plana alternada simétrica foram usinados a partir das barras virtuais. A geometria do corpo de prova, definida pelo fabricante do ensaio de ensaio, está resumida na figura 3.3. Os corpos de prova de tração foram usinados segundo a norma ASTM e o acabamento superficial foi feito com uma sequência de



CAPÍTULO 3 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 MATERIAL

O aço foi adquirido na forma de chapa com 3mm de espessura. Foi feita a análise química do material extraíndo-se três amostras retiradas em locais distintos, obtendo-se a seguinte composição química de percentagem em peso dos principais elementos, mostrados na tabela 3.1:

Tabela 3.1 - Composição Química do Aço

Elementos	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr
% em peso	0,11	0,39	0,17	0,016	0,027	0,03	0,04

3.2 CORPOS DE PROVA

A chapa foi cortada em barras de 45x115mm na direção da laminação. Os corpos de prova apropriados para ensaios de fadiga por flexão plana alternada simétrica foram usinadas a partir das barras cortadas. A geometria do corpo de prova, definida pelo fabricante da máquina de ensaio, está esquematizado na figura 3.1. Os corpos de prova de tração foram usinados segundo a norma ASTM e o acabamento superficial foi feito com uma sequência de



lixas com granulação de 100,220,320,400 e 600. As dimensões dos corpos de prova estão esquematizados na figura 3.2.

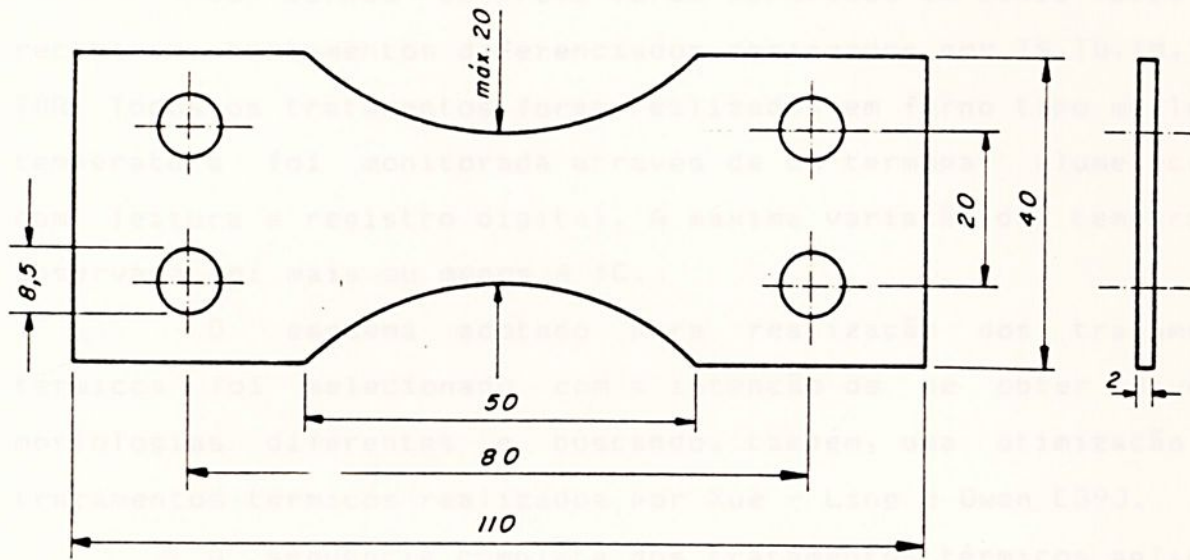
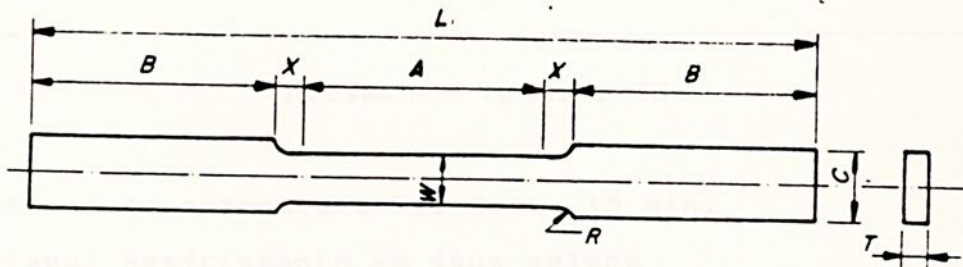


Figura 3.1 - Corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga por flexão plana alternada simétrica.



A - 50,0 mm	R - 25,0 mm
B - 46,8 mm	T - 3,0 mm
C - 20,0 mm	W - 10,0 mm
L - 170,0 mm	X - 13,2 mm

Figura 3.2 - Corpos de prova utilizados nos ensaios de tração estática

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os corpos de prova foram separados em cinco lotes que receberam tratamentos diferenciados designados por TS,TD, TM,TR e TDR. Todos os tratamentos foram realizados em forno tipo mufla e a temperatura foi monitorada através de um termopar alumel-cromel com leitura e registro digital. A máxima variação de temperatura observada foi mais ou menos 4 °C.

O esquema adotado para realização dos tratamentos térmicos foi selecionado com a intenção de se obter diversas morfologias diferentes e buscando, também, uma otimização dos tratamentos térmicos realizados por Xue - Ling e Owen [39].

A sequência completa dos tratamentos térmicos aplicados está indicada na tabela 3.2:

Tabela 3.2 - Tratamentos Térmicos Intercríticos

Tratamento Térmico TS

1a etapa: Aquecimento a 780°C por 15 min.

2a etapa: Resfriamento em água gelada

Tratamento Térmico TD

1a etapa: Aquecimento a 950°C por 15 min.

2a etapa: Resfriamento até 780°C e manutenção na temperatura por 15 min..

3a etapa: Resfriamento em água gelada



Tratamento Térmico TM

1a etapa: Aquecimento a 950°C por 15 min.

2a etapa: Resfriamento em água gelada

3a etapa: Reaquecimento a 780°C por 15 min.

4a etapa: Resfriamento em água gelada

Tratamento Térmico TR

1a etapa: Aquecimento a 950°C por 15 min.

2a etapa: Resfriamento em água gelada

3a etapa: Reaquecimento a 700°C por 2 horas

4a etapa: Resfriamento ao ar

5a etapa: Reaquecimento a 780°C por 15 min.

6a etapa: Resfriamento em água gelada

Tratamento Térmico TDR

1a etapa: Aquecimento a 950°C por 15 min.

2a etapa: Resfriamento até 780°C e manutenção na temperatura por 15 min..

3a etapa: Resfriamento em água gelada

4a etapa: Reaquecimento a 780°C por 15 min.

5a etapa: Resfriamento em água gelada



3.4 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA

Após os tratamentos térmicos foram selecionadas as amostras para embutimento a frio. As amostras submetidas aos exames de metalografia e de microdureza foram lixadas em uma sequência de lixas com granulometria de 220 a 600 dentro do procedimento convencional. O polimento fino foi realizado em pasta de óxido de alumínio.

As amostras em várias condições do material, foram observadas em microscopia ótica em um banco metalográfico do tipo NEOPHOT 30, onde foram realizadas observações qualitativas e quantitativas de aspectos microestruturais, tais como: fases, grãos, bandas de deslizamento e determinação das frações volumétricas das fases. As amostras foram atacadas com nital 2% (98% álcool etílico e 2% de ácido nítrico em volume). Este reagente revela a ferrita com uma cor branca e os produtos transformados com uma cor escura.

As frações volumétricas das fases foram determinadas utilizando a técnica da contagem de pontos [87,88], usando uma grade ou reticulado instalado no microscópio. A prática consiste na contagem do número de pontos do reticulado que incide sobre a fase de interesse. A relação entre o número de pontos incidentes e o número total de pontos do reticulado fornece, diretamente, a fração volumétrica da fase.

A microdureza da ferrita foi medida em escala Vickers, em um microdurômetro instalado em um banco metalográfico NEOPHOT 30, utilizando uma carga de 10 gf. A escolha da carga foi em função do tamanho da impressão, de modo que não pudesse sofrer influência da outra fase presente.



3.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados em todas as condições microestruturais utilizadas, inclusive em algumas microestruturas obtidas antes de serem submetidas ao tratamento intercrítico. Os ensaios foram efetuados em uma máquina EMIC, com capacidade para 10 toneladas, onde foram determinados os parâmetros de tensão de escoamento, limite de resistência, alongamento total e redução de área.

3.6 ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios de fadiga foram realizados em flexão plana alternada simétrica, em uma máquina Schenck modelo PWS, utilizando uma frequência de 1500 ciclos por minuto. Os níveis de tensão utilizados situaram-se no trecho inicial da curva S-N entre 330 MPa e 450MPa.

Com os resultados obtidos, foram traçadas as curvas tensão x número de ciclos em escala logarítma e calculadas as equações das retas e os limites superior e inferior do intervalo definido para 95% de confiança. Todos os cálculos foram realizados com o auxílio dos Softwares Statgraf [89] e Grapher8 [90].



3.7 SUPERFÍCIE DE FADIGA

Foram realizadas análises das superfícies de fadiga, para determinar o surgimento de bandas de escorregamento e microtrincas, com a intenção de realizar um histórico da falha ocasionado pela solicitação cíclica. Estes ensaios foram executados em corpos de prova com superfície polida e levemente atacada com nital 2%. Foi utilizado, neste ensaio, o mesmo equipamento de ensaio de fadiga e foi selecionada uma tensão abaixo da tensão de escoamento para todas as microestruturas bifásicas. O ensaio foi interrompido periodicamente para a medição de microdureza e para documentação das variações microestruturais.



CAPÍTULO 4 - RESULTADOS

4.1. MICROESTRUTURAS

As análises microestruturais realizadas por microscopia ótica permitiram identificar algumas microestruturas que antecederam o tratamento térmico intercrítico. Estas análises auxiliaram no estudo do mecanismo da transformação da fase austenítica, na região intercrítica, pela comparação entre as microestruturas iniciais e finais.

A microestrutura do aço como fornecido era tipicamente ferrítica-perlítica, mostrada na figura 4.1. As microestruturas bifásicas, obtidas pelos diversos tratamentos térmicos, permitiram observar que as diferenças situaram-se na morfologia da martensita. A microestrutura obtida pelo tratamento térmico TS, mostrada na figuras 4.2, apresentaram martensita envolvendo ilhas de ferrita. A tendência de formação de matriz contínua apresentada pela martensita pode ser facilmente explicado pelos mecanismos de nucleação de fases na região intercrítica [91]. Neste tipo de microestrutura, a austenita foi nucleada nos contornos de grão da ferrita formando uma matriz, que quando resfriada bruscamente, originou a microestrutura em questão.

Raciocínio análogo pode ser feito para o tratamento térmico TD, cuja microestrutura mostrada na figuras 4.3 apresenta matriz ferrítica contínua envolvendo ilhas de martensita. Neste caso a microestrutura que antecede o tratamento intercrítico é austenítica. O resfriamento entre as linhas A1 e A3, provocou a nucleação de ferrita nos contornos de grão da austenita, gerando



deste modo, uma matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita.

Antes do tratamento térmico intercrítico para obtenção da microestrutura TM, os corpos de prova foram submetidos a um processo de têmpera convencional. Esta microestrutura, ilustrada na figura 4.4, mostra que é constituída quase inteiramente de martensita, obtida por têmpera em água gelada a partir de 950°C. A microestrutura TM, mostrada na figura 4.5, foi nucleada a partir desta microestrutura martensítica, onde pode-se notar uma tendência deste microconstituente para a formação da matriz.

Para a obtenção da microestrutura denominada TR, os corpos de prova foram submetidos a um processo de têmpera convencional e, em seguida, a um tratamento de revenido por 2 horas em alta temperatura (700°C). Esta microestrutura intermediária, ilustrada na figura 4.6, mostra ter ocorrido decomposição da martensita em ferrita e em partículas de cementita. A microestrutura TR, mostrada na figuras 4.7, que foi nucleada a partir da microestrutura descrita acima, apresentou uma microestrutura com granulação fina e também com uma tendência de formação de matriz martensítica contínua.

A microestrutura denominada TDR, mostrada na figura 4.8, foi obtida pelo reaquecimento de uma microestrutura bifásica com matriz martensítica contínua. A microestrutura resultante deste tratamento térmico foi semelhante a microestrutura TD, embora o aspecto das colônias de martensita tenham sido diferenciados, como pode ser verificado pela comparação entre as figuras 4.3 e 4.8.

A fração volumétrica da martensita, indicada na tabela 4.1, apresentou variações que chegaram até 140% entre as microestruturas bifásicas. Estas diferenças que serão discutidas posteriormente estão relacionadas com os mecanismos de nucleação de fases na zona intercrítica.



Tabela 4.1 - Fração Volumétrica das Fases Para as Microestruturas Bifásicas

Tratamentos Térmicos	% Vol. da Martensita	% Vol. da Ferrita
TR	16	84
TS	18	82
TM	24	76
TDR	32	68
TD	38	62

A microdureza da ferrita, indicada na tabela 4.2, não apresentou grandes variações entre as microestruturas bifásicas, embora tenha apresentado valores maiores quando comparadas com a microdureza da ferrita do aço como fornecido. A microdureza da ferrita apresentou, também, uma tendência de crescimento que acompanhou o aumento da fração volumétrica ferrítica.



Tabela 4.2 - Microdureza da Ferrita

Microestrutura	Microdureza (HV)	Desvio Padrão
TR	263	1,25
TS	259	1,77
TM	257	1,28
TDR	254	1,64
TD	223	2,07
Como Forn.	198	2,38
Revenido	172	1,60



Figura 4.1 - Microestrutura do aço no estado como fornecido, atacado com nital 2%, apresentando grãos de perlita (regiões escuras) e ferrita (regiões claras).

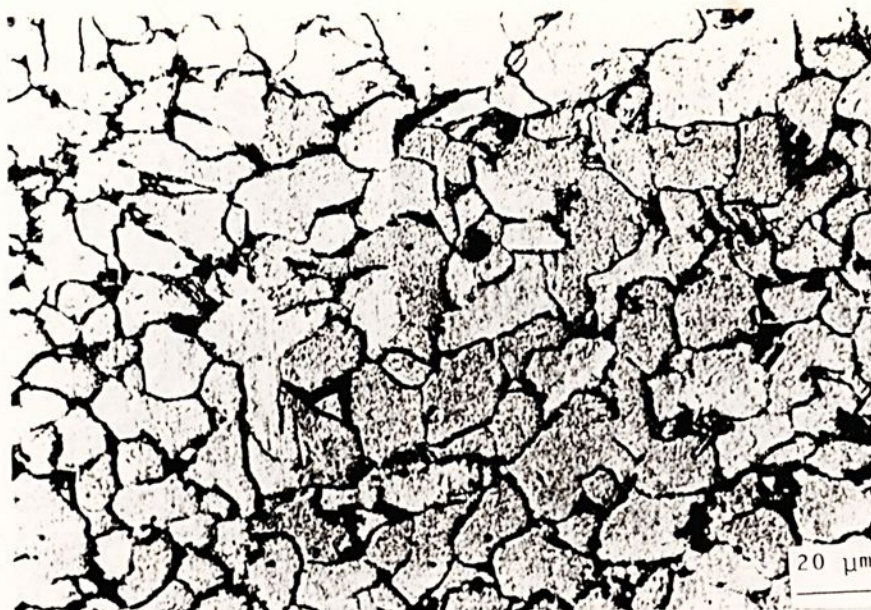


Figura 4.2 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TS, atacado com nital 2%, mostrando matriz contínua de martensita (regiões escuras) envolvendo grãos de ferrita (regiões claras).

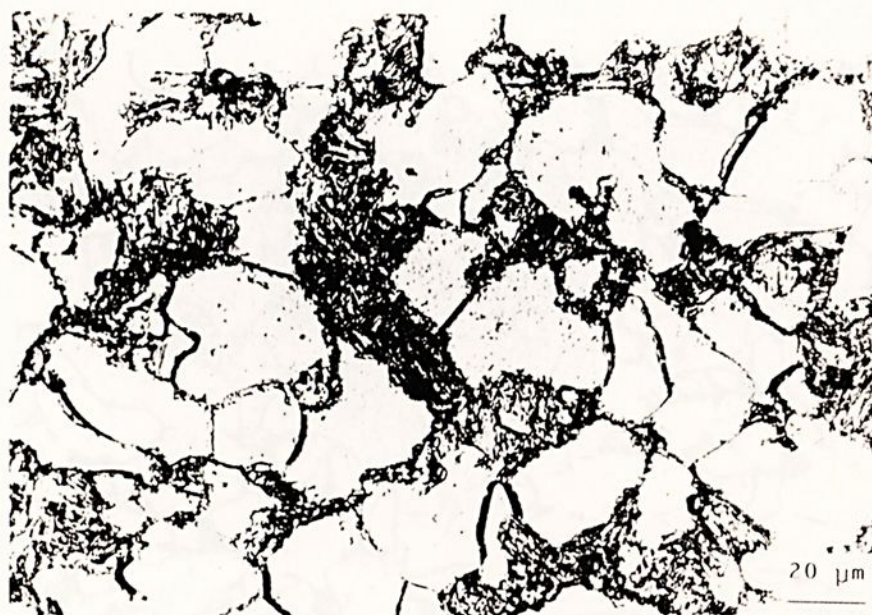


Figura 4.3 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TD, atacado com nital 2%, apresentando matriz contínua de ferrita (regiões claras) envolvendo ilhas de martensita (regiões escuras).



Figura 4.4 - Microestrutura obtida por têmpera convencional em água gelada a partir de 950° C , atacada com nital 2%, apresentando uma estrutura martensítica.



Figura 4.5 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TM, atacada com nital 2%, nucleadas a partir da microestrutura apresentada na figura 4.4.



Figura 4.6 - Microestrutura obtida por têmpera convencional em água gelada a partir de 950° C , e revenida por 2 horas a 700° C, atacada com nital 2%, apresentando formação de partículas esferoidizadas.



Figura 4.7 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TR, atacada com nital 2%, apresentando tendência de formação de matriz martensítica contínua.



Figura 4.8 - Microestrutura bifásica obtida pelo tratamento térmico TDR, atacada com nital 2%, nucleada a partir de uma microestrutura bifásica com matriz ferrítica contínua.

4.2 PROPRIEDADES DE TRAÇÃO

Os resultados dos ensaios de tração estática apresentados na tabela 4.3, permitem observar que todas as amostras que foram submetidas ao tratamento intercrítico apresentaram ganho expressivo de resistência mecânica, quando comparadas ao aço como fornecido, ou quando comparadas com o mesmo aço submetido a um processo de têmpera convencional. As microestruturas TD e TDR, caracterizadas por apresentar matriz martensítica contínua, apresentaram os maiores resultados no que se refere aos níveis de resistência mecânica, seguidas das

microestruturas TR, TS e TM. Os valores obtidos para a deformação uniforme e para o alongamento total, que representaram a ductilidade do material, estiveram bem abaixo dos resultados verificados em trabalhos anteriores [92,93,94].

Tabela 4.3 - Propriedades Mecânicas de Tração

Microestrutur	σ_{esc} (MPa)	σ_{max} (MPa)	Alongam. Total (%)	Redução de área (%)
TD	657	904	10,60	23,70
TDR	657	900	13,30	26,70
TR	598	878	10,38	30,30
TM	434	655	11,90	27,13
TS	637	754	10,87	41,30
Temp. Conv.	334	491	13,84	43,00
Revenido	265	383	23,88	23,30
Como Forn.	225	381	31,54	54,50

4.3 PROPRIEDADES DE FADIGA.

Os resultados dos ensaios de fadiga estão indicados na tabela 4.4, onde está relacionado o número de ciclos até a ruptura para cada nível de sollicitação e condição microestrutural. As curvas S-N foram linearizadas e traçadas nas figuras 4.9 a 4.13 com o auxílio do software grapher8 [90]. As equações das retas obtidas por regressão linear estão apresentadas na tabela 4.5.



Tabela 4.4 - Números de Ciclos até a Ruptura do Aço nas
Diversas Condições Bifásicas

Microestrutura TS

Tensão (S)-MPa	Nº de Ciclos (N)	Log S	Log N
442	14500	2,64580	4,16140
411	17000	2,61388	4,23045
398	30100	2,60020	4,47857
382	29600	2,58260	4,47129
375	32900	2,57488	4,51720
357	71700	2,55315	4,85552
343	51300	2,53518	4,71012
321	75800	2,50697	4,87967
306	129400	2,48568	5,11193
293	194600	2,46708	5,28914

Microestrutura TD

Tensão (S)-MPa	Nº de Ciclos (N)	Log S	Log N
450	13400	2,6531	4,1271
444	10300	2,6470	4,0128
424	26900	2,6276	4,4298
422	28000	2,6258	4,4472
409	35000	2,6114	4,5441
394	35300	2,5959	4,5478
393	41500	2,5949	4,6180
382	75500	2,5816	4,8779
375	107700	2,5745	5,0322
354	195700	2,5488	5,2916
343	383500	2,5352	5,5837



Microestrutura TM

Tensão (S)-MPa	Nº de Ciclos (N)	Log S	LogN
438	8700	2,64149	3,93952
422	15000	2,62514	4,17609
417	22300	2,61908	4,34830
403	17900	2,60509	4,25285
403	25600	2,60483	4,40824
392	26000	2,59359	4,41497
382	55200	2,58187	4,74194
375	46800	2,57373	4,67025
372	25500	2,57111	4,40654
337	56000	2,52772	4,74819
335	70000	2,52501	4,84530
331	88920	2,52010	4,94900
306	165000	2,48539	5,21748

Microestrutura TR

Tensão (S)-MPa	Nº de Ciclos (N)	Log S	LogN
444	11500	2,64699	4,06069
432	16900	2,63512	4,22788
401	39400	2,60318	4,59550
392	35100	2,59304	4,54531
392	52600	2,59304	4,72099
382	71200	2,58248	4,85248
381	125900	2,58078	5,09656
376	82300	2,57514	4,91540
363	161200	2,56046	5,20737
344	376300	2,53673	5,57553



Microestrutura TDR

Tensão (S)-MPa	Nº de Ciclos (N)	Log S	Log N
448	20600	2,65263	4,31387
436	32100	2,63983	4,50651
433	25900	2,63627	4,41330
421	23200	2,62404	4,36549
402	46700	2,60433	4,66932
388	81800	2,58869	4,91275
385	66800	2,58512	4,82478
376	95400	2,57491	4,97955
367	95600	2,56420	4,98046
345	148600	2,53791	5,17202
330	250300	2,51850	5,39846

Tabela 4.5 - Equações das Retas Obtidas por Regressão Linear Para as Diversas Microestruturas Bifásicas

Microestrutura	Equação	Coefficiente de correlação
TS	$\text{Log S} = -0,153 \log N + 3,27$	0,972
TD	$\text{Log S} = -0,078 \log N + 2,97$	0,979
TM	$\text{Log S} = -0,127 \log N + 3,15$	0,942
TR	$\text{Log S} = -0,069 \log N + 2,93$	0,975
TDR	$\text{Log S} = -0,119 \log N + 3,16$	0,977



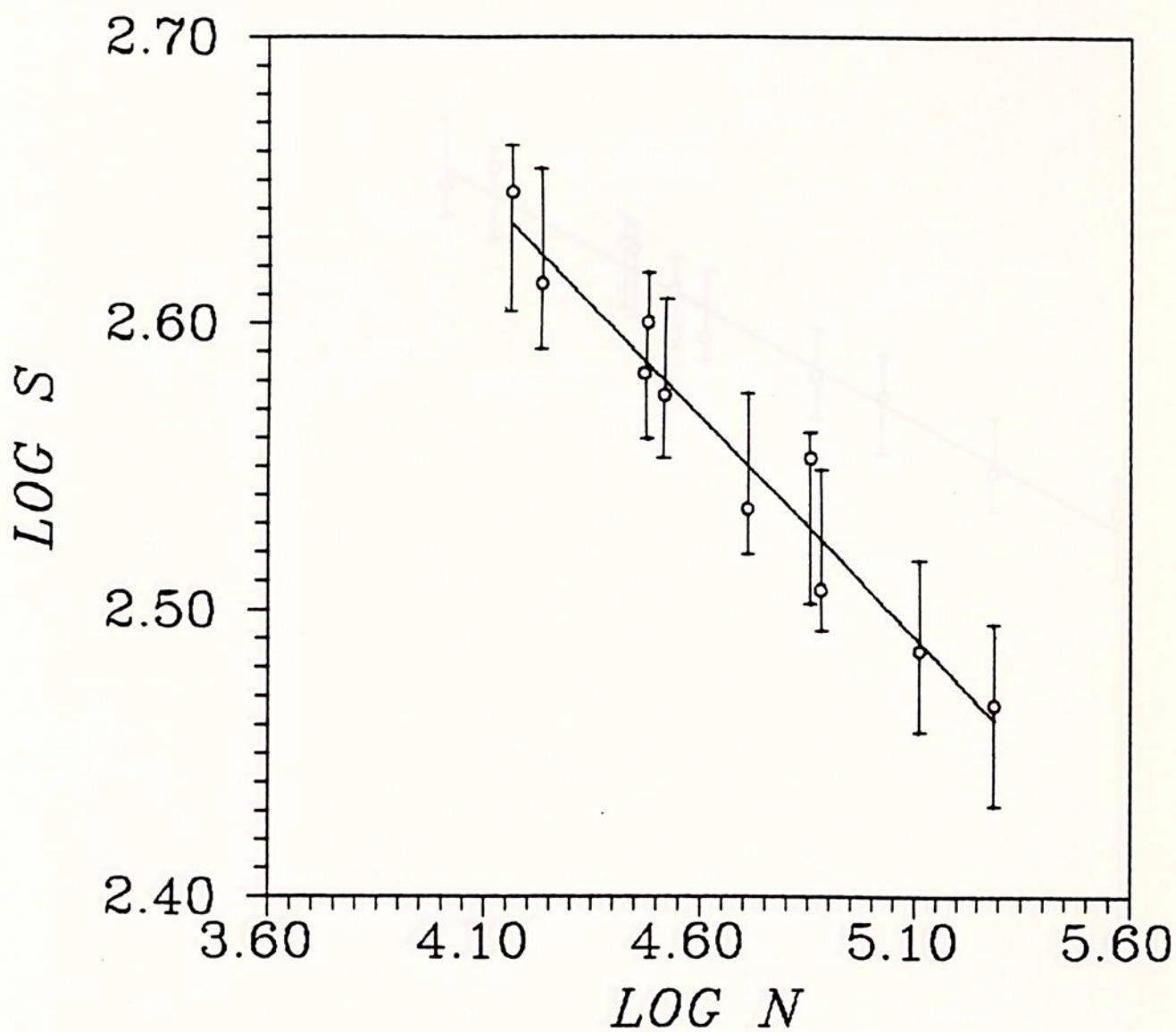


Figura 4.9 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido a tratamento térmico TS

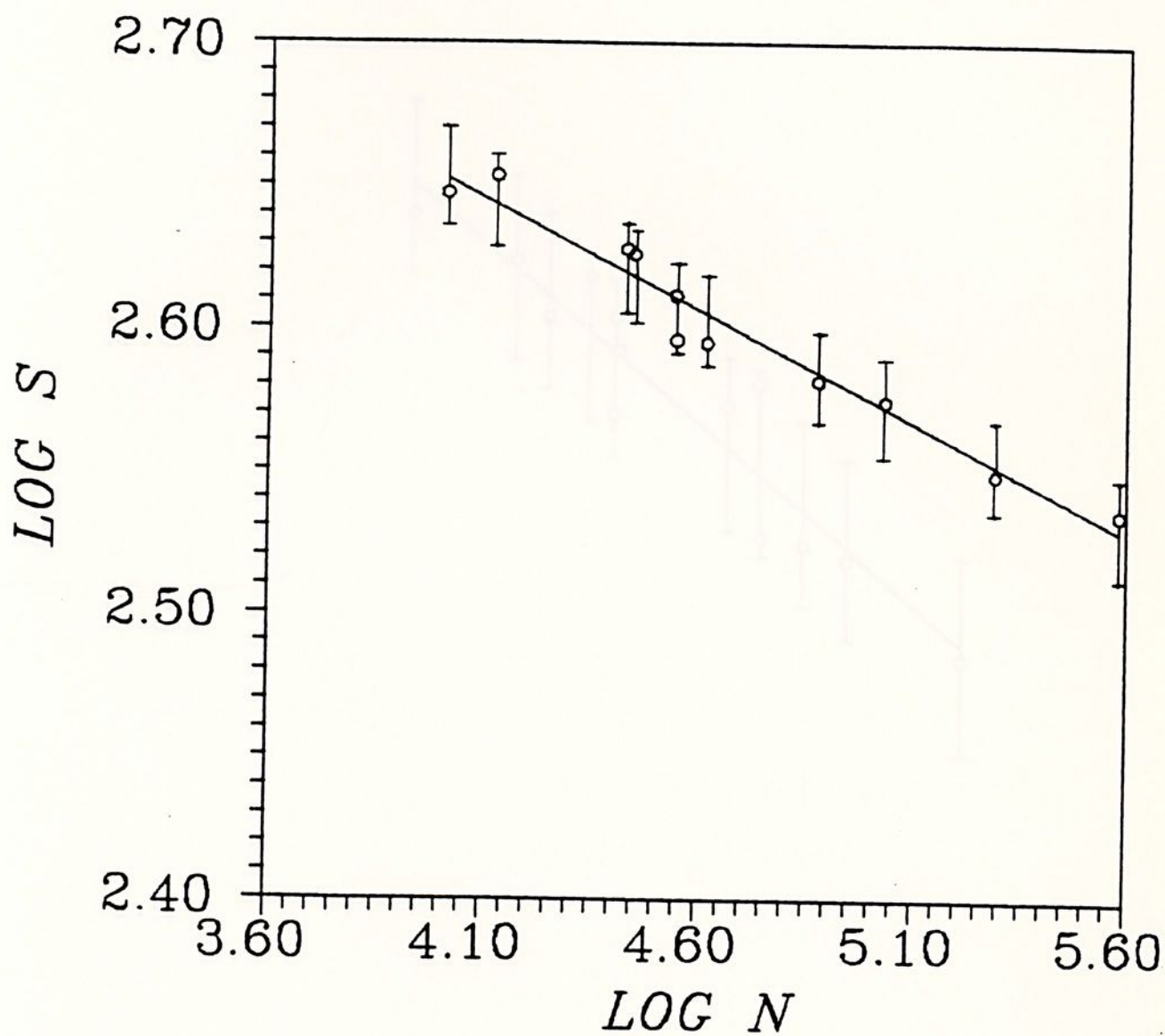


Figura 4.10 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido ao tratamento térmico TD

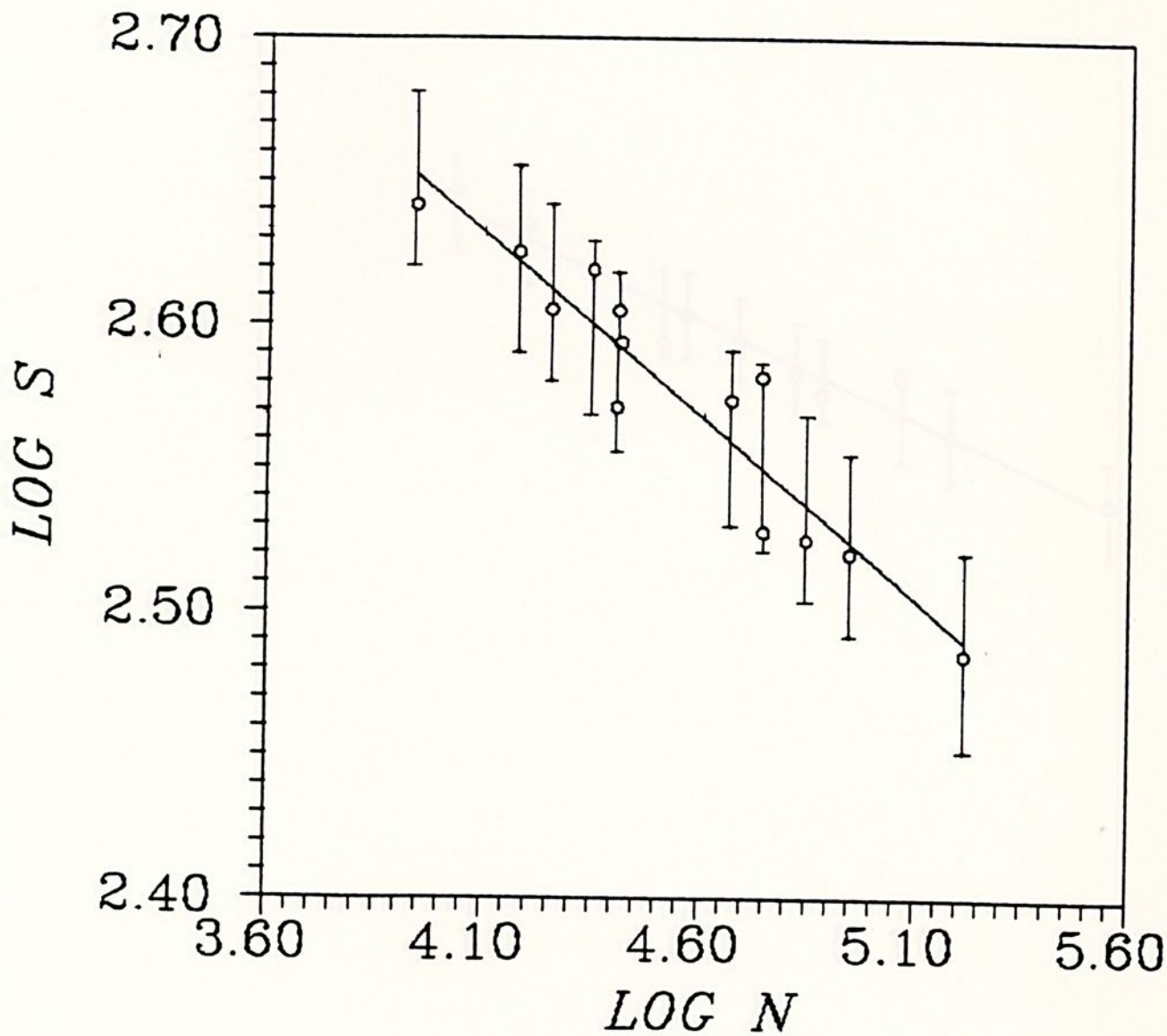


Figura 4.11 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido ao tratamento térmico TM

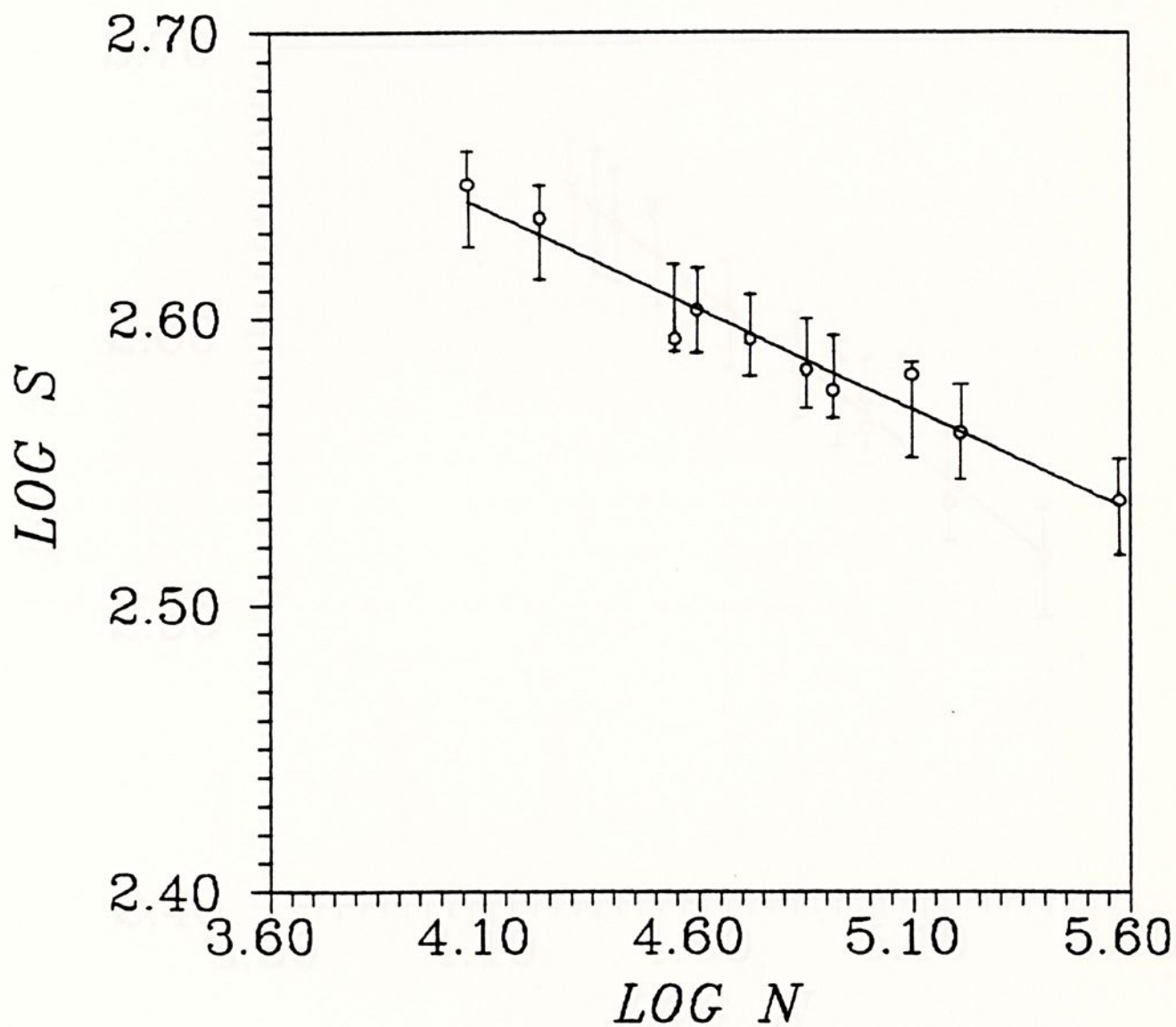


Figura 4.12 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido ao tratamento térmico TR

4.4 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FADIGA

A análise da superfície de fadiga serviu para verificar o aumento de bandas de deslizamento e multiplicação de microtrincas

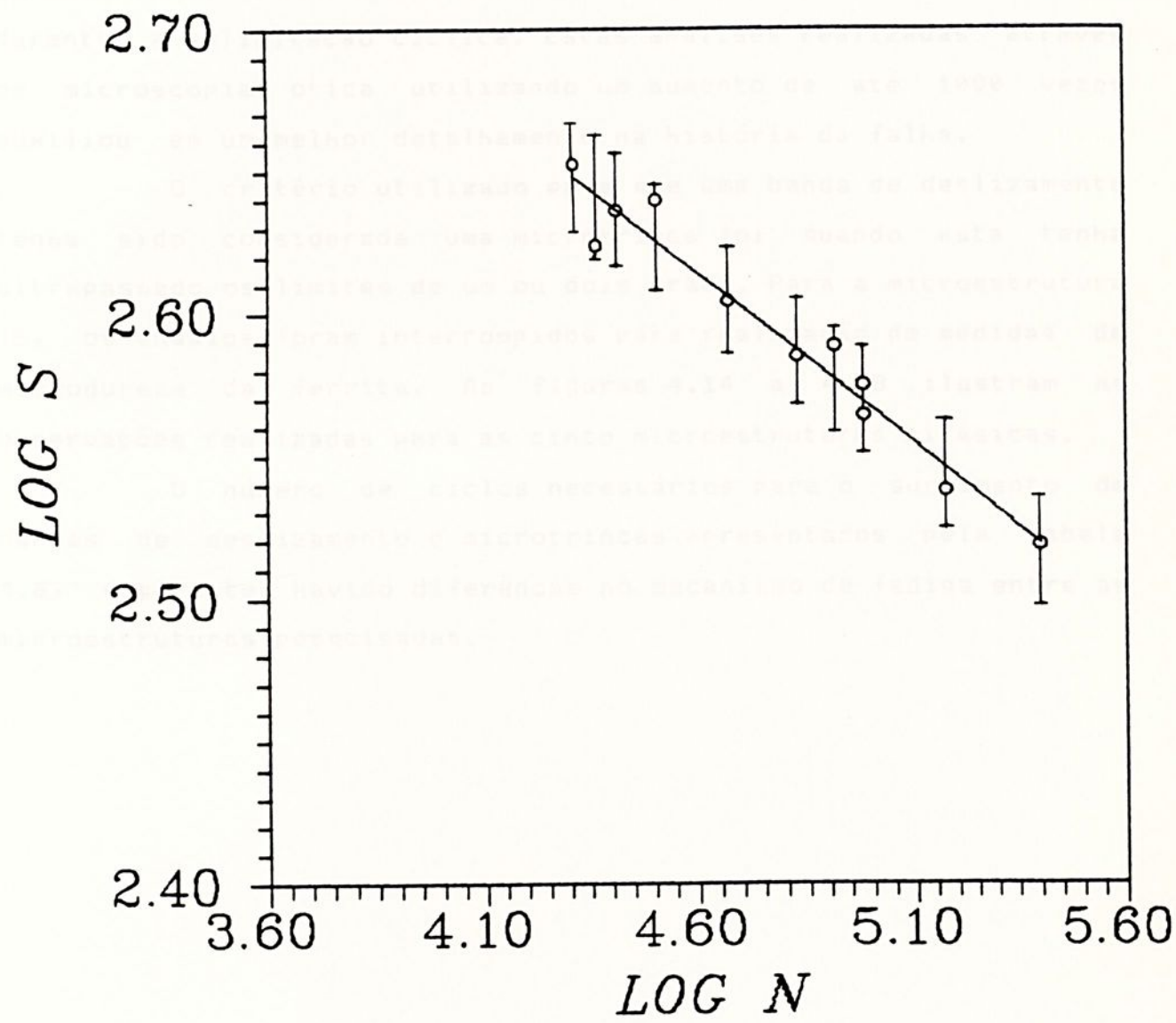


Figura 4.13 - Curva de fadiga obtida para o aço submetido ao tratamento térmico TDR



4.4 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FADIGA

A análise da superfície de fadiga permitiu verificar o surgimento de bandas de escorregamento e nucleação de microtrincas durante a sollicitação cíclica. Estas análises realizadas através de microscopia ótica utilizando um aumento de até 1000 vezes auxiliou em um melhor detalhamento na história da falha.

O critério utilizado para que uma banda de deslizamento tenha sido considerada uma microtrinca foi quando esta tenha ultrapassado os limites de um ou dois grãos. Para a microestrutura TS, os ensaios foram interrompidos para realização de medidas de microdureza da ferrita. As figuras 4.14 a 4.28 ilustram as observações realizadas para as cinco microestruturas bifásicas.

O número de ciclos necessários para o surgimento de bandas de deslizamento e microtrincas apresentados pela tabela 4.6, sugere ter havido diferenças no mecanismo de fadiga entre as microestruturas pesquisadas.

Tabela 4.6 - Número de Ciclos Consumidos Para Ocorrer Nucleação de Bandas de Deslizamento e Microtrincas nas Diversas Microestruturas Bifásicas sob Tensão de 310 MPa.

Microestrutura	Bandas de deslizamento	microtrincas	Numero de ciclos até a fratura
TS	3.000	6.000	125.000
TDR	3.000	15.000	478.000
TM	5.000	20.000	170.000
TR	5.000	20.000	1.260.000
TD	30.000	180.000	1.120.000

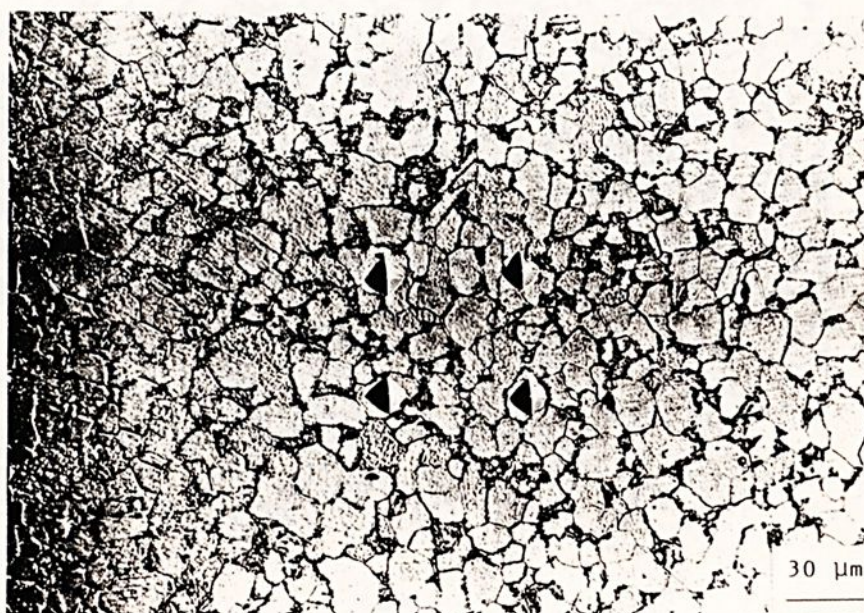
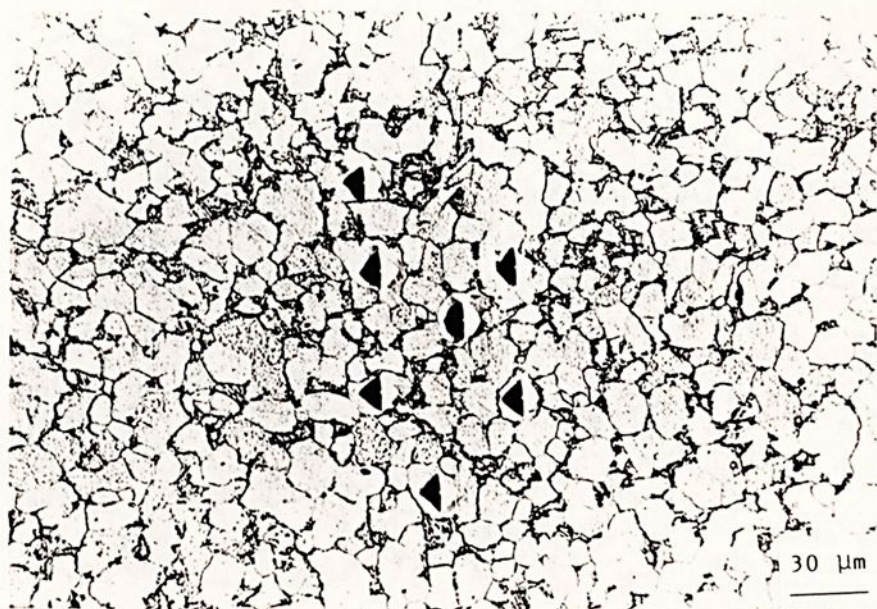
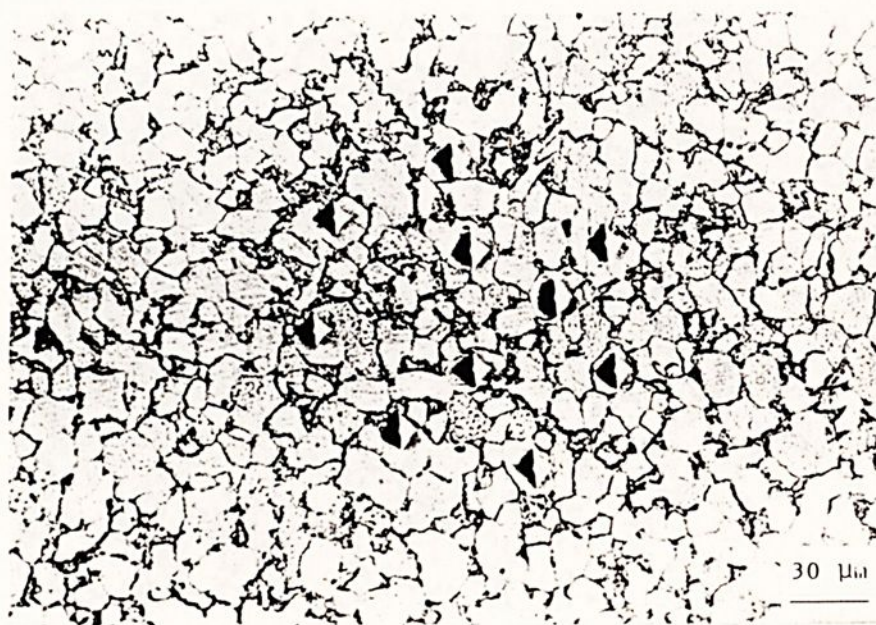


Figura 4.14 - Impressões de microdureza vickers realizadas na superfície do corpo de prova com microestrutura TS antes de ser submetida a solicitação cíclica.

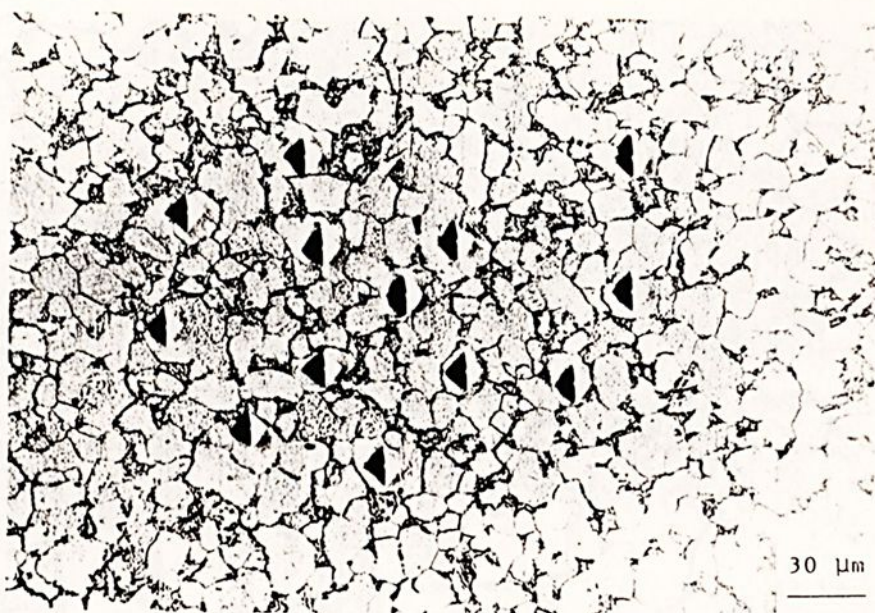


(a)

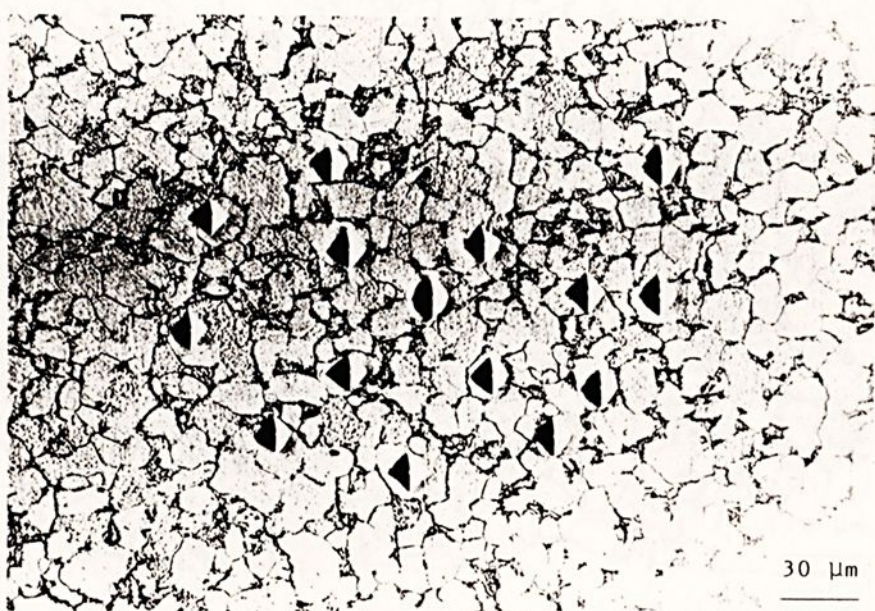


(b)

Figura 4.15 - Impressões de microdureza vickers realizadas na superfície do corpo de prova com microestrutura TS, após ter sido submetido a tensão cíclica de 310 MPa: a) após 5 ciclos. b) após 10 ciclos.

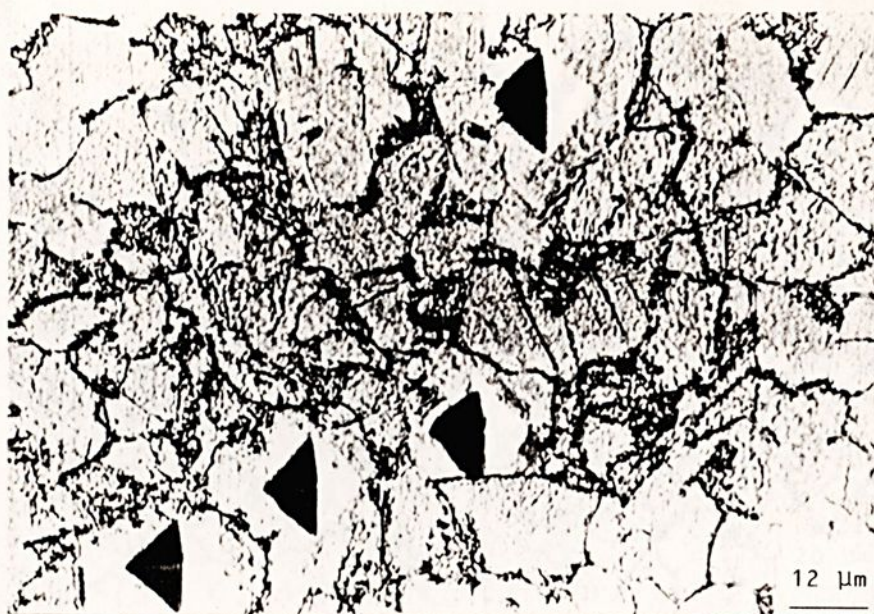


(a)



(b)

Figura 4.16 - Impressões de microdureza vickers realizadas na superfície do corpo de prova com microestrutura TS, após ter sido submetido a tensão cíclica de 310 MPa: a) após 40 ciclos. b) após 1000 ciclos.

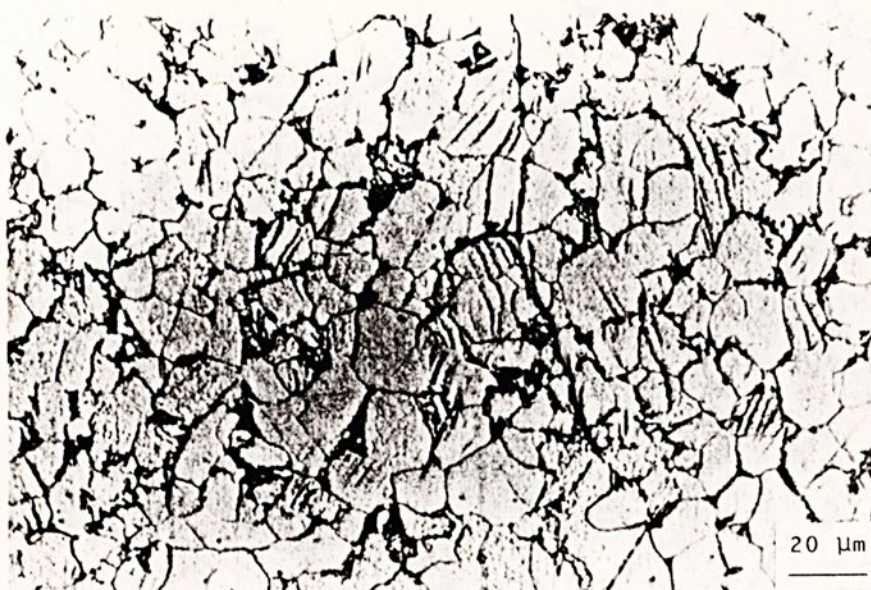


(a)



(b)

Figura 4.17 - Bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS, sob tensão de 310 MPa. a) surgimento das primeiras bandas de deslizamento após 3000 ciclos; (b) aumento da densidade de bandas após 5000 ciclos.

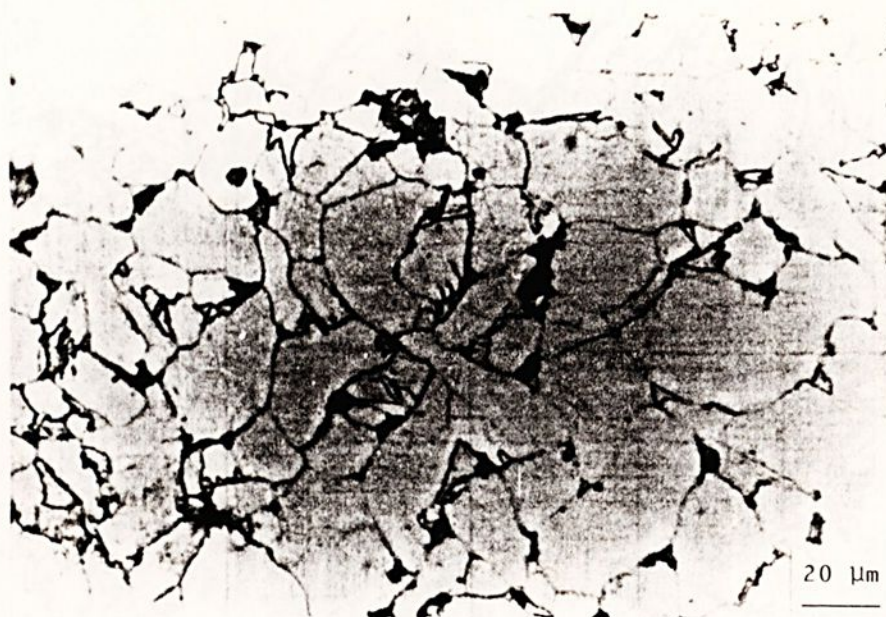


(a)

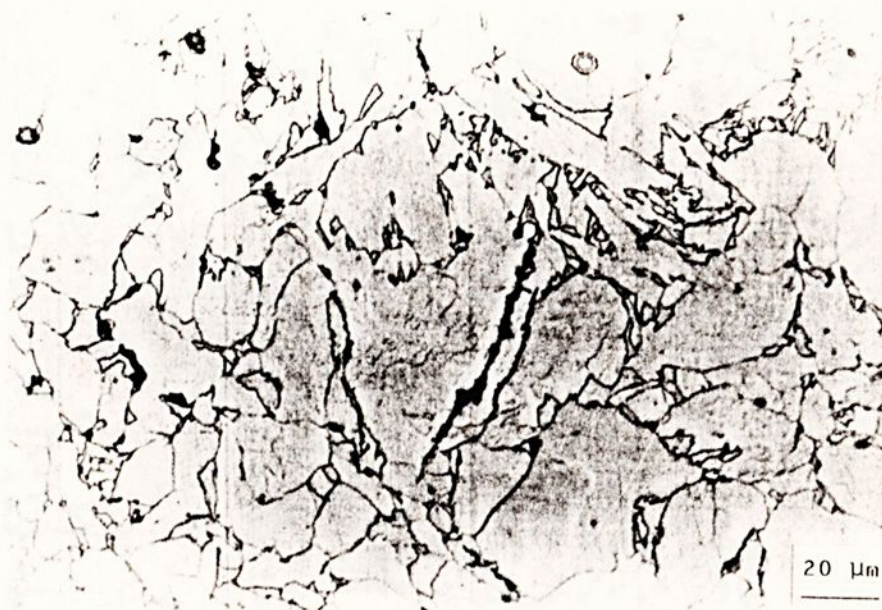


(b)

Figura 4.18 - Microtrincas nos grãos de ferrita na condição TS, sob tensão de 310 MPa: (a) surgimento das primeiras microtrincas após 6000 ciclos; (b) surgimento de microtrinca com aumento da densidade de bandas após 7000 ciclos.

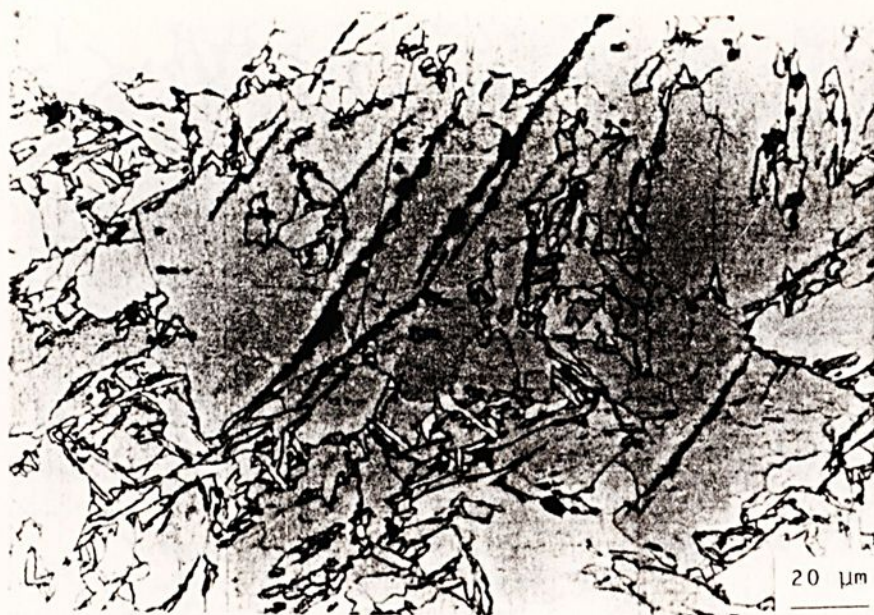


(a)



(b)

Figura 4.19 - Bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TM, sob tensão de 310 MPa. Surgimento das primeiras bandas de deslizamento após 8000 ciclos.

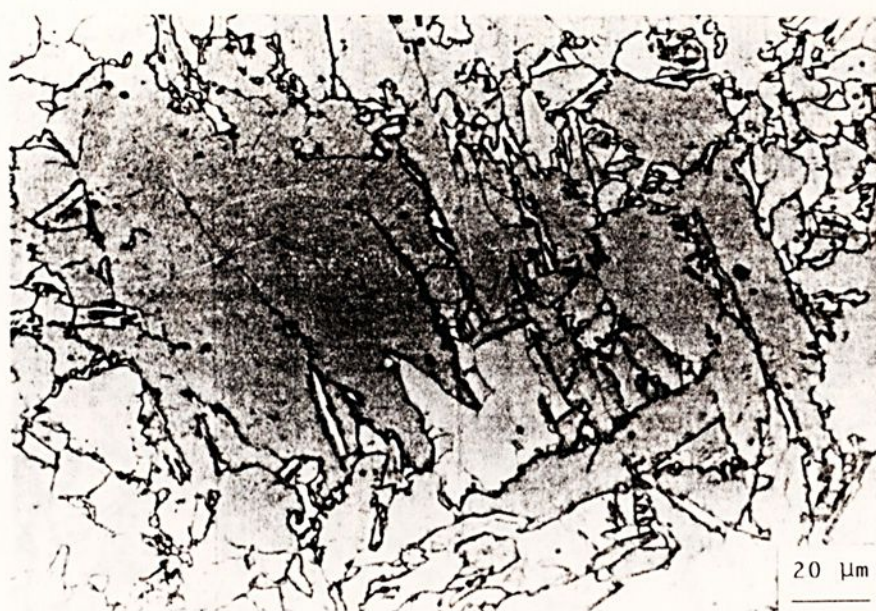


(a)



(b)

Figura 4.20 - Microtrinca na condição TM, sob tensão de 310 MPa após 20000 ciclos.



(a)



(b)

Figura 4.21 - Bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TR, sob tensão de 310 MPa. (a) surgimento das primeiras bandas de deslizamento após 5000 ciclos; (b) após 10000 ciclos.

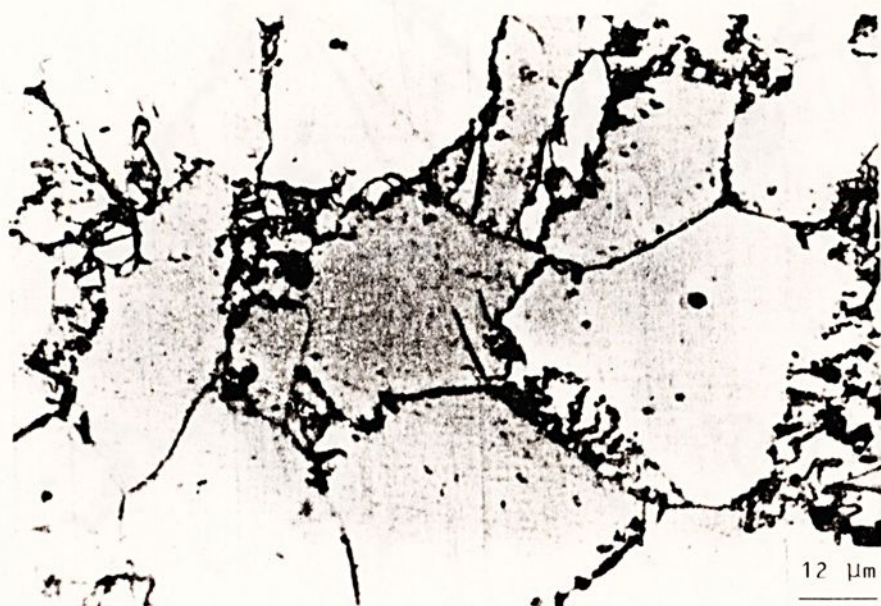


(a)

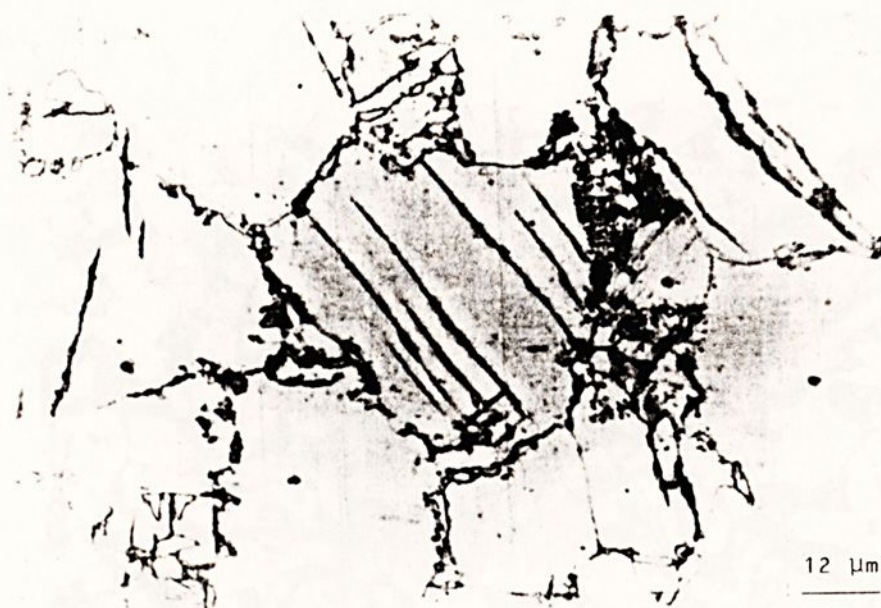


(b)

Figura 4.22 - Microtrincas na condição TR, sob tensão de 310 MPa após 20000 ciclos.



(a)



(b)

Figura 4.23 - Bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TDR ,sob tensão de 310 MPa. Surgimento das primeiras bandas de deslizamento (a)após 3000 ciclos. (b)após 50000 ciclos.

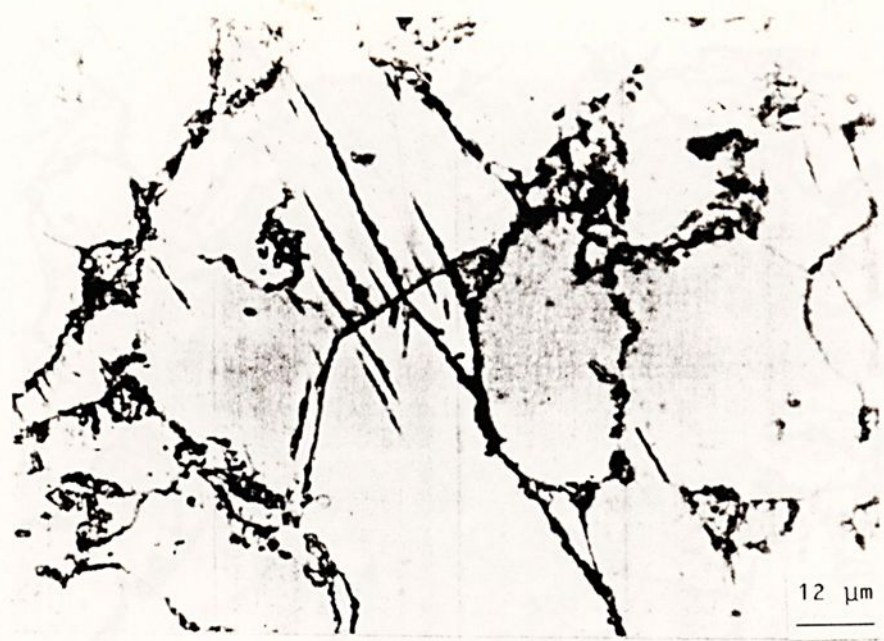
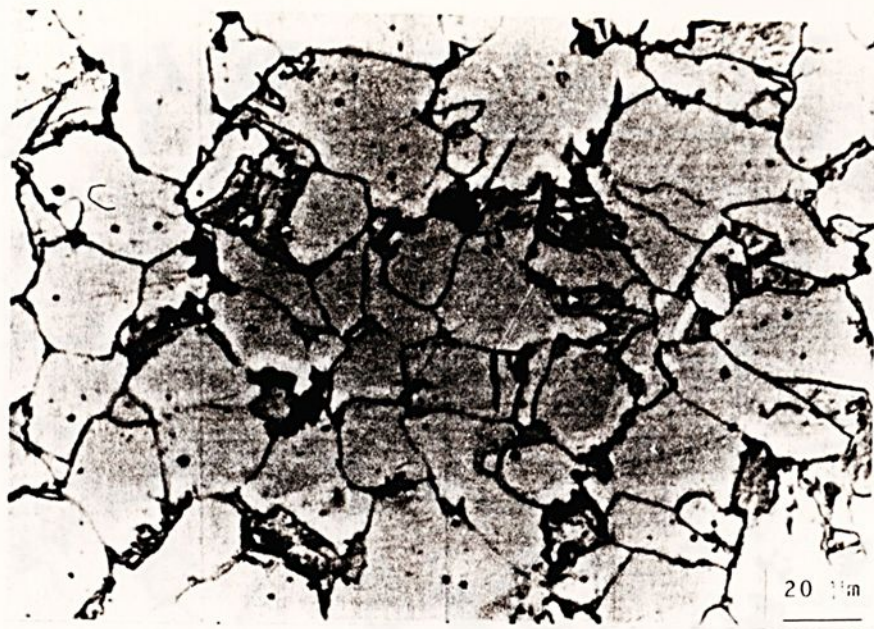


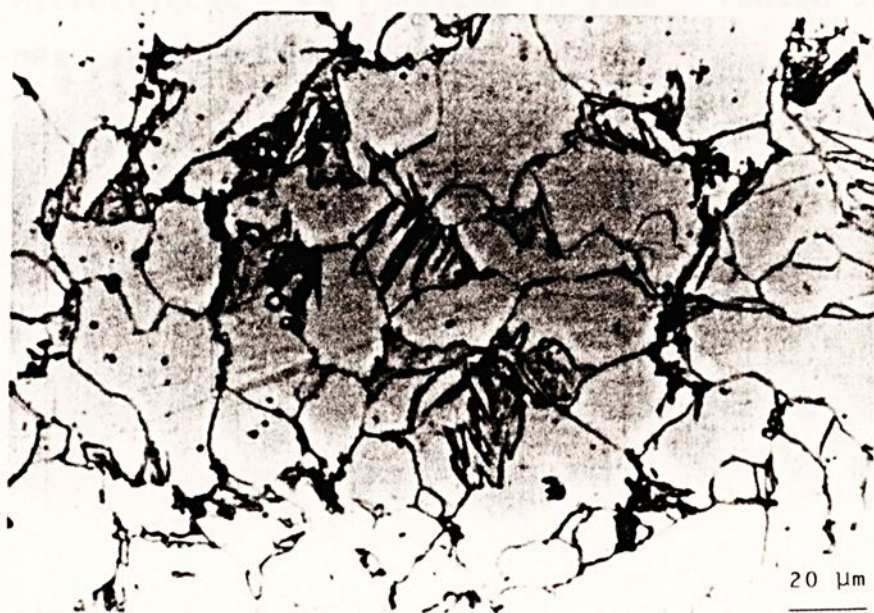
Figura 4.24 - Microtrincas na condição TDR ,sob tensão de 310 MPa após 20000 ciclos.



Figura 4.25 - Microestrutura TD, após 20000 ciclos sob tensão de 310 MPa. Ausência de bandas de deslizamento.



(a)



(b)

Figura 4.26 - Bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD, sob tensão de 310 MPa. (a) surgimento das primeiras bandas de deslizamento após 30.000 ciclos; (b) aumento da densidade de bandas após 120.000 ciclos.



Figura 4.27 - Microtrincas na condição TD ,sob tensão de 310 MPa após 180.000 ciclos.

CAPÍTULO 5 - DISCUSSÕES

5.1 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

Como já citado anteriormente, o objetivo do presente trabalho foi o de estudar o desenvolvimento de novas microestruturas bifásicas e correlacionar com o comportamento em fadiga. Os tratamentos térmicos foram selecionados a partir das rotas realizadas por Xue Ling e Owen [39], que utilizaram tempos de tratamentos térmicos para a obtenção das diversas microestruturas que variaram entre 20 a 92 horas de forno, sendo que apenas as amostras da série A, ilustradas pela figura 2.3, foram processadas em um tempo menor, cerca de duas horas. O presente trabalho procurou realizar uma redução dos tempos gastos para o processamento do material, procurando deste modo, um caminho mais viável em termos de custo, com considerável redução de consumo de energia. As diversas microestruturas foram obtidas em tempos que variaram entre 15 minutos a 2,5 horas de processamento. A revisão bibliográfica realizada no capítulo 2 sobre a transformação da fase austenítica permitiu verificar através dos trabalhos de Speich e Colaboradores [29] e por Souza e Colaboradores [31] que a nucleação da austenita na temperatura intercrítica ocorre de forma quase instantânea, seguido de crescimento muito rápido. Estas observações possibilitaram a adoção de um tempo muito menor de austenitização, que neste trabalho estiveram em torno de 15 minutos. As microestruturas obtidas pelos tratamentos TS e TD foram semelhantes as microestruturas obtidas em trabalhos anteriores realizados no



Departamento de Materiais e Tecnologia [95,96,97]. Para a microestrutura TS ocorreu a nucleação da austenita a partir de uma microestrutura ferrítica-perlítica resultando em uma matriz martensítica contínua. Este resultado está de acordo com a descrição do mecanismo de formação da austenita descrito por Yang e Colaboradores [33], onde ocorre uma nucleação da austenita nas partículas de cementita que se esferoidizaram nos contornos da ferrita. Após o equilíbrio, a austenita formará uma rede contínua envolvendo ilhas de ferrita. Com o resfriamento obtem-se uma microestrutura com matriz martensítica contínua.

A microestrutura denominada TD foi obtida através de um aquecimento até uma temperatura de austenitização, e logo após resfriada até uma temperatura entre as linhas A_1 e A_3 , seguido de têmpera. Neste caso, há a nucleação de ferrita em uma microestrutura austenítica. Segundo os estudos de Lange e Colaboradores[98], a nucleação predominante de ferrita ocorre nas interfaces dos contornos de austenita com baixa configuração energética e apenas uma pequena fração das áreas no interior dos grãos seria capaz de suportar a nucleação. Deste modo, havendo uma nucleação predominante de ferrita nos contornos, após o resfriamento brusco obtem-se uma microestrutura com tendência para formação de matriz ferrítica contínua.

Para a obtenção da microestrutura TM, inicialmente as amostras foram temperadas a partir de 950 °C em água gelada obtendo-se uma microestrutura martensítica ripada, característica da tempera convencional em aços de baixo carbono. Com o aquecimento até a região intercrítica, inicialmente, há um início de rearranjo atômico com a transformação do sistema tetragonal para o cúbico, com conseqüente retorno da amostra às suas dimensões originais. Concomitantemente, ocorre uma rápida



nucleação de partículas alongadas de austenita. O crescimento subsequente ocorre através da penetração da austenita entre as placas de martensita.

A microestrutura anterior ao tratamento térmico TR foi obtida através do revenimento a 700 °C, por 2 horas, de uma microestrutura martensítica. A microestrutura, resultante deste revenido em alta temperatura, consistiu em uma combinação de ferrita e cementita esferoidizada. As partículas de cementita se distribuíram, preferencialmente, nos contornos de grãos ferríticos, sendo que no centro dos grãos notou-se a presença, em menor densidade, de uma dispersão de partículas esferoidizadas. Esta microestrutura inicial apresentou diferenças da microestrutura obtida por Xue Ling e Owen[39], onde não foram verificados contornos de grãos definidos, apenas partículas dispersas em uma matriz ferrítica. Com o aquecimento até a temperatura intercrítica ocorre um crescimento inicial de austenita nas partículas esferoidizadas, sendo que a análise das figuras 4.6 e 4.7 permite verificar que houve um crescimento preferencial de austenita entre os contornos de grão.

A microestrutura denominada TDR foi obtida pelo reaquecimento de uma microestrutura bifásica caracterizada por apresentar matriz ferrítica contínua com ilhas de martensita. Com o reaquecimento a 780°C ocorreu a transformação da martensita em austenita, com crescimento entre as interfaces ferrita-ferrita.

Além das diferenças obtidas entre as diversas microestruturas com relação a morfologia da martensita obteve-se também variações microestruturais no que se refere a frações volumétricas das fases. Todas as microestruturas pesquisadas foram temperadas a partir de uma mesma temperatura intercrítica (780°C), o que, teoricamente, deveria resultar em uma mesma fração

volumétrica, como mostrado pela regra da balança, esquematizada no capítulo 2 deste trabalho. As diferenças entre as frações volumétricas das fases, foram provenientes da nucleação da fase austenítica, em diversas condições microestruturais. No caso da microestrutura TR, para a nucleação de austenita ocorreu em partículas de cementita, que apresentam velocidade de dissolução extremamente lenta. A análise da figura 4.7 permite verificar que, mesmo após a têmpera intercrítica, ainda encontram-se partículas de cementita encapsuladas nos grãos ferríticos, demonstrando que não houve total dissolução das partículas, provocando uma diminuição da fração volumétrica da martensita.

Para a microestrutura TM verificou-se aumento da fração volumétrica da martensita quando comparado com as microestruturas TR e TS. Este aumento, certamente deve ter sido ocasionado devido a possibilidade de formação de inúmeros núcleos de austenita na estrutura martensítica. Deste modo o equilíbrio ocorre de forma mais rápida.

A microestrutura TD apresentou o maior volume percentual de martensita entre as microestruturas pesquisadas. Estas diferenças foram previstas no trabalho de Xue Ling e Owen [39]. A análise da figura 5.1. permite verificar que a nucleação de ferrita em uma microestrutura austenítica ocorre de forma rápida até uma porcentagem em volume de cerca de 15% e, após os primeiros minutos, este crescimento se torna extremamente pequeno. A baixa velocidade de transformação da austenita acarreta uma maior presença deste constituinte, e, com o resfriamento, há aumento em volume da fase martensítica. No caso da microestrutura TDR, houve uma queda de fração volumétrica da martensita em relação a TD ocasionada, justamente pela transformação da martensita em austenita e ferrita.



A microdureza da ferrita foi medida nas diversas microestruturas e os resultados apresentaram diferenças mais acentuadas quando houve variações dos microconstituintes que

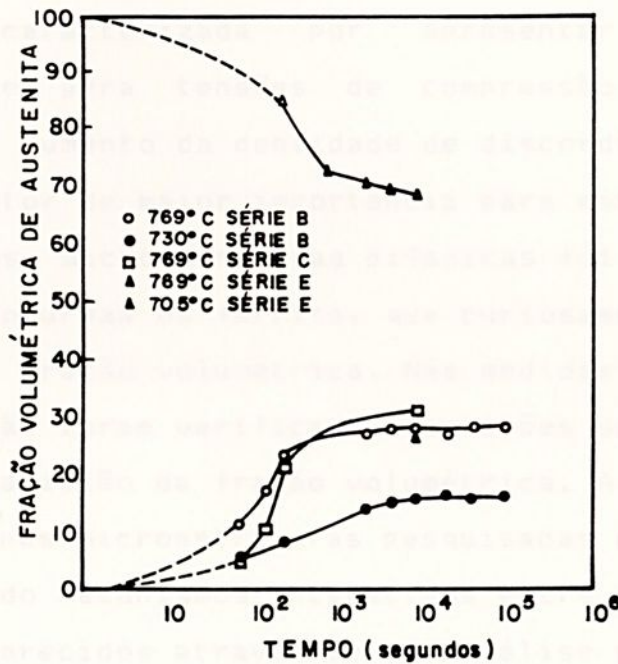


Figura 5.1 - Cinética de Formação de Austenita em Um Aço Submetido a Têmpera Intercrítica com Diversas Microestruturas Iniciais [39]

compunham a segunda fase, principalmente quando a ferrita estava combinada com martensita ou perlita ou cementita. Nas microestruturas bifásicas foram verificados os valores mais altos de microdureza da ferrita. Este acréscimo pode ser atribuído a dois fatores. Com o aquecimento do material até a temperatura de 780°C, ocorreu um mecanismo semelhante a um tratamento térmico de solubilização. A solubilidade máxima de carbono na ferrita que na



temperatura ambiente, está em torno de 0,008% passa para cerca de 0,02% a 780°C. Com o resfriamento, certamente houve uma presença maior de carbono na ferrita, que contribuiu para o aumento de dureza. Por outro lado, já é conhecido, pela descrição de diversos pesquisadores [52,54,59,60], que a transformação da austenita em martensita é caracterizada por apresentar uma expansão volumétrica, que gera tensões de compressão na ferrita, e conseqüentemente aumento da densidade de discordâncias e, talvez, este seja o fator de maior importância para este acréscimo de dureza. Entre as microestruturas bifásicas foi verificado uma variação da microdureza da ferrita, que curiosamente acompanhou o aumento da sua fração volumétrica. Nas medidas realizadas por Hashimoto [9] não foram verificadas variações da microdureza da ferrita com a variação da fração volumétrica. A análise destes dados sugere que nas microestruturas pesquisadas por este trabalho podem ter ocorrido mecanismos interativos entre as fases, que só poderiam ser esclarecidos através de uma análise mais aprofundada, utilizando microscopia eletrônica.

A microdureza obtida da ferrita, foi maior quando o material estava no estado como fornecido (ferrita + perlita) do que quando esteve combinada com cementita (material submetido a tempera convencional e revenido a 700°C por 2 horas). Este estado maior de endurecimento provavelmente deve ter sido ocasionado devido a tensões induzidas na ferrita pelo processo de laminação.



5.2 RESULTADOS DE TRACÇÃO ESTÁTICA

Os resultados obtidos para os ensaios de tração estática permitem verificar que em todas as microestruturas bifásicas pesquisadas houve acréscimo de resistência mecânica em relação as outras microestruturas pesquisadas. Os níveis de resistência obtidos foram ligeiramente maiores do que os verificados por Speich e Miller, embora os valores obtidos para o alongamento estivessem bem abaixo dos valores verificados por outros pesquisadores [92,93,94]. Com relação as microestruturas obtidas pelos tratamentos TS, TDR e TD foi possível correlacionar a tensão máxima de resistências a tração com a fração volumétrica da martensita. Estes resultados estão de acordo com os resultados obtidos por Davies [43], Speich e Miller [29] e Hashimoto [9], que verificaram que o aumento da fração volumétrica da martensita acompanha o aumento da resistência mecânica do material. A microestrutura obtida pelo tratamento TR apresentou comportamento diferenciado. Embora a fração volumétrica da martensita (16%) tenha sido a mais baixa entre as microestruturas pesquisadas, esta situação, curiosamente, apresentou níveis de resistência mecânica comparáveis aos obtidos pelas microestruturas TD e TDR que apresentaram frações volumétricas da martensita acima de 30%. Este comportamento pode ter sido resultado devido a produção de dispersões finas de martensita que segundo Ballinger e Gladman [35] representam um acesso viável para a produção de boas combinações de resistência e ductilidade nos aços bifásicos. No caso da microestrutura TM, tanto a tensão máxima de resistência a tração quanto a tensão de escoamento, apresentaram níveis mais baixos de resistência, apesar desta microestrutura apresentar



fração volumétrica da martensita maior que as microestruturas TR e TS. Este comportamento indica que entre as fases ferrita e martensita ocorre mecanismos interativos que sofrem grande influência da microestrutura do material.

5.3 RESULTADOS DE FADIGA

A análise dos resultados dos ensaios de fadiga indicam que houve diferenças acentuadas entre as microestruturas pesquisadas. A figura 5.2 mostra a superposição das curvas obtidas, onde pode-se fazer uma análise comparativa do comportamento em fadiga das diversas amostras. A primeira observação que pode ser feita é que houve um cruzamento entre as curvas TD, TR e TDR em um ponto muito próximo, representado na figura 5.2 pelo ponto A.

Esta observação sugere que ocorre alterações do mecanismo de fadiga, quando o material está submetido em alto ou baixo nível de sollicitação. Entre as microestruturas TS e TM ocorreu comportamento semelhante. Houve um cruzamento das curvas representado pelo ponto B na figura 5.2, que indica que em baixos níveis de sollicitação a microestrutura obtida pelo tratamento térmico TM, respondeu melhor a sollicitação cíclica em relação a microestrutura TS.

Os resultados obtidos para os ensaios de fadiga, de um certo modo, podem ser correlacionados com alguns parâmetros microestruturais como fração volumétrica das fases, microdureza ou com os resultados dos ensaios de tração estática, embora neste trabalho a associação não tenha sido tão eficiente devido as

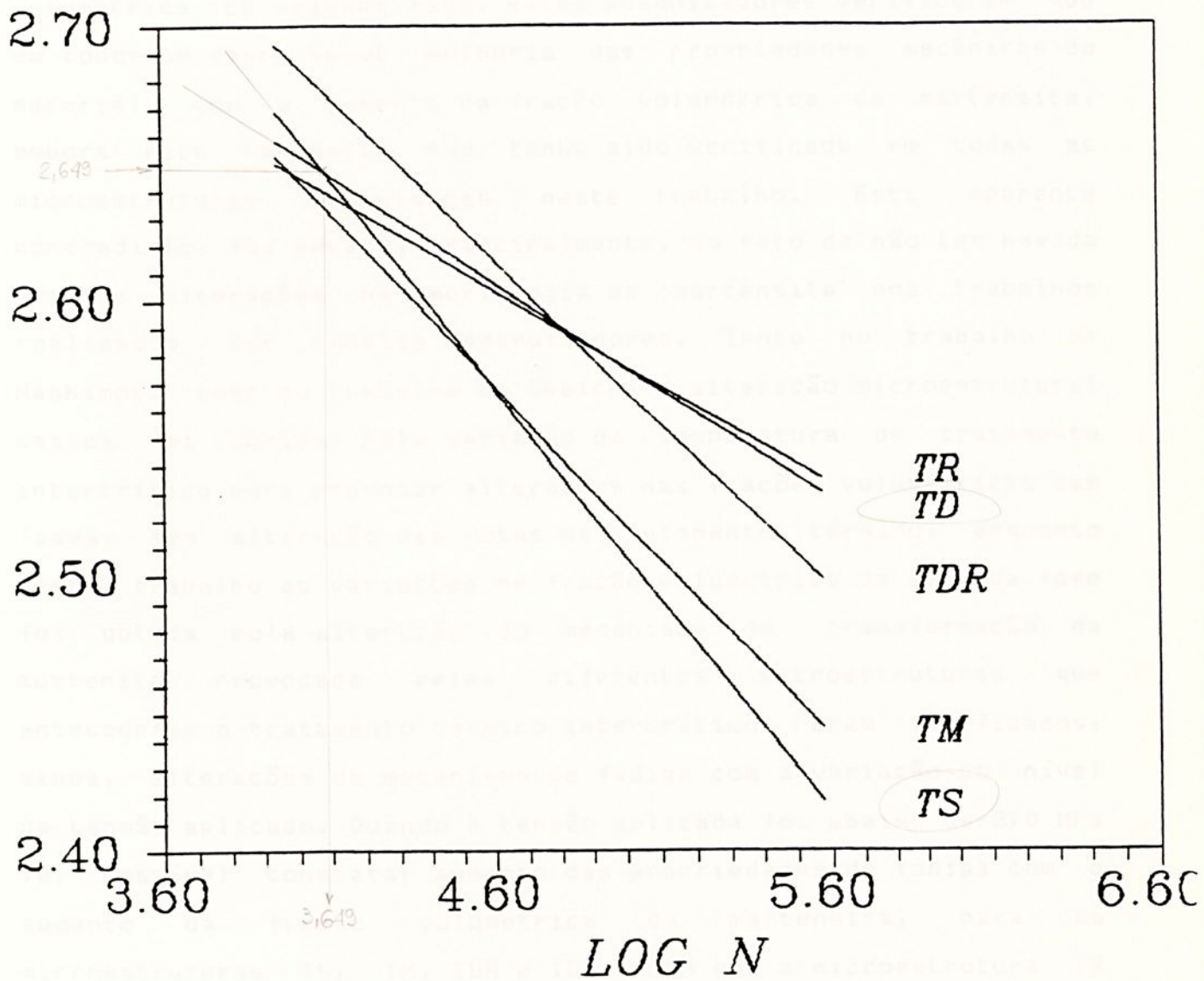


Figura 5.2 - Superposição das curvas obtidas pelos ensaios de fadiga para as diversas microestruturas bifásicas.

grandes alterações microestruturais obtidas entre as diversas amostras. No trabalho de Hashimoto [9] e Speich e Miller [47], a maioria dos resultados foram correlacionados com a fração volumétrica da segunda fase. Estes pesquisadores verificaram que em todos os casos houve melhoria das propriedades mecânicas do material com o aumento da fração volumétrica da martensita, embora esta tendência não tenha sido verificada em todas as microestruturas pesquisadas neste trabalho. Esta aparente contradição, foi devido, principalmente, ao fato de não ter havido grandes alterações na morfologia da martensita nos trabalhos realizados por aqueles pesquisadores. Tanto no trabalho de Hashimoto como no trabalho de Speich, a alteração microestrutural básica foi obtida pela variação da temperatura de tratamento intercrítico para provocar alterações nas frações volumétricas das fases, sem alteração das rotas de tratamento térmico, enquanto neste trabalho as variações de fração volumétrica da segunda fase foi obtida pela alteração do mecanismo de transformação da austenita provocada pelas diferentes microestruturas que antecederam o tratamento térmico intercrítico. Foram verificados, ainda, alterações do mecanismo de fadiga com a variação do nível de tensão aplicado. Quando a tensão aplicada foi abaixo de 370 MPa foi possível constatar aumento das propriedades de fadiga com o aumento da fração volumétrica da martensita, para as microestruturas TS, TM, TDR e TD, sendo que a microestrutura TR apresentou comportamento antagônico, pois foi a situação que apresentou menor fração volumétrica da martensita e maior resistência a fadiga em baixo nível de solicitação. Quando os corpos de prova foram solicitados em tensões que excederam o limite de 370 MPa, ocorreu um comportamento que tornou bastante complexa a análise. Pode-se verificar que houve uma tendência de



convergência das curvas TR, TD, TM e TS para um ponto muito próximo, enquanto a microestrutura TDR se diferenciou por apresentar maior resistência a fadiga. Neste caso, ao contrário da situação anterior, não foi possível fazer nenhum correlacionamento com a fração volumétrica da martensita.

Com relação as propriedades de tração estática, os resultados de fadiga de alto ciclo mostraram uma tendência de correlacionamento com a tensão máxima de resistência a tração. As microestruturas TD, TDR e TR que apresentaram maior resistência a tração apresentaram melhor comportamento em fadiga.

A análise da superfície de fadiga descrita no item 4.4. foi realizada utilizando uma tensão de 310MPa. Esta tensão está dentro de uma faixa que varia entre 30 a 50% abaixo da tensão de escoamento do material onde predomina basicamente a deformação elástica. Para a microestrutura obtida pelo tratamento térmico TS foram realizadas medidas de microdureza da ferrita, cujas impressões estão ilustradas nas figuras 4.14 a 4.16. Estas micrografias foram realizadas em uma mesma região da amostra, onde pode-se verificar que não houve variação de dimensões das impressões com o aumento do número de ciclos de aplicação da carga. Esta verificação permite afirmar que no nível de solicitação utilizado não foi detectado endurecimento cíclico da ferrita, embora o mecanismo de fadiga tenha ocorrido normalmente no material, com a identificação dos primeiros estágios de fadiga, como a nucleação de bandas de deslizamento e microtrincas. A análise da figura 4.17 a 4.28 permite verificar que durante a solicitação cíclica ocorreu o surgimento de bandas de deslizamento e microtrincas em todas as microestruturas bifásicas, sendo que pode ter sido verificado que o número de ciclos necessários para a nucleação de bandas de deslizamento ou microtrincas variou entre



as diversas situações. Esta ocorrência indica que, dependendo da morfologia da microestrutura, haverá diferenças de resistência entre um ou outro estágio do mecanismo de fadiga. A análise da tabela 4.6 mostra que a microestrutura TS, apresentou a menor resistência em todos os estágios da fadiga, apresentando, conseqüentemente, o menor número de ciclos até a fratura entre as diversas situações pesquisadas. A microestrutura TDR apresentou pequena resistência aos 1º e 2º estágios da fadiga embora o número de ciclos consumidos até a fratura indique que este tipo de microestrutura apresenta maior resistência à propagação de trincas. Resultado semelhante foi obtido para a situação TR, que apresentou uma pequena porcentagem da vida consumida entre os dois primeiros estágios.



CAPÍTULO 6 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

6.1 CONCLUSÕES

1. As microestruturas bifásicas foram obtidas entre um período de 15 minutos a 2,5 horas, representando grande redução no tempo de processamento do material.
2. A análise das microestruturas bifásicas obtidas pela temperatura intercrítica do material, com diversas microestruturas iniciais, permitiu verificar que as diferenças situaram-se na morfologia e fração volumétrica da martensita.
3. O parâmetro controlador das variações do volume de martensita obtido foi a velocidade de transformação da austenita na região intercrítica, uma vez que os tempos de exposição na temperatura de 780°C e a velocidade de resfriamento foram os mesmos para as diversas microestruturas.
4. A pequena fração volumétrica de martensita obtida pela microestrutura TR, deveu-se a baixíssima velocidade de dissolução das partículas de cementita.
5. A microdureza da ferrita foi sensivelmente maior quando este microconstituente esteve combinado com martensita, do que quando combinado com perlita ou cementita.



6. Todas as amostras que foram submetidas ao tratamento térmico intercrítico apresentaram ganho expressivo de resistência mecânica nos ensaios de tração estática quando comparadas ao aço como fornecido ou o mesmo aço submetido a um processo de têmpera convencional.
7. A análise dos resultados de fadiga indica que houve alteração dos mecanismos de fadiga com a variação da tensão cíclica aplicada.
8. Em baixo nível de sollicitação o número de ciclos até a fratura foi tanto maior quanto maior a fração volumétrica da martensita, exceto para a microestrutura TR que foi a situação que apresentou menor fração volumétrica da martensita e maior resistência a fadiga.
9. Para a microestrutura TS não foi verificado endurecimento cíclico da ferrita, quando submetida a uma tensão de 310 MPa.
10. A microestrutura TD foi a situação que apresentou maior resistência aos 1º e 2º estágios do mecanismo de fadiga.
11. A microestrutura TR foi a situação que apresentou maior resistência aos 3º e 4º estágios do mecanismo de fadiga.



6.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Estudar o efeito da dureza da martensita no mecanismo de fadiga, entre as diversas microestruturas pesquisadas, utilizando aços com diferentes teores de carbono.
2. Estudar o efeito dos vários tipos de tratamentos térmicos, com pequenas adições de elementos de liga, caracterizando a subestrutura de discordâncias e identificando os prováveis precipitados.
3. Estudar o comportamento microestrutural durante a deformação do aço bifásico.



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BORDIGNON, P.J.P.; HULKA, K.; JONES, B.L.; "HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEELS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS", Niobium Technical Report, NbTR-06/84, (1984), pag. 1-45.
- [2] OWEN, W.S.; "CAN A SIMPLE HEAT TREATMENT HELP TO SAVE DETROIT?", Metals Technology, January (1980), pag. 1-14.
- [3] LANZILLOTTO, C.A.N.; PICKERING, F.B.; "STRUCTURE-PROPERTY RELATIONSHIPS IN DUAL-PHASE STEELS", Metal Science, vol.16, (1982), pag.371-382.
- [4] CHOUMIM, K.; "MODELING TENSILE DEFORMATION OF DUAL PHASE STEEL", Metallurgical Transactions, vol. 19A, (1988), pag. 1263 - 1268.
- [5] 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, (1981), pag. 215-219.
- [6] GUIMARÃES, J.R.C.; PAPALÉO, R.; "AÇOS BIFÁSICOS: CARACTERÍSTICAS MECÂNICO-METALÚRGICAS E APLICAÇÕES POTENCIAIS", Metalurgia-ABM, vol 37, nº 288, (1981), pag. 617-622
- [7] JARDIM, O.R.; "O REVENIDO DE UM AÇO BIFÁSICO", Tese de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, (1983), pag 1-88.



- [8] SHEGHEWI, I.S.; "PROPRIEDADES MECANICAS E ESTRUTURAIS DE UM AÇO BIFÁSICO PRÉ DEFORMADO E REVENIDO", Tese de Mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro-COPPE, Rio de Janeiro, (1988) pag. 1-164.
- [9] HASHIMOTO, T.M.; "FADIGA DE AÇO DE BAIXO CARBONO COM MICROESTRUTURA BIFÁSICA", Tese de Doutorado, Universidade Estadual Paulista-UNESP, Guaratinguetá, (1989), pag.1-150.
- [10] GORNI, A.C.; "EFEITO DA TEMPERATURA DE ACABAMENTO E VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO SOBRE A MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO BIFÁSICO", Tese de Mestrado, Universidade de São Paulo-EPUSP, São Paulo, (1989), pag.1-184.
- [11] PEREIRA, M.S.; "O EFEITO DO REVENIMENTO DA MARTENSITA SOBRE O COMPORTAMENTO EM FADIGA DE UM AÇO BIFÁSICO", Tese de Mestrado, Universidade Estadual Paulista-UNESP, Guaratinguetá, (1992), pag.1-135.
- [12] HAYAMI, J.; FURUKAWA, T.; "A FAMILY OF HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEELS", MICROALLOYING 75, Union Carbide Corporation, New York, Vol.1, (1977), pag.311-321.
- [13] RASHID, M.S.; "GM 980X- POTENTIAL APLICACIONES AND REVIEW", SAE TECHNICAL PAPER 770211-Preprint, (1977).
- [14] CAIRNS, R.L.; CHARLES, J.A.; -JISI 205, (1967), pag. 1044-1050.
- [15] W.H. MCFARLAND, "U.S. Patent nº 3.378.360, (1968).



- [16] FISCHMEISTER, J.O.; HJOLMERED, D.J.; KARLSON, B.; LINDEN, G.; SUNDSTROM, B.; " PLASTIC DEFORMATION OF TWO PHASE MATERIALS WITH COARSE MICROSTRUCTURE", in Proceedings 3rd International Conference on the Strenght of Metals and Alloys, vol.1, Cambridge,(1973), pag. 621-623.
- [17] BAILEY, D.J.; U.S. Patent nº 3930907, (1976).
- [18] BAILEY, D.J.; Second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, preprint, Boston, Mass., 1976, pag. 1722.
- [19] BAILEY, D.J.; Society of Automotive Engineers, preprint, (1976).
- [20] BAILEY, D.J.; STEVENSON, R.; "HIGH STRENGHT LOW CARBON STEEL BY THERMOME-CHANICAL TREATMENT I. STRENGTHENING MECHANISMS", Metallurgical Transactions, vol. 10A, (1979), pag. 47-56.
- [21] STEVENSON, R.; BAILEY, D.J.; THOMAS G.; "HIGH STRENGTH LOW CARBON STEEL BY THERMOMECHANICAL TREATMENT II. MICROSTRUCTURE", Metalurgia Transactions, vol. 10A, (1979), pag. 57-62.
- [22] FORMABLE HSLA AND DUAL PHASE STEELS, editado por A.T. DAVENPORT, TMS-AIME, Wareeendale, PA, (1977).
- [23] STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL-PHASE STEELS, editado por R.A. KOT e J.M. MORRIS, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1979).



[24] FUNDAMENTALS OF DUAL PHASE STEELS, editado por R.A. KOT E B.L. BRAMFITT, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1981).

[25] NAKAOKA,K.; ARAKI,K.; Sosei - to - Kako, pag. 11-875 (em Japonês), (1976).

[26] DATTA,R.; RAGHAVAN,V.; RAMASWAMY,V.; MISHRA,S.; "EFFECTS OF TEMPERING IN A FERRITE-MARTENSITE STEEL", Journal of Materials Science Letters,8, (1989), pag. 1480-1482.

[27] MEDIRATTA,S.R.; RAMASWAMY,V.; SINGH,V.; RAMRAO,P.; "DEPENDENCE OF STRAIN HARDENING EXPONENT ON THE VOLUME FRACTION AND CARBON CONTENT OF MARTENSITE IN DUAL PHASE STEELS DURING MULTISTAGE WORK HARDENING", Journal of Materials Science Letters, 9, (1990), pag. 205-206.

[28] BEATTY,J.H.; SHIFLET,G.H.; "STRAIN DISTRIBUTION EFFECTS ON THE LOW-CYCLE FATIGUE BEHAVIOUR OF Fe-C-Mo STEELS", Metallurgical Transactions, Vol. 22A, (1991), pag. 675-683.

[29] SPEICH,G.R.; DEMAREST,V.A.; MILLER,R.L., "FORMATION OF AUSTENITE DURING INTERCRITICAL ANNEALING OF DUAL PHASE STEELS", Metallurgical Transactions, vol.12A,(1981),pag. 1419-1428.

[30] GARCIA,C.I.; DEARDO,A.J.; "FORMATION OF AUSTENITE IN 1.5 Pct Mn STEELS", Metallurgical Transactions, vol.12A,(1981), pag. 521-530.



- [31] SOUZA, M.M.; GUIMARÃES, J.R.C.; CHAWLA, K.K.; " INTERCRITICAL AUSTENITIZATION OF TWO Fe-Mn-C STEELS", Metallurgical Transactions, vol.13A, (1982), pag. 575-579.
- [32] LAW, N.C.; EDMONDS, D.V.; " THE FORMATION OF AUSTENITE IN A LOW-ALLOY STEEL ", Metallurgical Transactions, vol 11A, (1980), pag.33-46.
- [33] YANG, D.Z.; BROWN, E.L.; MATLOCK, D.K.; KRAUS, G. ; " THE FORMATION OF AUSTENITE AT INTERCRITICAL ANNEALING TEMPERATURES IN A NORMALIZED 0.08C-1.45Mn-0.21Si STEEL", Metallurgical Transactions, vol 16A, (1985), pag.1523-1525.
- [34] MATLOCK, D.K.; EBRAHIMI, F.Z.; KRAUSS, G.; " DEFORMATION, PROCESSING, AND STRUCTURE ", ASM Metals Park - Ohio, (1984) pag. 47-87.
- [35] BALLIGER, N.K.; GLADMAN, T.; "WORK HARDENING OF DUAL PHASE STEELS", Metals Science, vol. 15, March (1981), pag. 95-108.
- [36] AGREN, J.; " COMPUTER SIMULATIONS OF THE AUSTENITE/FERRITE DIFFUSIONAL TRANSFORMATIONS IN LOW ALLOYED STEELS " , Acta Metallurgica , vol.30 ,(1982), pag. 841-851.
- [37] HILLERT, M.; AGREN, J.; " AN INSTABILITY IN Fe-C-M ALLOYS ", Metallurgical Transactions, vol 16A, (1985) pag. 1609-1611.



- [38] GUIMARÃES, V.A.; ALMEIDA L.F.; HASHIMOTO, T.M.; "Influência da Microestrutura no Limite de fadiga em Aços Bifásicos.", Anais do 9º CBECIMAT, Águas de São Pedro, (1990), pag.
- [39] XUE LING,C; REED, A.J.A.; OWEN, W.S.; "THE DEVELOPMENT OF SOME DUAL-PHASE STEEL STRUCTURES FROM DIFERENT STARTING MICROSTRUCTURES". Metallurgical Transactions, vol. 16A, (1985), pag.542-557.
- [40] NAGORKA,M.S.; KRAUS,G.; MATLOCK,D.K.; "THE EFFECT OF MICROSTRUCTURE AND STRAIN RATE ON THE STAGE III STRAIN HARDENING AND DUCTILITY OF DUAL PHAS STEELS", Materials Science and Engineering, 94, (1987), pag.183-193
- [41] MARDER,A.R.; "THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE PROPERTIES AND STRUCTURE OF MOLYBDENIUM AND VANADIUM DUAL-PHASE STEELS", Metallurgical Transactions, Vol. 12A, (1981), pag. 1569-1579.
- [42] XUE LING, C.; J. FENG; OWEN, W.S.; "THE DEPENDENCE OF SOME TENSILE AND FATIGUE PROPERTIES OF A DUAL-PHASE STEEL ON ITS MICROSTRUCTURE". Metallurgical Transactions, vol 16A, (1985), pag. 1405-1415.
- [43] DAVIES,R.G.; "THE DEFORMATION BEHAVIOR OF A VANADIUM-STRENGTHENED DUAL PHASE STEEL", Metallurgical Transactions, vol.9A,(1978),pag 41-52.



[44] GRANGE, R.A.; "FIBROUS MICROSTRUCTURES DEVELOPED IN STEEL BY THEMOMECHANICAL PROCESSING", Proceedings 2nd Int. Conference on the Strength of Metals and Alloys, (1970), pag.861-876.

[45] KOO, J.Y.; THOMAS, G.; "THERMAL CYCLING AND MICROSTRUCTURES FOR IMPROVED PROPERTIES OF Fe-0.12%C-0.5%Mn STEELS," Materials Science and Engineering, 24, (1976) pag. 187-198.

[46] KELLY, A.; TYSON, W.R.; "TENSILE PROPERTIES OF FIBRE-REINFORCED METALS: Copper-Tungsten and Copper-Molybdenum," J.Mech. Phys. Solids, 13, (1965), pag. 329-350.

[47] SPEICH, G.R.; MILLER, R.L.; "MECHANICAL PROPERTIES OF FERRITE-MARTENSITE STEELS", in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot & J.N. Morris eds., TMS-AIME, Warrendale, (1979), pag. 145 - 181.

[48] MARDER, A.R.; "DEFORMATION CHARACTERISTICS OF DUAL PHASE STEELS", Metallurgical Transactions, Vol. 13A, (1982), pag. 85-92.

[49] NAKAGAWA, A.; KOO, J.Y.; THOMAS, G.; "EFFECT OF VANADIUM ON STRUCTURE-PROPERTY RELATIONS OF DUAL PHASE Fe/Mn/Si/0.1C STEELS", Metallurgical Transactions, vol. 12A, (1981) pag. 1965-1972.



- [50] TERAD,N.; BAUGNET,A.; "HIGH-MANGANESE DUAL-PHASE STEELS, STRENGTHENED BY ADDITIONAL ELEMENTS (Cr,Ti,V,W)", Journal of Materials Science, 25, (1990), pag. 848-858.
- [51] DAVIES,R.G.; "INFLUENCE OF SILICON AND PHOSPHOROUS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF BOTH FERRITE AND DUAL PHASE STEEL"; Metallurgical Transactions, Vol. 10A, (1979), pag. 113-118.
- [52] GORNI,A.A.; BRANCUINI,O.L.G.; "A PRODUÇÃO DE CHAPAS DE AÇO BIFÁSICO", Máquinas e Metais, Abril, (1989), pag. 84-89.
- [53] PARUZ,H.; EDMONDS,D.V.; "THE STRAIN HARDENING OF DUAL PHASE STEEL", Materials Science and Engineering, A117 (1989), pag. 67-74.
- [54] CRIBB,W.R.; RIGSBEE,J.M.; "WORK HARDENING BEHAVIOUR AND ITS RELATIONSHIP TO THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS",in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot & J.N. Morris eds., TMS-AIME, Warrendale, (1979), pag. 91-117.
- [55] JOON JEONG YI; KI JOON YU; IN SUP KIM; SANG JOO KIM; "ROLE OF RETAINED AUSTENITE ON THE DEFORMATION OF AN Fe-0.07 C - 1.8 Mn - 1.4Si DUAL-PHASE STEEL",Metallurgical Transactions, Vol. 14A, (1983), pag. 1497-1504.
- [56] JU,Y.L.; "STRAIN PARTITION, UNIFORM ELONGATION AND FRACTURE IN DUAL PHASE STEELS",, Materials Science and Engineering, 95, (1987), pag. 151-165.



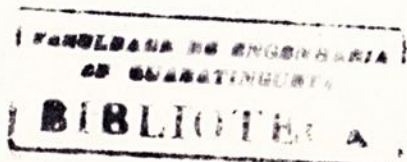
- [57] SAROSIEK, A.M.; OWEN, W.S.; "THE WORK HARDENING OF DUAL PHASE STEELS AT SMALL PLASTIC STRAINS", Materials Science and Engineering, 66, (1984), pag 13-34.
- [58] KORZEKWA, D.A.; MATLOCK, D.K.; KRAUS, G.; "DISLOCATION STRUCTURE AS A FUNCTION OF STRAIN IN A DUAL PHASE STEEL", Metallurgical Transactions, 15A, (1984), pag.1221-1228.
- [59] GUIMARÃES, V.A.; ANTUNES, A.E.B.; HASHIMOTO, T.M.; "CONTRIBUIÇÃO DA FERRITA NO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE UM AÇO BIFÁSICO", Anais do VIII Seminário da ADUNESP, Guaratinguetá, outubro - (1987), pag.95-99.
- [60] JEONG, W.C.; KIM, C.H.; "DEFORMATION CHARACTERISTICS OF RETAINED FERRITE AND TRANSFORMED FERRITE IN A DUAL PHASE STEEL", Metallurgical Transactions, Vol. 18A, (1987), pag.629-635.
- [61] WANG, Z.G.; SUN, M.; AI, H.; "DISLOCATION STRUCTURES INDUCED BY CYCLIC DEFORMATION IN DUAL-PHASE FERRITIC-MARTENSITIC MICROSTRUCTURES", Materials Science and Engineering, A113, (1989), pag. 259-265.
- [62] MANSON, S.S.; "FATIGUE: A COMPLEX SUBJECT-SOME SIMPLE APPROXIMATIONS", Experimental Mechanics. vol.5, nº 7, july, (1965), pag. 193-226.
- [63] HILL, R.E.R.; "PRINCÍPIOS DE METALURGIA FÍSICA", Ed. Guanabara Dois S.A., 2ª Edição, Rio de Janeiro-RJ, (1982), pag. 635-703.



- [64] DIETER, G.E.; "MECHANICAL METALLURGY", Ed. McGraw-Hill Kogakusha Ltd., 2ª Edição, Tokio, (1976), pag. 403-447.
- [65] FINE, M.E.; "FATIGUE RESISTANCE OF METALS", Metallurgical Transactions, vol.13A, (1980), p. 365-379.
- [66] FINE, M.E.; "FATIGUE CRACK INITIATION AND NEAR THRESHOLD CRACK GROWTH", Fatigue and Microstructure, ASM, 1979, pag. 245-278.
- [67] SRIVATSAN, T.S. ; SUDARSHAN, T.S., "MECHANISMS OF FATIGUE CRACK INITIATION IN METALS: ROLE OF AQUEOUS ENVIRONMENTS". Journal of Materials Science, vol. 23, (1988), pag. 1521-1533.
- [68] WITMER, D.E.; LAIRD, C.; FANINGTON, G .C., " ON NUCLEATION OF PERSISTENT SLIP BANDS IN FATIGUE COPPER SINGLE CRYSTALS", Acta Metallurgica, vol.35, nº 7, (1987), pag. 1911-1918.
- [69] MCEVILY, A.J. "CURRENT ASPECTS OF FATIGUE" , Fatigue 1977 Conference, Univers. of Cambridge - Metals Society, Cambridge, (1977) pag. 1-10.
- [70] LIM, L.C.; TAY, Y.K.; FONG, H.S.; "FATIGUE DAMAGE AND CRACK NUCLEATION MECHANISMS AT INTERMDIATE STRAIN AMPLITUDES", Acta Metallurgica and Materials, Vol. 38, Nº 4, (1990), pag. 595-601.



- [71] RUFINO,R.T.; "NOÇÕES SOBRE A TEORIA CRISTALOGRAFICA DOS METAIS", Fundamentos da Usinagem dos Metais, Ed. Edgard Blucher, (1986), pag. 67-68.
- [72] BROWN,L.M.; "DISLOCATION SUBSTRUCTURES AND THE INITIATION OF CRACKS BY FATIGUE", Fatigue 1977 - Conference, University of Cambridge - Metals Society, Cambridge, (1977), pag. 11-16.
- [73] JIN,N.Y.; "FORMATION OF DISLOCATION STRUCTURES DURING CYCLIC DEFORMATION OF F.C.C. CRYSTALS", Acta Metallurgica, Vol 37, nº 7, (1989), pag. 2055-2066.
- [74] MILLER,K.J.; "METAL FATIGUE-PAST, CURRENT AND FUTURE", in Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Vol. 205, London, (1991), pag. 1-14.
- [75] IRVING, P.E.; McCARTNEY,L.N.; " PREDICTION OF FATIGUE CRACK GROWTH RATES: THEORY, MECCHANISMS, AND EXPERIMENTAL RESULTS", in Fatigue 1977, Conference Preprint, The Metals Society, Univ. of Cambridge, (1977), pag 43-54.
- [76] TOMKINS,B.; "MICROMECHANISMS OF FATIGUE CRACK GROWTH AT HIGH STRESS", Metal Science, August-Sptember,(1980), pag. 408-417.
- [77] BEEVERS,C.J.; "MICROMECHANISMS OF FATIGUE CRACK GROWTH AT LOW STRESS INTENSITIES", Metal Science, August-September, (1980), pag. 418-423.



[78] CHEN,D.L.; WANG,Z.G.; JIANG,X.X.; AI,S.H.; SHIH,C.H.; "NEAR-THRESHOLD CORROSION FATIGUE CRACK GROWTH IN DUAL PHASE STEEL", Scripta Metallurgica, Vol.21, (1987), pag. 1663-1667.

[79] CHEN,D.L.; WANG,Z.G.; JIANG,X.X.; AI,S.H.; SHIH,C.H.; "THE DEPENDENCE OF NEAR-THRESHOLD FATIGUE CRACK GROWTH ON MICROSTRUCTURE AND ENVIRONMENT IN DUAL PHASE STEEL", Materials Science and Engineering, a108, (1989), pag. 141-151.

[80] ISHIRARA,T.; "MICROSTRUCTURAL EFFECTS OF FATIGUE CRACK GROWTH IN A TWO-PHASE STEEL", Journal of Materials Science, 18, (1983), pag. 103-108.

[81] WASYNCZUK,J.A.; RITCHIE,R.O.; THOMAS,G.; "EFFECTS OF MICROSTRUCTURE ON FATIGUE CRACK GROWTH IN DUPLEX FERRITE-MARTENSITE STEELS", Materials Science and Engineering, 62, (1984), pag. 79-92.

[82] SUZUKI,H.; MCEVILY, A.J.; "MICROSTRUCTURE EFFECTS ON FATIGUE CRACK GROWTH IN A LOW CARBON STEEL", Metallurgical Transactions, Vol.10A, (1979), pag.475-481.

[83] MINAKAWA, K.; MATSUO, Y.;MCEVILLY, A.J., "THE INFLUENCE OF A DUPLEX MICROSTRUCTURE IN STEELS ON FATIGUE CRACK GROWTH IN THE NEAR-THRESHOLD REGION", Metallurgical Transactions, Vol. 13A, (1982), pag.439-445.



[84] FAUSTINO, V.L.; SPINELLI, D.; "EFEITO MICROESTRUTURAL NAS PROPRIEDADES DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA EM UM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA", Anais do 7º CEBCIMAT, (1986), pag.

[85] SHANG, J.K.; TZOU, J.L.; RITCHIE, R.O., "ROLE OF CRACK TIP SHIELDING IN THE INITIATION AND GROWTH OF LONG AND SMALL FATIGUE CRACKS IN COMPOSITE MICROSTRUCTURES", Metallurgical Transactions, Vol.18A, (1987), pag. 1613-1627.

[86] DUTTA, V.B.; SURESH, S.; RITCHIE, R.O., "FATIGUE CRACK PROPAGATION IN DUAL-PHASE STEELS: EFFECTS OF FERRITIC-MARTENSITIC MICROSTRUCTURES ON CRACK PATH MORPHOLOGY", Metallurgical Transactions, Vol.15A, (1984), pag. 1193-1207.

[87] Metals Handbook, ASM, 8º ed., vol. 8, (1983).

[88] HILLIARD, J.E.; CAHN, J.W., Transactions of AIME, vol. 221, (1961).

[89] STATGRAPHICS-STATISTICAL GRAPHICS SYSTEM, Statistical Graphics Corporation, (1985).

[90] GRAPHER8 VERSION 1.75, Golden Software, (1988).

[91] COLPAERT, H.; "METALOGRAFIA DOS PRODUTOS SIDERURGICOS COMUNS", 3º ed., Ed. Edgard Blucher, (1974).



- [92] TOMOTA, Y.; "EFFECTS OF MORPHOLOGY AND STRENGTH OF MARTENSITE ON CYCLIC DEFORMATION BEHAVIOUR IN DUAL PHASE STEELS", Materials Science and Technology, Vol.3, (1987), pag. 415-421.
- [93] ESSADIQI, E.; JONAS, J.J.; "EFFECT OF DEFORMATION IN A PLAIN CARBON AND TWO MICROALLOYED STEELS", Metallurgical Transactions, vol. 19A, (1988), pag. 417-426.
- [94] NAKAGAWA, A.; J.Y.KOO; THOMAS, G.; "EFFECT OF VANADIUM ON STRUCTURE- PROPERTY RELATIONS OF DUAL PHASE Fe/Mn/Si/0.1C STEELS"; Metallurgical Transactions, Vol. 12A, (1981), pag. 1965-1972.
- [95] GUIMARÃES, V.A.; PEREIRA, M.S.; HASHIMOTO, T.M.; "SINERGISMO DA MICROESTRUTURA E COMPORTAMENTO EM FADIGA DE UM AÇO BIFÁSICO", IX Seminário da ADUNESP, Guaratinguetá-SP, (1988).
- [96] GUIMARÃES, V.A.; ALMEIDA, L.F.; HASHIMOTO, T.M.; "INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA NUCLEAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA DE ALTO CICLO EM AÇOS BIFÁSICOS", I Congresso de Engenharia Mecânica Norte-Nordeste (CEM-NNE), Natal, (1991).
- [97] GUIMARÃES, V.A.; HASHIMOTO, T.M.; "CORELAÇÃO ENTRE O COMPORTAMENTO EM FADIGA E A MICROESTRUTURA ANTERIOR AO TRATAMENTO INTERCRÍTICO DE UM AÇO DE BAIXO CARBONO", X Congresso Brasileiro de Ciências dos Materiais-CBECIMAT, Aguas de Lindóia, (1992).



[98] LANGE, W.F.; ENOMOTO, M.; AARONSON, H.I.; "THE KINETICS OF FERRITE NUCLEATION AT AUSTENITE GRAIN BOUNDARIES IN Fe-C ALLOYS"; Metallurgical Transactions, Vol. 19A, (1988), pag. 427-440.





unesp



12 13 14 15 16 17 18