

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá
1989



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

FADIGA DE AÇO DE BAIXO CARBONO

COM MICROESTRUTURA BIFÁSICA

TOMAZ MANABU HASHIMOTO

08

00175

1989

CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

175
T620.178.3(043)
H346-f

unesp

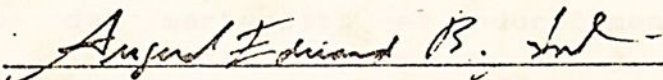


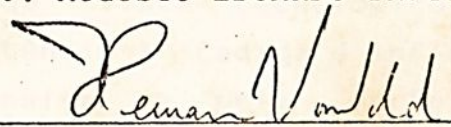
FADIGA DE AÇO DE BAIXO CARBONO COM MICROESTRUTURA BIFÁSICA

TOMAZ MANABU HASHIMOTO

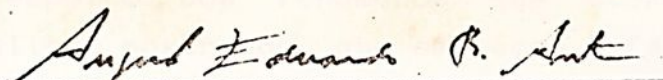
ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
" DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA "

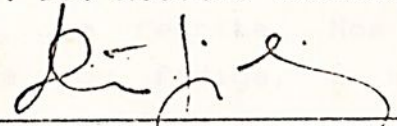
ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO EM
PROJETOS E MATERIAIS E, APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

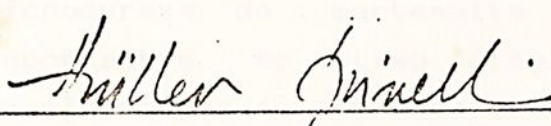

Prof. Dr. AUGUSTO EDUARDO BAPTISTA ANTUNES

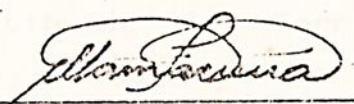

Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
Coordenador

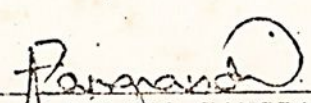
BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. AUGUSTO EDUARDO BAPTISTA ANTUNES


Prof. Dr. DIRCEU SPINELLI


Profª Drª ISA MULLER SPINELLI


Prof. Dr. ITAMAR FERREIRA


Prof. Dr. AELCIO ZANGRANDI

RESUMO

A classe dos aços desenvolvida recentemente, conhecida como Aços Bifásicos, tem microestrutura constituída, basicamente, de ferrita e martensita. A morfologia destas microestruturas depende da temperatura intercrítica, tempo na temperatura, taxa de resfriamento e da microestrutura inicial antes do tratamento intercrítico.

Neste trabalho, foi produzida uma série de microestruturas bifásicas por têmpera de um aço de baixo carbono, tipo ABNT-1010, a partir de temperaturas intercríticas. Em seguida, foram associadas as várias formas de comportamento em fadiga com os parâmetros microestruturais, tais como: fração volumétrica, microdureza e morfologia das fases, teor de carbono e conectividade da martensita e endurecimento cíclico da ferrita.

Do ponto de vista tecnológico, os resultados mostraram que a resistência à fadiga é influenciada pela fração volumétrica da martensita e pela morfologia das fases, evidenciando que a interação ferrita-martensita é fundamental. Mostram também, que a resistência à fadiga é melhorada com a ação combinada do aumento da ductilidade e da resistência mecânica. Do ponto de vista de mecanismos, possibilitam conclusões a respeito dos fenômenos que ocorrem durante a sollicitação cíclica, mostrando que em aços bifásicos, com os tipos de microestruturas estudados neste trabalho, a deformação ocorre, basicamente, na ferrita. Nos estágios antecedem a nucleação de trinca por fadiga, a microestrutura bifásica, constituída de matriz contínua de martensita envolvendo grãos de ferrita e a microdureza da martensita mostraram ser os parâmetros mais importantes. No último estágio, do mecanismo da fadiga, a fração volumétrica da martensita e a microestrutura constituída de ferrita envolvendo ilhas de martensita e a microestrutura constituída de ferrita envolvendo ilhas de martensita, atuaram no sentido de retardar o processo de propagação de trinca por fadiga.

ABSTRACT

The steels class recently developed known as dual phase steels has basically microstructures constituted of ferrite and martensite. The microstructures morphology depends on the intercritical temperature, time maintained in the temperature, cooling rate and the initial microstructure before the intercritical treatment.

In this work a serie of dual phase microstructures was obtained by quenching of a low carbon steel, type ABNT-1010, from intercritical temperatures. Afterwards the various forms of fatigue behavior were associated with microstructural parameters as following: volume percent, micro-hardness and morphology of the phases, martensite carbon percent and conectivity and ferrite ciclic hardening.

From the technological view the results showed that the resistance to the fatigue is affected by the martensite volume percent and by the phases morphology, evidencing that the ferrite - martensite interaction is fundamental. They also show that the resistance to the fatigue is improved by the combined action of the ductility and mechanical resistance increasing. From the mechanisms view, conclusions concerning to the phenomena that occur during the ciclic load are reached, showing that the dual phase steels with the types of microstructures studied in this work, the strain basically occurs in the ferrite. On the stages that the fatigue crack propagation precedes the dual phase microstructure constituted by continuous matrix of martensite involving ferrite grains and the martensite microhardness showed that these parameters are the most important ones. On the lost stage of the fatigue mechanism, the martensite volume percent and the microstructure contituted of ferrite involving the martensite islands acted in order to slow down the propagation process of the fatigue crack.

AGRADECIMENTOS

Valeram-me no desenvolvimento deste trabalho a pronta colaboração e a orientação do Dr. Augusto Eduardo Baptista Antunes.

Destaco o apoio importante do M. Sc. Mário Lima de Alencastro Graça do IPD-PMR, onde foi feita a análise por microscopia eletrônica de varredura.

Destaco os colegas Marcelo dos Santos Pereira e Valdir Alves Guimarães pela desinteressada colaboração na parte experimental.

Menciono os técnicos de laboratório Célio José de Souza, João Cardoso da Silva, Luciano Monteiro Teixeira e Wilson Roberto Monteiro e a Secretária do Departamento Maria Aparecida Alckmin pela colaboração inestimável.

Não me faltaram com o estímulo os colegas Aécio Zangrandi, Carlos Kiyan, Herman Jacobus Cornelis Voorwald e Sérgio João Crnkovic.

A estas pessoas presto os meus sinceros agradecimentos.

Devo destacar ainda, o companheirismo e elevado espírito acadêmico que prevalece no Departamento de Materiais e Tecnologia, onde foi desenvolvido este trabalho.



CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO, 1

CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA, 3

2.1 - Conceitos Básicos de Aços Refratários, 5

2.2 - Tratamentos Térmico-metalúrgicos, 8

2.3 - Formação de austenita durante o

tratamento interfrítico, 13

2.4 - Microcalcular as morfologias, 15

2.5 - Propriedades mecânicas, 18

2.5.1 - Características gerais

dos aços refratários, 19

2.5.2 - Importância dos

microconstituintes, 23

a) Contribuição da ferrita, 25

b) Contribuição da martensita, 26

c) Contribuição da bainita, 27

d) Contribuição da austenita,

27

2.6 - Formação da ferrita, Aspectos Gerais, 27

Figura 1 - A minha esposa Mariza e aos

meus filhos Ana Paula, Mau-

rício e Felipe, de cujos

estímulos, apôio e compreen-

são este trabalho é fruto

INDICE

CAPITULO 1 - INTRODUÇÃO.....	1
CAPITULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRAFICA.....	8
2.1 - Conceitos Básicos de aços bifásicos.....	8
2.2 - Tratamentos térmicosintercríticos.....	8
2.3 - Formação de austenita durante o tratamento intercrítico.....	13
2.4 - Microestruturas e morfologias.....	15
2.5 - Propriedadesmecânicas.....	19
2.5.1- Características gerais dos aços bifásicos.....	19
2.5.2- Importância dos microconstituintes.....	25
a) Contribuição da ferrita.....	25
b) Contribuição da martensita....	26
c) Contribuição da bainita.....	29
d) Contribuição da austenita retida.....	29
2.6 - Fenômeno da fadiga.- Aspectos.Gerais.....	31
2.7 - Fadiga de aços bifásicos.....	34
CAPITULO 3 - PARTE EXPERIMENTAL.....	38
3.1 - Material.....	38
3.2 - Corpos de prova.....	38
3.3 - Tratamentos Térmicos.....	39
3.4 - Análise por microscopia óptica.....	42
3.5 - Ensaio de tração	44



3.6 -	Ensaios de fadiga.....	45
3.7 -	Ensaios de endurecimento cíclico.....	48
3.8 -	Microscopia eletrônica de varredura.....	48
CAPITULO 4 -	RESULTADOS.....	49
4.1 -	Composição química.....	49
4.2 -	Caracterização da microestrutura.....	49
4.3 -	Propriedades de tração estática.....	60
4.4 -	Propriedades de fadiga.....	61
4.5 -	Características de endurecimento cíclico.....	75
4.6 -	Superfícies de fadiga.....	82
CAPITULO 5 -	DISCUSSOES.....	110
CAPITULO 6 -	CONCLUSOES, CONSIDERAÇÕES FINAIS E SUGESTOES.....	128
6.1 -	Conclusões.....	128
6.2 -	Considerações finais e sugestões.....	131
APENDICE A.....		133
APENDICE B.....		134
APENDICE C.....		135
APENDICE D.....		137
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.....		138

INDICE DAS FIGURAS

Figura 2.1 - Processos de tratamentos térmicos intercrístico.....	10
Figura 2.2 - Representação esquemática de têmpera intermediária, recozimento intercrístico e têmpera em degrau.....	11
Figura 2.3 - Tratamentos térmicos usados por Suzukie McEvily.....	12
Figura 2.4 - Cinética de formação da austenita.....	14
Figura 2.5 - Porcentagem de austenita retida em função da deformação.....	19
Figura 2.6 - Curvas típicas tensão-deformação convencionais de aços.....	20
Figura 2.7 - Tensão de deformação plástica a 1% de deformação como função do teor de C e temperatura de têmpera.....	27
Figura 2.8 - Resistência à tração e tensão de deformação plástica como funções da % de martensita...	27
Figura 3.1 - Corpo de prova de fadiga por flexão plana..	39
Figura 3.2 - Esquema de funcionamento do equipamento para flexão alternada.....	46
Figura 4.1 - Micrografias do aço com 0,111% C normalizado e temperado.....	51
Figura 4.2 - Microestruturas bifásicas obtidas a partir de 720°C, na subida e na descida.....	52
Figura 4.3 - Microestruturas bifásicas a partir de 760°C, na subida e na descida.....	53
Figura 4.4 - Microestruturas bifásicas obtidas a partir de 800°C, na subida e na descida.....	54

Figura 4.5 - Microdureza e fração volumétrica da marten- sita em função da temperatura intercrítica.	59
Figura 4.6 - Curva de fadiga para o aço normalizado.....	66
Figura 4.7 - Curva de fadiga para o aço temperado.....	67
Figura 4.8 - Curva de fadiga para o aço na condição TS720.....	68
Figura 4.9 - Curva de fadiga para o aço na condição TS760.....	69
Figura 4.10- Curva de fadiga para o aço na condição TS800.....	70
Figura 4.11- Curva de fadiga para o aço na condição TD720.....	71
Figura 4.12- Curva de fadiga para o aço na condição TD760.....	72
Figura 4.13- Curva de fadiga para o aço na condição TD800.....	73
Figura 4.14- Curvas de fadiga para o aço nas condições TN e TD800 incluindo os limites de fadiga..	74
Figura 4.15- Endurecimento cíclico da ferrita na condição TS720.....	76
Figura 4.16- Endurecimento cíclico da ferrita na condição TS760.....	77
Figura 4.17- Endurecimento cíclico da ferrita na condição TS800.....	78
Figura 4.18- Endurecimento cíclico da ferrita na condição TD720.....	79
Figura 4.19- Endurecimento cíclico da ferrita na condição TD760.....	80
Figura 4.20- Endurecimento cíclico da ferrita na condição TD800.....	81

Figura 4.21-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS720 e alto nível de solicitação.....	83
Figura 4.22-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS760 e alto nível de solicitação.....	84
Figura 4.23-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS800 e alto nível de solicitação.....	85
Figura 4.24-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD720 e alto nível de solicitação.....	86
Figura 4.25-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD760 e alto nível de solicitação.....	87
Figura 4.26-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD800 e alto nível de solicitação.....	88
Figura 4.27-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS720 e baixo nível de solicitação.....	89
Figura 4.28-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita nas condições TS760 e baixo nível de solicitação.....	90
Figura 4.29-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS800 e baixo nível de solicitação.....	91
Figura 4.30-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD720 e baixo nível de solicitação.....	92

Figura 4.31-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD760 e baixo nível de solicitação.....	93
Figura 4.32-	Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD800 e baixo nível de solicitação.....	94
Figura 4.33-	Micrografias de microtrincas na condição TS720 e alto nível de solicitação.....	96
Figura 4.34-	Micrografias de microtrincas na condição TS760 e alto nível de solicitação.....	97
Figura 4.35-	Micrografias de microtrincas na condição TS800 e alto nível de solicitação.....	98
Figura 4.36-	Micrografias de microtrincas na condição TD720 e alto nível de solicitação.....	99
Figura 4.37-	Micrografias de microtrincas na condição TD760 e alto nível de solicitação.....	100
Figura 4.38-	Micrografias de microtrincas na condição TD800 e alto nível de solicitação.....	101
Figura 4.39-	Micrografias de microtrincas na condição TS720 e baixo nível de solicitação.....	102
Figura 4.40-	Micrografias de microtrincas na condição TS760 e baixo nível de solicitação.....	103
Figura 4.41-	Micrografias de microtrincas na condição TS800 e baixo nível de solicitação.....	104
Figura 4.42-	Micrografias de microtrincas na condição TD720 e baixo nível de solicitação.....	105
Figura 4.43-	Micrografias de microtrincas na condição TD760 e baixo nível de solicitação.....	106
Figura 4.44-	Micrografias de microtrincas na condição TD800 e baixo nível de solicitação.....	107

Figura 5.1 - Curvas de fadiga do aço nas condições bifásicas, normalizado e temperado.....	115
Figura 5.2 - Vida em fadiga em função da % volumétrica da martensita e do nível de solicitação....	118
Figura 5.3 - Bandas de desligamento nucleadas na interface ferrita-martensita.....	122
Figura 5.4 - Microtrincas formadas nas bandas.....	126
Figura 5.5 - Microtrincas nos contornos de grãos.....	126

CAPITULO 1 - INTRODUÇÃO

A necessidade de aperfeiçoar a qualidade do material metálico cada vez mais, no sentido de atender a requisitos da tecnologia moderna, tem levado os pesquisadores a investigarem os processamentos que levem a melhores propriedades. Isto porque, o comportamento em serviço dos materiais depende de inúmeros fatores, quase todos intimamente relacionados com as microestruturas. Portanto, é de grande interesse tecnológico e científico correlacionar a microestrutura à resposta mecânica [1].

A crise de petróleo que assolou o mundo a partir de 1973, levou muitos países a adotarem medidas drásticas no sentido de diminuir e racionalizar o consumo de energia. Uma das indústrias mais atingidas nesse aspecto foi a indústria automobilística, que passou a aperfeiçoar os seus projetos, melhorando a aerodinâmica dos veículos, otimizando os combustíveis à base de petróleo por outras alternativas e reduzindo o peso dos veículos.

Para reduzir o peso dos veículos foram adotados três alternativas. A primeira foi a redução do tamanho dos veículos, procurando ao mesmo tempo, melhorar a utilização do espaço. A segunda alternativa foi a substituição de materiais tradicionalmente utilizados por outros de menor peso, tais como alumínio e plástico. A terceira alternativa importante foi a substituição dos aços ao carbono comuns por aços de alta resistência e baixa liga [2].

No caso de chapas de aços usados na indústria automobilística, os principais requisitos exigidos são a alta

resistência e a boa conformabilidade. A alta resistência permite o uso de chapas delgadas resultando em estruturas mais leves e mais econômicas. A conformabilidade é um requisito exigido se a chapa for conformada em geometria complexa.

Anteriormente ao ano de 1960, o aumento da resistência dos aços era obtido pelo aumento do teor de carbono, processo fácil e barato, porém, com considerável perda na conformabilidade e soldabilidade.

Em meados dos anos 60, pesquisas desenvolvidas nos Estados Unidos mostraram que poderia ser obtido um significativo aumento na resistência, pelo controle cuidadoso da temperatura de processamento final do laminador e pelo resfriamento forçado. Esse trabalho marcou naquele país, o início do desenvolvimento de aços de alta resistência com baixo teor de carbono e, portanto, com formabilidade e soldabilidade melhoradas. A redução no teor de carbono, requerida para dar propriedades necessárias às chapas, poderia não ser compensada pelo resfriamento rápido, razão pela qual foram usadas pequenas quantidades de vanádio, nióbio e titânio para contribuírem na resistência através de refinamento de grãos e/ou endurecimento por precipitação.

Uma classe de aços desenvolvida recentemente para satisfazer os requisitos acima referidos é conhecida como Aços Bifásicos [3-5]. Em 1967, ocorreu a concepção e desenvolvimento de estruturas especiais pela combinação de ferrita e martensita, descrita por Cairn e Charles [6], inspirados na conceituação de reforçamento por fibras, como em materiais conjugados. De fato, sendo a martensita mais resistente do que a ferrita, configura-se nas misturas uma situação muito comum na prática, isto é, o

reforço de uma matriz dútil e de baixa resistência por um constituinte mais resistente.

Embora a pesquisa em aços bifásicos remonte àquela data, o grande interesse por esses aços é mais recente, começando com os trabalhos de Fischmeister e outros (1973), Hayami e Furukawa (1975) e Rashid (1976). Fischmeister e colaboradores [7] iniciaram um estudo mais sistemático descrevendo o comportamento de aços bifásicos com respeito à quantidade de martensita e alta taxa de encruamento. Hayami e Furukawa [8] mostraram que o recozimento contínuo de chapas de aços laminadas a frio na faixa de temperaturas da zona crítica produziu uma microestrutura constituída de ferrita e martensita, com ductilidade superior a dos aços de alta resistência e baixa liga endurecidos por precipitação. Rashid [9] mostrou que o tratamento intercrítico para produzir microestruturas de ferrita e martensita resultou também em um grande aumento na ductilidade, sem alterar a resistência mecânica. Mostrou também que o aumento na ductilidade foi acompanhado por um aumento na conformabilidade.

A partir de então, foram desenvolvidas pesquisas em larga escala para desenvolver novas composições de aços e processamentos alternativos para produzir chapas de aços bifásicos. Portanto, o desenvolvimento tecnológico destes aços teve grande impulso somente na última década, razão pela qual as informações sobre as suas características ainda são carentes. No entanto, o vasto campo de aplicação destes materiais é motivo suficiente para justificar o grande esforço de pesquisa que vem sendo desenvolvido para o entendimento e aperfeiçoamento destes aços, como reportados em vários Simpósios sobre a matéria [10-



14]. Muitos trabalhos foram produzidos e relatados naqueles eventos e também publicados em inúmeras revistas científicas.

Hoje, dentre os materiais de interesse tecnológico, os aços bifásicos constituem como dos mais importantes e promissores produtos à disposição da moderna tecnologia, sobretudo pelas inúmeras aplicações, como na indústria automobilística e fabricação de tubos e arames. Além disso, pelas suas características de aliar propriedades antagônicas de alta resistência e alta ductilidade e conformabilidade [15-18], dificilmente conseguidas em aços convencionais, os aços bifásicos abrem perspectivas para aplicação e concepção de projetos até então de difícil viabilização.

Os métodos utilizados para a obtenção de estruturas bifásicas, em escala comercial, são funções das instalações disponíveis para processamento. A indústria japonesa que dispõe de tecnologia mais moderna de controle de processamento produz aços bifásicos a partir de aços ao carbono, sem elementos de liga para garantir temperabilidade, bem como a partir de aços com baixos teores de elementos de liga. Nos Estados Unidos predominam os aços que contêm vanádio, enquanto que no Brasil, o estudo dos aços bifásicos está ainda restrito a trabalhos de pesquisa em escala de laboratório.

Com referência ao comportamento mecânico de metais e ligas, com uma possível exceção da fluência, em nenhum outro assunto existe mais trabalhos publicados do que sobre o fenômeno da fadiga. A preocupação é plenamente justificável, dada a frequência com que ocorrem falhas em serviço devido a solicitações cíclicas, sendo comum mencionar-se que cerca de 90% das falhas ocorrem por fadiga. A vida em serviço de um determinado componente ou estrutura depende das propriedades de



fadiga, história da deformação em serviço e fatores de projeto. Na medida em que os projetos são orientados no sentido de diminuir o peso da estrutura, obviamente as seções resistentes tornam-se mais delgadas, aumentando com isso, os riscos de falha por fadiga. No caso de chapas, para a indústria automobilística, o problema é patente. No entanto, a ênfase dada ao estudo da fadiga de aços bifásicos não condiz com a sua importância, talvez por tratar-se de uma tecnologia recente. As informações sobre fadiga de aços bifásicos são dispersas e a linha de pesquisa predominante está associada com a aplicação da mecânica da fratura. Assim, o conhecimento atual ainda não é abrangente, especialmente com relação à nucleação de trinca e a vida em fadiga até a fratura.

Por outro lado, em analogia com outras ligas contendo dispersões de partículas duras, é esperado que os aços bifásicos, caracterizados por possuírem alta taxa de encruamento com pequena deformação, apresentem propriedades de fadiga significativamente diferentes daqueles que lhes dão origem, sem tratamentos térmicos intercríticos.

As propriedades mecânicas, particularmente a resistência à fadiga, são fortemente afetadas pela quantidade e morfologia das fases [16] e também pela maneira como elas interagem. Isto porque, o comportamento de cada fase, isoladamente, depende da sua composição e microestrutura e é distinto da sua contribuição no todo. Portanto, quando as fases estão combinadas, há interação sinérgica que deve ser função da quantidade e morfologia das fases presentes no material [19,20]. Este fato ilustra a importância do entendimento das transformações e dos mecanismos de transformações da

microestrutura bifásica, quando submetida a diferentes carregamentos e condições de tratamentos térmicos.

O objetivo do presente trabalho é de investigar as várias formas de comportamento em fadiga de um aço ao carbono com baixo teor, em diferentes condições de tratamentos térmicos intercríticos, contribuindo desta forma, com o desenvolvimento tecnológico destes aços no país, sob o ponto de vista científico e fundamental. E dado ênfase a parâmetros, tais como, endurecimento cíclico das fases durante o carregamento cíclico, morfologia da microestrutura, vida em fadiga até a fratura, associando a iniciação da trinca com alguns fenômenos da superfície de fadiga.

Foi escolhido um aço tipo ABNT - 1010 para a realização do trabalho. Este aço, em função dos tratamentos térmicos intercríticos, proporciona composições de ferrita e martensita que se situam dentro da faixa de interesse, em termos de melhores combinações de ductilidade e resistência mecânica. A escolha deste material foi feita também com base no fato de que misturas com teores variados de martensita podem ser obtidas com relativa facilidade por têmpera severa, a partir de temperaturas dentro da zona crítica [5,16,21-24]. Nessas condições, suas microestruturas são simples de analisar por metalografia ótica. Assim, o conhecimento do comportamento da ferrita e da martensita e suas interações permitirá, em estudos posteriores, analisar o efeito de adições.

No que tange ao aspecto tecnológico, este trabalho tem como consequência a determinação das características em fadiga destes tipos de aços bifásicos abrindo perspectivas para outras aplicações importantes.



No capítulo 2 deste trabalho, é feita uma revisão bibliográfica, onde é apresentado o entendimento atual que se tem dos aços bifásicos e discutida a correlação entre as variações da microestrutura com as variações das propriedades mecânicas. É discutida a importância de cada fase presente e as possíveis implicações quando são variadas as quantidades e morfologias. É feita também, uma revisão bibliográfica do comportamento em fadiga dos aços bifásicos, onde são discutidas as limitações do estudo, a introdução de parâmetros como endurecimento cíclico, novas observações e análises desenvolvidas a partir da aplicação da mecânica da fratura e conceitos de deformação local. Avalia também, as diferentes técnicas de obtenção de estruturas bifásicas e facilita a conceituação de como as propriedades mecânicas são influenciadas por variações dos parâmetros do processamento.

No capítulo 3 são descritas a metodologia utilizada na obtenção das diferentes morfologias e constituições bifásicas, bem como as técnicas de metalografia quantitativa empregadas. Também são descritos os ensaios mecânicos realizados, suas seqüências e objetivos de cada etapa.

No capítulo 4 são apresentados os resultados de análises metalográficas, dos ensaios de fadiga, de tração estática e dos ensaios de endurecimento cíclico e as análises desses resultados.

No capítulo 5 são apresentadas as discussões dos resultados encontrados, à luz dos conhecimentos atuais que se tem dos aços bifásicos.

Finalmente, no capítulo 6, são apresentadas as conclusões finais.



CAPITULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 - Conceitos básicos de aços bifásicos

Como tratado nos Simpósios [10-14], o conceito de aços bifásicos é daquele de um composto. Apesar do nome genérico "Bifásico", tais aços podem conter três ou mais fases. A matriz é normalmente ferrítica, mole e dútil. A fase dura e resistente é martensita, mas pode conter pequenas quantidades de bainita, perlita e austenita retida. Genericamente, são sistemas de ligas binárias, constituídos fundamentalmente, de matriz ferrítica e dispersões de ilhas de martensita [21,25,26], e, dependendo das condições de processamento, podem conter microestruturas mais complexas.

Em seguida, são analisados e discutidos os recentes avanços no entendimento da metalurgia física dos aços bifásicos, com particular ênfase no tratamento térmico intercrístico e correlação entre microestruturas e propriedades mecânicas.

2.2 - Tratamentos térmicos intercrísticos

Aços com baixo teor de carbono podem ser parcialmente endurecidos através de têmpera, a partir de temperaturas intercrísticas situadas entre as temperaturas de transformação, A_1 e A_3 do diagrama de equilíbrio Fe - C.

Em princípio, podem ser executados dois tipos de tratamento térmico intercrístico: (a) aquecimento até uma temperatura intercrística, seguido de têmpera;



(b) resfriamento, a partir de uma temperatura de austenitização, até uma temperatura intercrítica, seguindo-se a têmpera. Os tipos de tratamentos referidos estão ilustrados esquematicamente na figura 2.1.

Recentemente, algumas das características de microestruturas de aços bifásicos foram experimentadas e documentadas por inúmeros pesquisadores. Davies [27], Owen [28], Takahashi e colaboradores [29], Furukawa [30] e Speich [31] obtiveram microestruturas constituídas de cerca de 5 a 30%, em volume, de pequenas ilhas de martensita, dispersas em matriz poligonal fina de ferrita e de diferentes porcentagens em volume, de austenita retida. Ao mesmo tempo, Kim & Thomas [16] efetuaram três tipos de tratamentos térmicos diferindo um do outro, apenas na microestrutura antes da têmpera intercrítica. O primeiro tipo de microestrutura consistiu de martensita em forma de fibras finas, distribuídas na matriz de ferrita. Isso resultou de um tratamento térmico ilustrado, esquematicamente, na figura 2.2 (a), que levou à nucleação de austenita, quando do reaquecimento na região ($\alpha + \gamma$), ao longo dos contornos das ripas de martensita anteriormente formada. O segundo tipo de microestrutura foi constituída de martensita globular fina em matriz de ferrita, resultante de um tratamento térmico esquematizado na figura 2.2 (b), que levou à nucleação e crescimento de austenita na interface carboneto/ferrita [32]. O terceiro tipo consistiu de uma estrutura de martensita grosseira, circundada por ferrita. Essa microestrutura resultou de um aquecimento até 1100 °C, durante 1 hora, resfriamento até uma temperatura na região ($\alpha + \gamma$), por 20 minutos, seguindo de resfriamento em salmoura gelada, figura 2.2 (c). Nessas condições, a ferrita foi nucleada nos limites dos grãos da austenite primária.

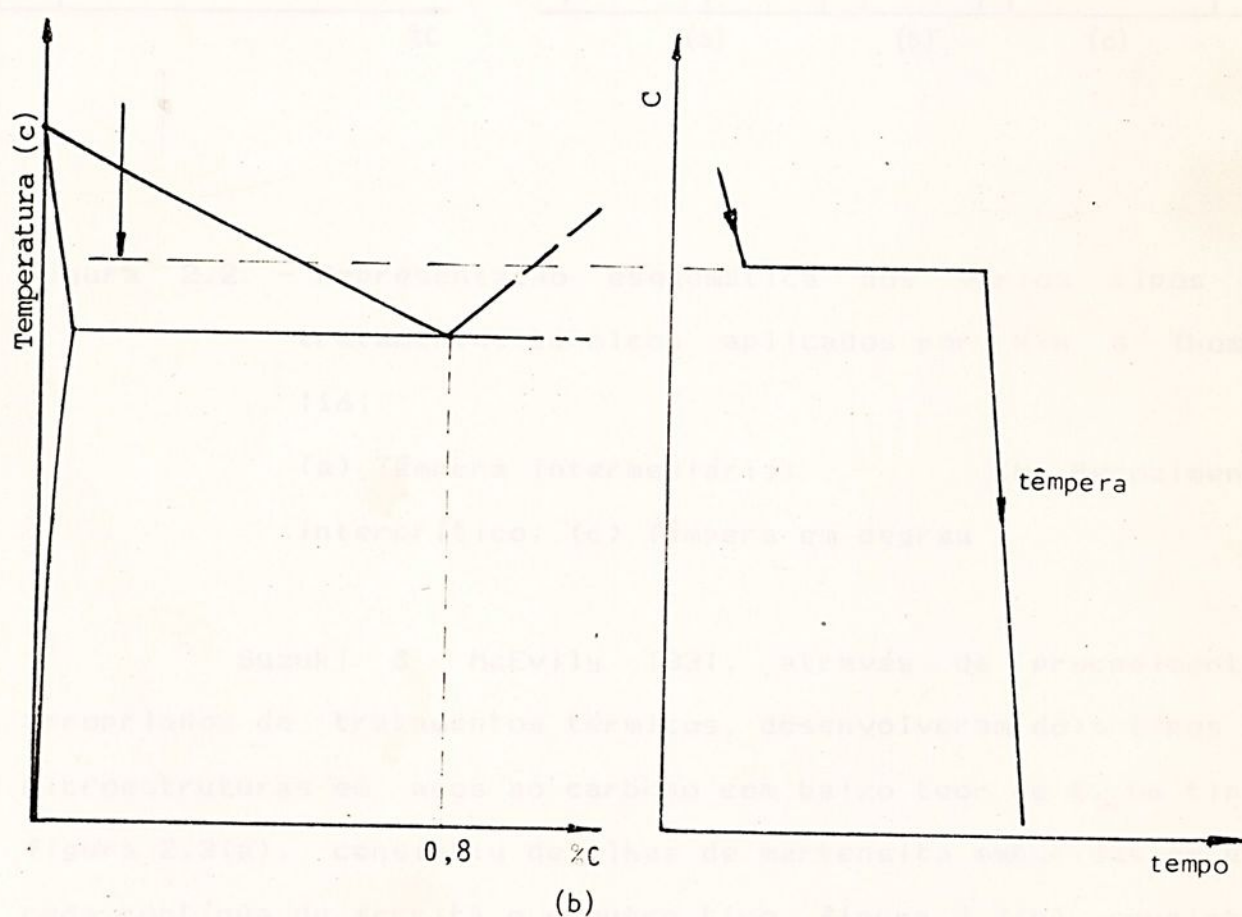
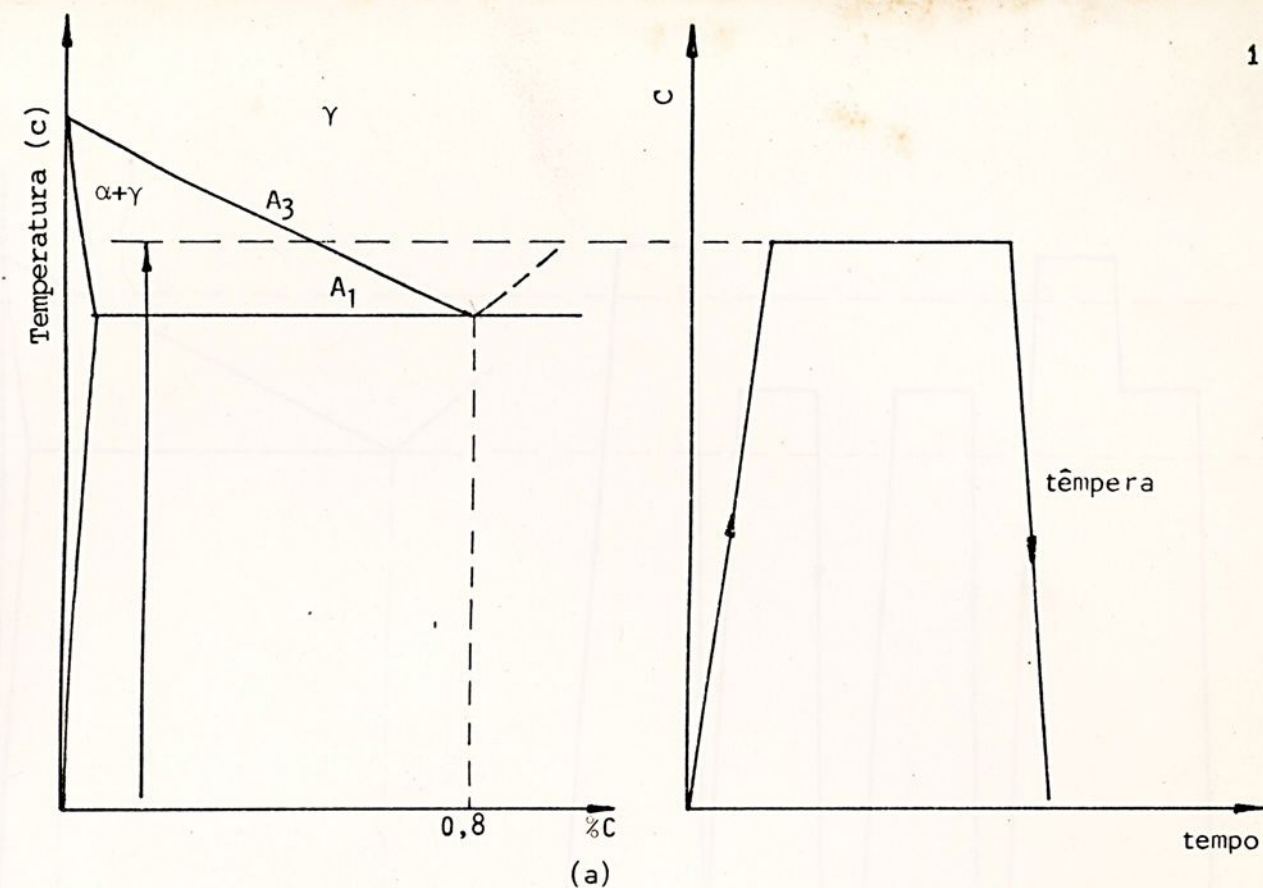


Figura 2.1 - Processos de tratamentos térmicos intercríticos

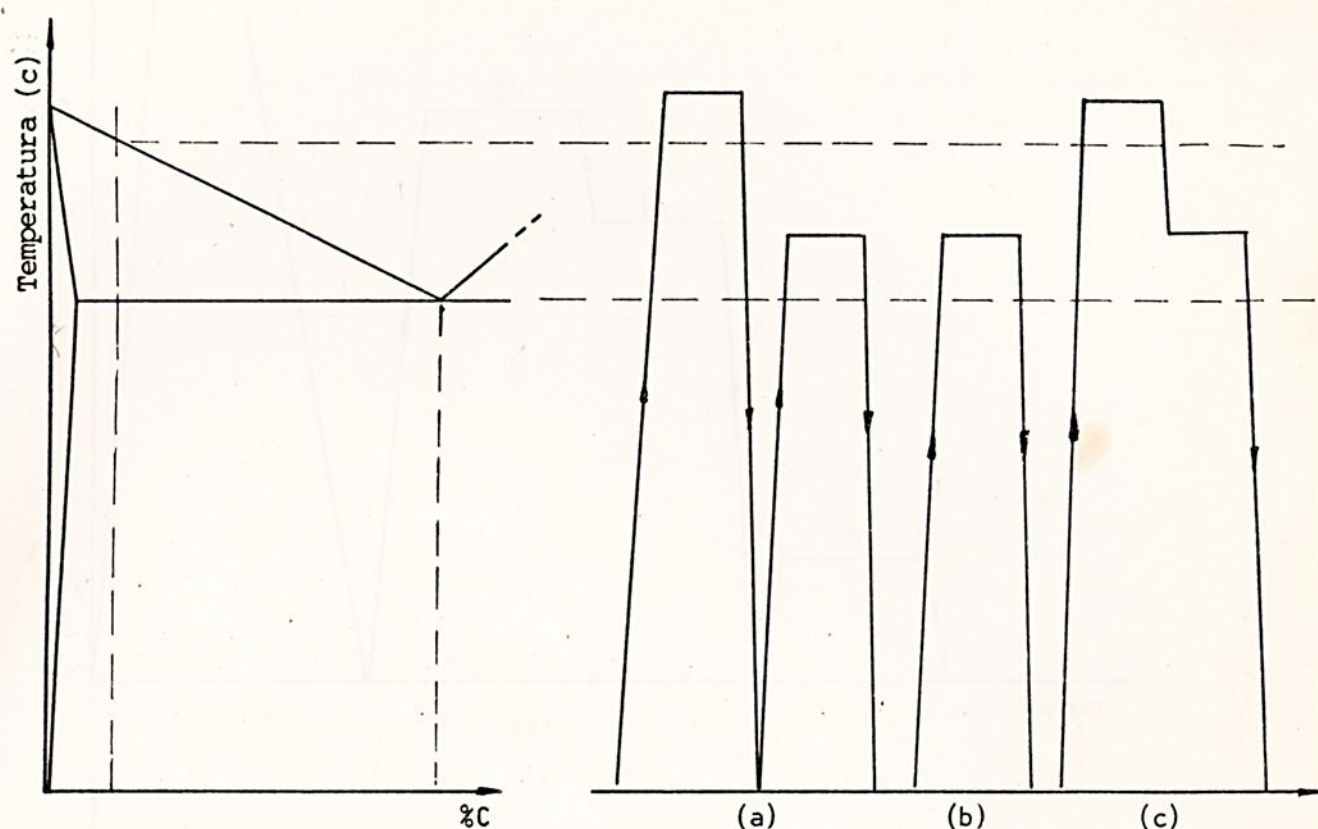


Figura 2.2 - Representação esquemática dos vários tipos de tratamentos térmicos aplicados por Kim & Thomas [16]

(a) Têmpera intermediária; (b) Recozimento intercrítico; (c) Têmpera em degrau

Suzuki & McEvily [33], através de procedimentos apropriados de tratamentos térmicos, desenvolveram dois tipos de microestruturas em aços ao carbono com baixo teor de C. Um tipo, figura 2.3(a), consistiu de ilhas de martensita embutidas em uma rede contínua de ferrita e o outro tipo, figura 2.3(b), consistiu de ilhas de ferrita dentro de uma rede contínua de martensita.

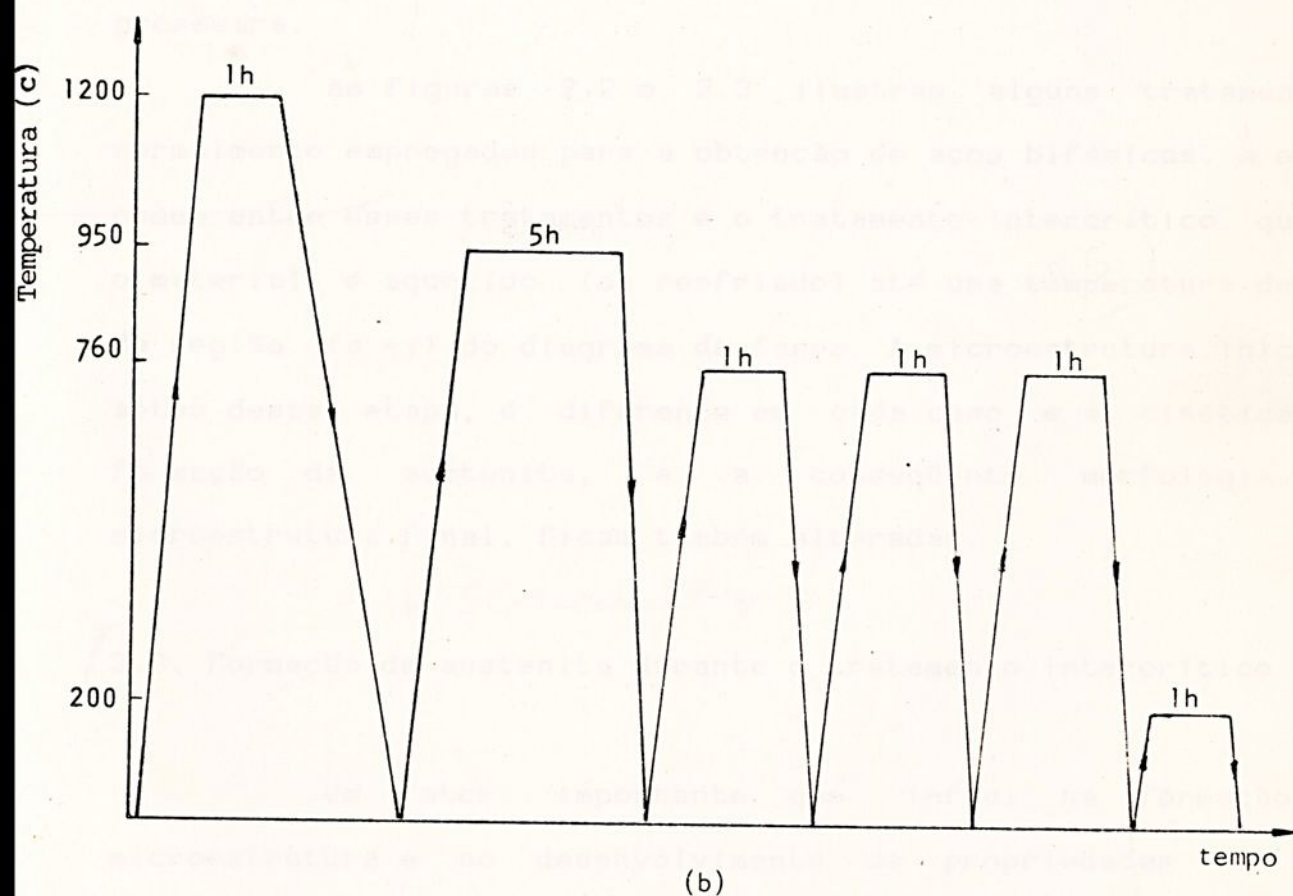
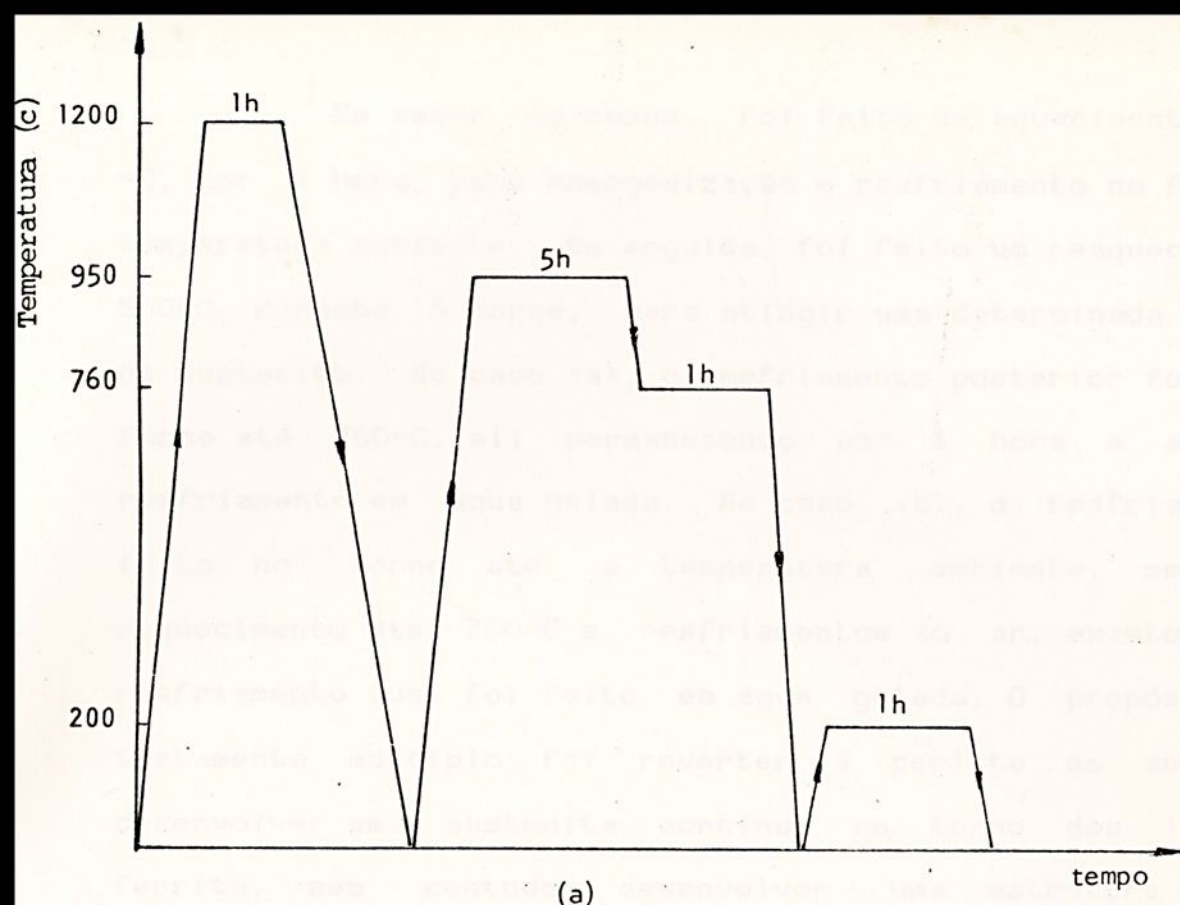


Figura 2.3 - Tratamentos térmicos aplicados por Suzuki e McEvily [33]

Em ambos os casos, foi feito um aquecimento até 1200 °C, por 1 hora, para homogeneização e resfriamento no forno até a temperatura ambiente. Em seguida, foi feito um reaquecimento até 950°C, durante 5 horas, para atingir uma determinada granulação da austenita. No caso (a), o resfriamento posterior foi feito no forno até 760°C, ali permanecendo por 1 hora e seguido de resfriamento em água gelada. No caso (b), o resfriamento foi feito no forno até a temperatura ambiente, seguido de reaquecimento até 760°C e resfriamentos ao ar, exceto no último resfriamento que foi feito em água gelada. O propósito deste tratamento múltiplo foi reverter a perlita em austenita e desenvolver uma austenita contínua em torno dos limites da ferrita, sem contudo, desenvolver uma estrutura ferrítica grosseira.

As figuras 2.2 e 2.3 ilustram alguns tratamentos, normalmente empregados para a obtenção de aços bifásicos. A etapa comum entre esses tratamentos é o tratamento intercrítico, quando o material é aquecido (ou resfriado) até uma temperatura dentro da região ($\alpha + \gamma$) do diagrama de fases. A microestrutura inicial, antes desta etapa, é diferente em cada caso e a cinética de formação da austenita, e a conseqüente morfologia da microestrutura final, ficam também alteradas.

E Scauer aqui

2.3. Formação de austenita durante o tratamento intercrítico

Um fator importante que influi na formação de microestrutura e no desenvolvimento de propriedades de aços bifásicos é a cinética de formação da austenita, na faixa de temperatura intercrítica, que irá determinar a natureza dos produtos de transformação. Alguns estudos [34,35] concluíram que

a formação da austenita, durante o aquecimento na temperatura intercrítica, pode ser separada em três etapas:

1ª etapa: nucleação quase instantânea de austenita na perlita ou nas interfaces das partículas de cementita, seguido de crescimento muito rápido da austenita, até que a fase de carbonetos seja dissolvida.

2ª etapa: crescimento mais lento da austenita na ferrita, a uma taxa que é controlada pela difusão de carbono na austenita, em altas temperaturas (em torno de 850°C) e pela difusão do manganês na ferrita, ou ao longo dos limites dos grãos em baixas temperaturas (em torno de 750°C).

3ª etapa: equilíbrio final muito lento de ferrita e austenita a uma taxa que é controlada pela difusão do manganês na austenita. É esquematizada na figura 2.4, a cinética de formação de austenita em diferentes temperaturas para um aço com 0,12% C e 1,5%Mn, com os tempos e mecanismos da cinética para as várias etapas indicadas em cada temperatura [34].

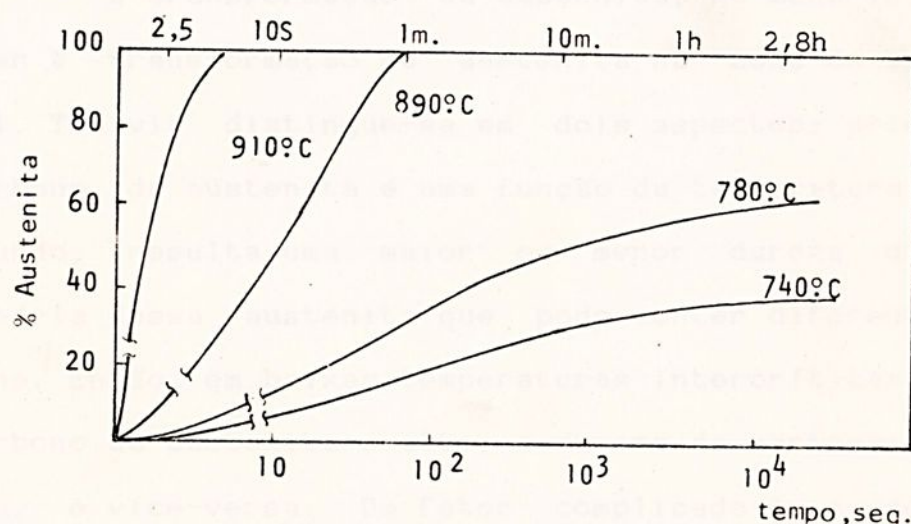


Figura 2.4 - Cinética de formação de austenita em aço 0,12C, 1,5Mn [34].

O estágio 1 fica completo em tempos menores do que 15 segundos. Nesse ponto, a porcentagem de austenita é igual ao teor original de perlita. O estágio 2 fica completa, em altas temperaturas (controlado pela difusão do C), em tempos de cerca de 1 minuto. Em baixas temperaturas (controlado pela difusão do Mn), a cinética torna-se muito lenta e a austenita continua a crescer, em tempos da ordem de horas. O estágio 3 é extremamente lento e não se completa em tempo usual de tratamento.

Em função das considerações acima e do diagrama de fases, apêndice A, pode-se afirmar que, para um dado teor de carbono, o total de austenita é maior quanto maior for a temperatura intercrítica, tornando-se 100% na temperatura A3. Analogamente, para uma dada temperatura intercrítica, o total de austenita é maior quanto maior o teor de carbono.

2.4 - Microestruturas e morfologias

A transformação da austenita, na zona intercrítica, é similar à transformação da austenita na zona de austenitização normal. Todavia distingue-se em dois aspectos: primeiro, o teor de carbono da austenita é uma função da temperatura intercrítica e segundo, resulta uma maior ou menor dureza da martensita originária dessa austenita que pode conter diferentes teores de carbono. Então, em baixas temperaturas intercríticas, onde o teor de carbono da austenita é alto, a dureza da martensita resultante é alta, e vice-versa. Um fator complicado é o decréscimo da temperatura M_s com o aumento de teor de C.

De acordo com Speich [36], em alta taxa de resfriamento, essencialmente toda a austenita se transforma em martensita e em baixa taxa de resfriamento, parte da austenita se



transforma em ferrita ou agregados ferrita-carboneto. Em altas temperaturas intercríticas, a fração da austenita que se transforma em produtos não martensíticos é grande, enquanto que em temperaturas intercríticas baixas essa fração é pequena. Essa maior facilidade na transformação da austenita em martensita é, em parte, devido ao seu alto teor de carbono.

Os produtos de transformação, obtidos de aquecimento em temperaturas intercríticas diversas e resfriamentos a diferentes taxas, estudados por inúmeros pesquisadores [23,34,37], mostram em linhas gerais que pode ser formada toda uma série de morfologias e produtos de transformação que dependem da temperatura, tempo e taxa de resfriamento.

A transformação da austenita em martensita em aços bifásicos ocorre em temperaturas M_s relativamente baixas, tal que a fase ferrita deve deformar-se plasticamente para acomodar a expansão de volume decorrente dessa transformação. Como resultado são geradas altas tensões residuais e alta densidade de discordâncias na ferrita, próximo ao seu limite com a martensita. Uma estimativa das tensões residuais indica que o seu valor máximo pode ser da ordem do limite de escoamento da ferrita na temperatura M_s e decresce, exponencialmente, a partir da interface martensita-ferrita [38].

Por outro lado, sabe-se que, em função da composição química do aço e dos tipos de tratamentos térmicos, principalmente no tocante à taxa de resfriamento, a microestrutura final de aço poderá ser essencialmente bifásica (ferrita-martensita) ou ser mais complexa, constituída de ferrita, martensita, bainita, austenita retida e vários tipos de agregados de ferrita e carbonetos [39-41].

Dois tipos de ferrita podem ser identificados em muitos aços bifásicos. A ferrita que estava presente na temperatura intercrítica e permanece na temperatura ambiente é chamada Ferrita Retida. A outra, que forma a partir da austenita, cresce segundo alguns pesquisadores [23,37,42,43], de forma epitaxial na ferrita retida e é chamada Ferrita Epitaxial. Com respeito a esse segundo tipo de ferrita há conclusões contraditórias como as Yi e Kim [44]. Os referidos pesquisadores concluíram que a ferrita transformada não cresce de forma epitaxial na ferrita retida, mas é nucleada no interior dos contornos de grãos da austenita. De qualquer forma, não há separação entre os dois tipos de ferrita sendo que uma é extensão dos grãos da outra.

Durante o tratamento intercrítico poderá ocorrer variações no teor de carbono da ferrita com efeito crítico na ductilidade. Essa variação poderá ocorrer por muitas razões. Em primeiro lugar, a solubilidade de carbono na ferrita pode ser menor na zona intercrítica do que o carbono presente, originariamente, na fase ferrita do material, antes do tratamento térmico. A solubilidade de carbono na ferrita, que diminui com o aumento da temperatura intercrítica, poderá ser mais crítica com elementos de liga [45,46]. Em segundo lugar, a variação na taxa de resfriamento, a partir de temperatura intercrítica, também poderá afetar o teor de carbono da ferrita. A diminuição da taxa de resfriamento poderá ocasionar a precipitação de cementita na ferrita resultando em uma diminuição do seu teor de carbono.

Em vista da possível diferença na composição, poderiam ser esperadas também diferentes características de um eventual envelhecimento da ferrita que afetaria as propriedades mecânicas. No entanto, Korzekwa e colaboradores [42] enfatizaram que não



ocorre envelhecimento de aços bifásicos na temperatura ambiente. O processo de precipitação, pelo qual ocorreria envelhecimento, depende da segregação de elementos de liga durante o processamento.

No tocante ao encruamento da ferrita, o processo é muito mais efetivo em presença de uma segunda fase dura do que na ferrita isoladamente.

A martensita pode aparecer em forma de ripas, quando originária de austenita de baixo teor de carbono na zona intercrítica, ou em forma internamente maclada, quando o teor de carbono da austenita for alto [47,48]. Essa variação na morfologia reflete o efeito da temperatura intercrítica no teor de carbono da austenita.

Com respeito à presença da bainita, tem sido atribuído algumas variações nas características, de alguns aços ainda em desenvolvimento, como é o caso do aço trifásico, com estrutura ferrita-bainita-martensita [49,50].

Como a transformação da austenita em martensita não é completa, parte da austenita fica retida nos aços bifásicos em a quantidade que varia de 2 a 9% [34]. A austenita retida poderá existir em forma de partículas isoladas de filmes envolvendo a martensita maclada [39,49]. O total de austenita retida depende de inúmeros fatores, particularmente da taxa de resfriamento. Provavelmente irá ocorrer estabilização térmica em baixas taxas de resfriamento, como observada em aços comuns, temperados e revenidos. Embora a austenita retida seja geralmente estável com respeito ao resfriamento subzero, ela se transforma rapidamente após pequena deformação conforme ilustra a figura 2.5.

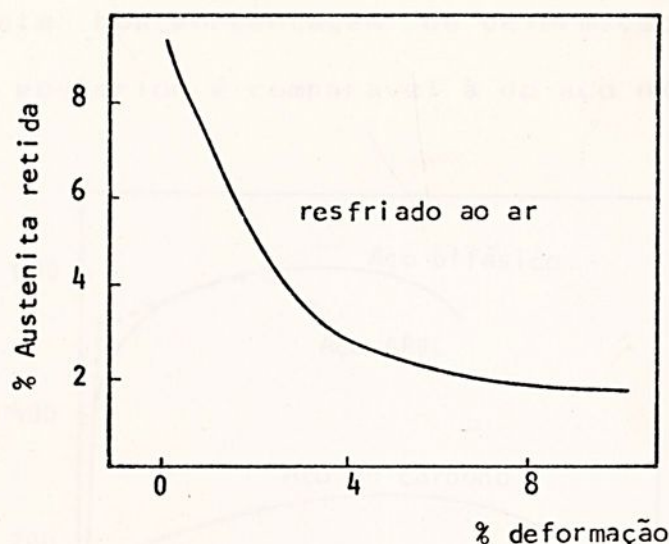


Figura 2.5 - Porcentagem de austenita retida após resfriamento ao ar em função da deformação [51] para um aço 0,1% C - 2,0% Si

O teor de austenita retida aumenta levemente com a diminuição da temperatura intercrítica e com o aumento do teor de carbono.

2.5 - Propriedades mecânicas

2.5.1 - Características gerais dos aços bifásicos

As propriedades mecânicas típicas em tração dos aços bifásicos são: baixa tensão de escoamento, escoamento contínuo, alta taxa de encruamento inicial, alta tensão de tração, boa ductilidade e boa formabilidade [49,52,55].

As curvas tensão-deformação convencionais mostradas na figura 2.6, permitem comparar os comportamentos de um aço bifásico, de um aço ao carbono comum e de um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) [51]. A tensão de escoamento do aço bifásico é menor do que a do aço ARBL, mas o aço bifásico

encrua durante boa porcentagem de deformação inicial e a sua resistência posterior é comparável à do aço ARBL 1561.

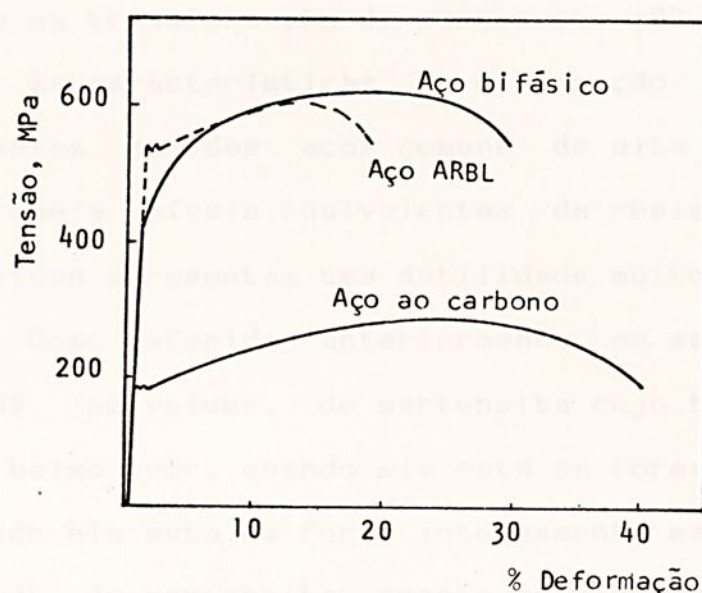


Figura 2.6 - Curvas típicas tensão deformação convencionais de aços.

Pode-se notar ainda as vantagens dos aços bifásicos em termos de escoamento contínuo, baixa tensão de escoamento e de ductilidade. Tais características são adequadas na aplicação em chapas, pela supressão da instabilidade plástica em operações de estampagem multiaxial melhorando a formabilidade [57]. Além disso, há citações do potencial do aço bifásico para aplicações em tubos, especialmente em baixas temperaturas [58] e também em arames [17].

A explicação mais aceitável do escoamento contínuo e da baixa tensão de escoamento é atribuída à presença de alta densidade de discordâncias móveis, introduzidas na ferrita, devido à expansão de volume de 2 ou 3% durante a transformação da austenita em martensita [26,28,31,45,55,59,60]. Essas discordâncias ficam distribuídas de maneira não uniforme

concentrando alta densidade nos grãos de ferrita, adjacentes à martensita [40,41,43]. Outra explicação do escoamento contínuo e baixa tensão de escoamento é atribuída às tensões residuais produzidas na transformação da martensita [27-29,38,40,61].

As características de deformação dos aços bifásicos são diferentes das dos aços comuns de alta resistência e baixa liga, em que a níveis equivalentes de resistência à tração, os aços bifásicos apresentam uma ductilidade muito maior.

Como referido anteriormente, os aços bifásicos contêm de 5 a 30%, em volume, de martensita cujo teor de carbono pode variar de baixo teor, quando ela está na forma de ripas, até alto teor, quando ela está na forma internamente maclada. Assim, tanto a quantidade de martensita quanto o seu teor de carbono são fatores importantes na resistência da liga e o mecanismo de deformação é uma função complexa da microestrutura bifásica. A partição da tensão e da deformação entre os constituintes, ferrita e martensita, não é bem conhecida e os fatores que determinam suas magnitudes relativas não são bem entendidos.

Muitos modelos teóricos tem sido propostos para explicar o comportamento em deformação dos aços bifásicos. Muitos desses modelos tratam cada constituinte da microestrutura como um contínuo e as propriedades mecânicas de cada constituinte são assumidas como independentes do outro elemento na microestrutura. Davies [45,62], com base na teoria de Mileiko [63] e no comportamento isodeformação dos constituintes, descreveu a relação tensão-deformação verdadeira dos aços bifásicos. Uma consequência da teoria de que a resistência à tração é, para uma primeira aproximação, proporcional à fração de volume da fase mais dura, foi verificada experimentalmente por muitos pesquisadores [24,43,45,64]. Contudo, a validade da hipótese de que a ferrita e

martensita deformam igualmente tem sido questionada. Speich e Miller [25] mostraram que existe boa concordância entre as curvas tensão-deformação experimental e teórica para um modelo de mecânica do contínuo, com diferença de deformação muito apreciável entre as fases. Karlsson e Sundstrom [65] aplicaram elementos finitos a um modelo bidimensional da microestrutura ferrita-martensita e concluíram que existem grandes diferenças em deformação dentro de cada fase, bem como entre as fases.

Outros pesquisadores [40,59,64] desenvolveram teorias baseadas em modelos de endurecimento por dispersão, tais como aquele de Ashby [66]. Em geral, o uso desses modelos também resultam em boa concordância entre as curvas tensão - deformação previstas e dados experimentais, embora eles tratem, principalmente, com a taxa de encruamento da matriz mole, sem explicitamente considerar a contribuição do constituinte duro. Sarosiek e Owen [67] concluíram, após um estudo intensivo de encruamento em aços bifásicos, que a contribuição do endurecimento por dispersão pode ser considerada como uma pequena parte do endurecimento total.

Esses modelos mostram também que a inclusão ou partícula dura e indeformável está sujeita a tensões de incompatibilidade que, eventualmente, levam a escoamento local ou fratura. A incompatibilidade plástica entre a ferrita e a martensita é menos crítica do que entre a ferrita e carbonetos, embora seja um fator bastante importante no comportamento desses aços.

Os resultados de vários outros estudos [40,41,65,68,70] indicam que a deformação dos aços bifásicos é heterogênea, sendo que a deformação da ferrita é muito maior do que a deformação da martensita. Enquanto que a ferrita suporta

grandes deformações, a martensita mostra deformações mensuráveis somente após o material ter atingido o total de deformação uniforme. Balliger [40] e Korzekwa e colaboradores [41] concluíram que a deformação heterogênea cria tensões adicionais nas interfaces e provoca acumulação de discordâncias, responsáveis pela alta taxa de encruamento inicial. As interfaces tornam-se regiões críticas para acomodar as deformações que podem provocar a formação de vazios por descoesão da interface martensita-ferrita [34,59,65,68]. Este processo é mais rápido quanto maior for a fração de volume da martensita, visto que isso acarretaria em menor espaçamento entre as microcavidades, nucleadas durante a deformação [25]. Isso resulta em menor ductilidade em função da menor deformação plástica requerida para crescimento e coalescimento dessas microcavidades.

Os estudos têm indicado também que a curva tensão-deformação de um aço bifásico pode ser dividida em três partes, cada uma descrita por uma função parabólica diferente. Isto é, diferentes valores de coeficiente de encruamento [34,41,71]. O caráter e o número de regiões ou estágios observados depende de parâmetros microestruturais, tais como tamanho de grão e fração volumétrica da martensita. A existência de mais de um estágio indica que um único mecanismo de encruamento não pode descrever o comportamento do encruamento em todas as deformações.

De forma mais simplista, Tomota e colaboradores [72] já haviam definido três regimes de deformação plástica em aços contendo duas fases. No primeiro, ambas as fases deformam elasticamente. No segundo, a fase mole começa a deformar plasticamente quando atinge o seu limite elástico, enquanto que a fase dura permanece elástica. No terceiro regime, ambas as fases deformam plasticamente.

No entanto, Sorosiek e Owen [67] concluíram que não ocorre deformação plástica significativa da fase dura durante a elongação uniforme. Os referidos autores encontraram também que o limite elástico de um aço bifásico é cerca de 78 MPa menor do que o limite elástico de um espécime com estrutura inteiramente ferrítica. Para muitos aços bifásicos com matriz contínua de ferrita que foram testados, todos mostraram um limite elástico menor ou igual ao limite elástico da ferrita.

O comportamento em deformação dos aços bifásicos é portanto muito complexo, especialmente no estágio inicial. Contudo, é atribuída à alta taxa de encruamento inicial a principal contribuição da boa conformabilidade desses aços [59]. Também a ausência do ponto de escoamento elimina a formação de bandas de Lüders e assegura um bom acabamento superficial na trefilação.

No tocante a alta resistência à tração, da simples teoria de conjugados reforçados, é esperado que a resistência dos aços bifásicos deverá aumentar quando a fração de volume e/ou resistência da martensita for aumentada [24,25,34,62].

A ductilidade em termos de alongamento total e uniforme é talvez a propriedade mais difícil de ser entendida em virtude de inúmeros fatores envolvidos tais como: fração volumétrica, teor de carbono, plasticidade e distribuição de martensita, teor de elementos e teor de carbono da ferrita, total de ferrita epitaxial e austenita retida. Tem sido racionalizada em função de modelos macroscópicos, baseados na regra das misturas, concluindo-se daí que a ferrita é o constituinte mais importante para fins de ductilidade.



Com base nos resultados obtidos pelos autores referidos anteriormente é de se supor que nas fases combinadas de um aço bifásico ocorre interação sinérgica, embora as características mecânicas de cada fase dependam da sua composição, microestrutura e subestrutura. Por sua vez, essa interação depende das características individuais, da quantidade e da distribuição das fases presentes.

2.5.2 - Importância dos microconstituintes

Normalmente, uma microestrutura bifásica é bastante complexa tornando difícil correlacionar todas as características microestruturais em um único formalismo para descrever o relacionamento entre a microestrutura e as propriedades mecânicas. Além disso, a interação entre as fases que ocorre, faz parecer necessária, inicialmente, uma diferenciação dos vários componentes de um aço bifásico de microestruturas complexas e estudar a contribuição de cada um no comportamento do aço como um todo.

É importante enfatizar que o comportamento mecânico das fases no aço bifásico é distinto do comportamento isolado.

a) Contribuição da ferrita

O comportamento mecânico dos aços bifásicos é altamente influenciado pela composição e estrutura da fase ferrítica. Segundo Davies [62], para se ter uma boa combinação de ductilidade e resistência mecânica, a granulação da ferrita deve ser fina e o seu teor de carbono baixo.



b) Contribuição da martensita

A martensita é a grande responsável pela alta resistência mecânica dos aços bifásicos.

Visto que um mesmo aço pode originar aços bifásicos com diferentes quantidades de martensita, bem como diferentes teores de carbono da martensita, é de se esperar que as propriedades mecânicas sejam funções desses parâmetros, sem levar em consideração a morfologia. O nível de resistência mecânica está diretamente relacionado com a fração volumétrica da martensita. Quanto à influência do teor de carbono da martensita, existem conclusões conflitantes.

Alguns pesquisadores [46,64] mostraram que o limite de resistência à tração aumenta com o teor de carbono da martensita, e que as melhores características de ductilidade do aço bifásico são obtidas quando a martensita possui teores de carbono inferiores a 0,35%. Foi mostrado também que a resistência da martensita depende do seu teor de carbono [73,74]. No entanto, outros trabalhos indicam que o limite da resistência à tração da maioria dos aços bifásicos, é uma função linear da fração volumétrica [16,45,62] que por sua vez é influenciada pelo teor de carbono da liga e temperatura intercrítica utilizada. Davies [62] mostrou uma relação entre a tensão de escoamento a 1%, temperatura de têmpera e teor de carbono da liga, conforme a figura 2.7

Pode ser visto que, a uma dada temperatura de têmpera, a tensão de deformação plástica é linearmente dependente do teor de carbono e que, a um dado nível de carbono, quanto maior a temperatura de têmpera, maior é a tensão de deformação plástica. Mostrou também, através da figura 2.8, a relação entre o limite de resistência à tração e a tensão de



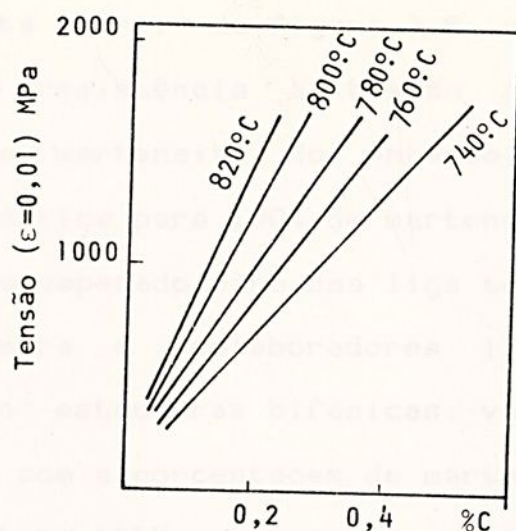


Figura 2.7 - Tensão de escoamento, a 1% de def. como função do teor de C e temperatura de têmpera [62]

deformação plástica como funções lineares da porcentagem de martensita

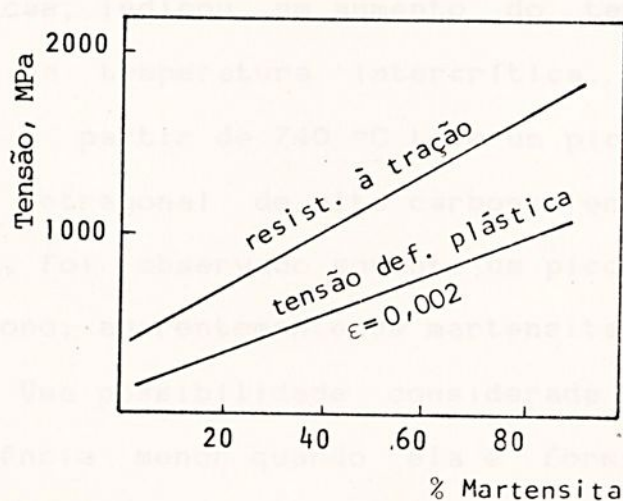


Figura 2.8 - Resistência a tração e tensão de escoamento (ε = 0,2%) como funções da porcentagem de martensita [62]

Está claro, da figura 2.8, que a tensão de deformação plástica e a resistência à tração são funções lineares da porcentagem de martensita. No entanto, extrapolando a tensão de deformação plástica para 100% de martensita indica um valor muito menor do que o esperado para uma liga temperada.

Tamura e colaboradores [75] encontraram que a resistência de estruturas bifásicas variava aproximadamente de forma linear com a porcentagem de martensita e que a resistência para a estrutura 100% martensita, obtida por extrapolação, foi consideravelmente menor que a resistência medida de um aço 100% martensita.

A possibilidade de autorevenimento da martensita de alto carbono, de tal modo que somente 0,4% de carbono permaneceria em solução, independente do % C da austenita, foi descartada por um estudo com raios X. Esse estudo, feito em amostras temperadas a partir de diferentes temperaturas intercríticas, indicou um aumento do teor de carbono com a diminuição da temperatura intercrítica. Por exemplo, amostra temperada, a partir de 740 °C teve um pico duplo de difração, de martensita tetragonal de alto carbono, enquanto que após têmpera em 800 °C, foi observado somente um pico simples de difração de baixo carbono, aparentemente de martensita cúbica [67].

Uma possibilidade considerada é que a martensita tem uma resistência menor quando ela é formada circundada por uma matriz de ferrita do que quando formada a partir de uma estrutura inteiramente austenítica. A subestrutura de transformação e portanto a resistência de uma ilha de martensita, formada em uma matriz de ferrita mole, pode ser muito diferente da subestrutura formada quando um aço é transformado de austenita para 100% de martensita. A austenita é, geralmente, mais resistente do que a



ferrita e poderá, portanto, impor uma contração mais severa nas regiões de formação da martensita.

c) Contribuição da bainita

Existe um número muito reduzido de estudos do efeito da bainita. Eles se referem apenas no efeito da bainita nas características de aços ainda em desenvolvimento. Sudo e colaboradores [76] mostraram que a bainita tem um efeito ligeiramente nocivo na relação resistência - alongação uniforme, mas tem um efeito favorável na tenacidade à fratura após estampagem profunda. Concluíram que o aço trifásico com estrutura constituída de ferrita, bainita e martensita deve ser o preferido ao invés do aço bifásico ferrita-martensita, em casos complexos como estampagem profunda.

Foi mostrado também, através de exames microscópicos, que partículas de perlita e martensita provocam nucleação de trincas facilmente e a substituição dessas partículas por outras de bainita mais duteis resulta em maior utilidade [77]. Concluiu-se que o alto valor do coeficiente de encruamento, n , na região de pequena deformação, é devido, principalmente, à purificação dos grãos de ferrita. A melhor deformabilidade dos aços trifásicos é devido a redução de formação de vazios na interface ferrita-bainita e menor tamanho de grão da martensita.

d) Contribuição da austenita retida

O constituinte microestrutural que tem recebido pouca atenção no estudo do comportamento mecânico de aço bifásico é a austenita retida.

A transformação da austenita retida em martensita durante a deformação plástica [78,79], caracterizada pelo aumento



de volume que acompanha, irá servir de fonte de discordâncias, resultando posteriormente, em um aumento da taxa de encruamento [80].

Alguns pesquisadores [5,24,78,79] argüíram uma íntima conexão entre o total de austenita retida e a ductilidade dos aços bifásicos, sugerindo que a ductilidade poderia ser aperfeiçoada pela otimização da estabilidade da austenita retida. O grau de estabilidade da austenita é importante [79,81] em que a transformação poderá ocorrer gradualmente. Essa transformação gradual é caracterizada em alguns aços bifásicos, onde a austenita retida apresenta variações no tamanho e composição da partícula.

Por outro lado, outros pesquisadores [25,82] não encontraram correlação entre o teor de austenita retida e a ductilidade em inúmeros aços bifásicos. Speich & Miller [25] sustentaram que a pequena quantidade de austenita retida (2 a 4%) encontrada não teria efeito sobre a ductilidade. Enquanto isso, Eldis [82] argumentou que a austenita retida não influi na ductilidade, visto que ela se transforma durante o estágio inicial de deformação plástica conforme a figura 2.5.

De qualquer forma, pelos estudos realizados até o presente, podem ser extraídas as seguintes conclusões: (1) quando a quantidade de austenita retida for alta e a sua estabilidade for suficiente, tal que a transformação ocorre após o processo de deformação plástica, então pode ser esperado um efeito considerável na elongação uniforme; (2) quando a quantidade de austenita retida for pequena e, especialmente, quando ocorre a transformação no estágio inicial do processo de deformação plástica, então o efeito da austenita retida na ductilidade pode ser negligenciado.



2.6 - Fenômeno da fadiga - Aspectos Gerais :

Os estudos do mecanismo da fadiga têm sido feitos sob inúmeros pontos de vistas e níveis de observação. No transcurso das ultimas décadas, esses estudos têm dado maior enfoque aos aspectos metalúrgicos, mostrando uma evidente preocupação com as variações microestruturais.

Estudos da variação da dureza de metais submetidos a ciclos de tensão ou deformação foram feitos por inúmeros pesquisadores. Yokobori [83] constatou um aumento gradual na dureza durante os primeiros 20000 ciclos de tensão em flexão rotativa, com tendência a um valor limite. Polakowski [84] encontrou resultados análogos. Além disso, em metais severamente trabalhados, observou uma diminuição da dureza, tendendo a um valor mínimo, aproximadamente igual ao valor máximo atingido a partir desses metais recozidos. Essas investigações produziram informações úteis, particularmente na demonstração de que pode ocorrer variação na dureza, mesmo em materiais não solubilizados, durante as tensões repetidas.

Enfoque objetivo no tocante ao encruamento cíclico foi dado por Mott [85] de que um conhecimento sobre fadiga deve ser precedido de um conhecimento da capacidade de encruamento do material. Orowan [86] sugeriu um mecanismo de fadiga, no qual supõe que ocorre uma fratura localizada, quando em algum ponto, a tensão é aumentada com o encruamento cíclico até que seja atingida a resistência à ruptura efetiva do material. A fratura total ocorre em consequência do desenvolvimento de fraturas locais semelhantes. Yokobori [87] descreveu um mecanismo de falha envolvendo concentração de discordâncias em regiões severamente

trabalhadas. Basicamente, o mecanismo é semelhante ao de Orowan, visto que envolve direta ou indiretamente o encruamento.

Alguns trabalhos enfatizaram a importância do deslizamento. McEvily [88] concluiu que o deslizamento é necessário para a falha por fadiga. Ebner e Backofen, [89], concluíram que ocorrer a falha por fadiga depende apenas do deslizamento. Ainda que estas observações não envolvam diretamente o encruamento, convém notar que as características do mesmo dependem da complexidade do deslizamento.

Os conhecimentos atuais sobre o mecanismo de fadiga permitem dividi-lo em cinco estágios [90]:

- 1º estágio: microdeformação plástica sob solicitações cíclicas que antecede a nucleação de microtrincas;
- 2º estágio: nucleação de uma ou mais microtrincas;
- 3º estágio: propagação e/ou coalescimento das microtrincas para formar uma ou mais macrotrincas;
- 4º estágio: propagação de uma ou mais macrotrincas;
- 5º estágio: fratura.

Todas as etapas do processo são importantes para o estudo do mecanismo de fadiga. Basta citar que sem a deformação plástica o processo de fadiga não ocorre. Portanto, qualquer fator que provoque e/ou contribua para que a deformação plástica se torne localizada, diminui a resistência à fadiga. Essa talvez seja a generalização mais importante que se possa fazer sobre a resistência à fadiga, sendo válida para qualquer dimensão que se considere: desde precipitados não coerentes na estrutura, valor da energia de falha de empilhamento, até a geometria de um componente ou estrutura.

As principais linhas de pesquisa adotadas atualmente envolvem quatro frentes:

- amplitude máxima de tensões para uma vida infinita (limite de fadiga);
- vida esperada quando for submetido a um esforço superior a esse limite (relações entre tensão ou deformação e número de ciclos);
- redução da vida na presença de uma concentração de tensões (relações entre tensões ou deformação e número de ciclos)
- sobrevida na presença de uma macrotrinca (mecânica da fatura)

Com relação ao limite de fadiga, os estudos de Fine [91] 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 por solicitações cíclicas;
- limite inferior para nucleação de microtrincas;
- limite inferior para propagação de microtrincas e;
- limite inferior para propagação de macrotrincas.

Os aspectos importantes que esses estudos revelam é que variáveis da estrutura e do comportamento mecânico à tração têm influências opostas nesses limites inferiores. Por exemplo, o limite inferior para propagação de macrotrincas é aumentado com a diminuição da resistência mecânica em aços de alta resistência temperados e revenidos. Essa linha de pesquisa representa o problema mais complexo e de grande interesse para o desenvolvimento de materiais resistente à fadiga.

A relação entre o nível de tensão e a vida em fadiga tem sido estudado desde os trabalhos pioneiros de Wohler através de teste de tensão controlada.

A relação entre a amplitude de deformação com o número de inversões da tensão até a falha, considera a soma das partes

elástica e plástica da deformação total. A deformação elástica em função do número de reversões foi equacionada por Basquin, enquanto que a deformação plástica foi relacionada com o número de reversões por Coffin e Manson, independentemente, [92]. O interesse desse tipo de análise é a possibilidade de se avaliar a importância de algumas variáveis do material na sua resistência à fadiga. Isso é feito identificando-se dois regimes, cuja fronteira é o número de ciclos $2N_t$, conhecido como "vida de transição". Abaixo deste número $2N_t$, onde predomina a deformação plástica, tem-se a chamada "fadiga de baixo ciclo" e, acima deste número, onde predomina a deformação elástica tem-se a chamada "fadiga de alto ciclo". Sob esse aspecto devem ser citadas as considerações de Landgraf [93]: (i) em alto ciclo, a resistência à fadiga é melhorada com o aumento da resistência mecânica do material e grande parte da vida é consumida para a nucleação da trinca; (ii) em baixo ciclo, a resistência à fadiga é melhorada com o aumento da ductilidade e grande parte da vida é consumida em propagação de trinca.

A estimativa da sobrevida na presença de uma macrotrinca é feita analisando-se a velocidade de propagação da trinca. Existe um grande número de trabalhos publicados relacionando a velocidade de propagação com o intervalo de variação do fator de intensidade de tensão. Essa linha de pesquisa preocupa-se, essencialmente, com o quarto estágio da fadiga.

2.7 - Fadiga de aços bifásicos

A maioria dos trabalhos de pesquisa sobre os aços bifásicos tem estudado o comportamento em tração e em impacto e relacionado aos aspectos microestruturais.



Dentre os estudos de fadiga de estrutura bifásica existentes, muitos concentram seus esforços na discussão de grãos finos de ferrita e ilhas de martensita uniformemente dispersadas. Cooke e Beevers [94] concluíram que, em geral, a baixa taxa de crescimento de trinca e as propriedades no limite inferior de propagação de trinca por fadiga dos materiais são grandemente influenciadas pela resposta individual das microestruturas. O modo de fratura em baixas taxas é sensível à configuração da microestrutura. Hayden e Floreen [95] argüíram que uma microestrutura bifásica não tem um efeito direto na performance de fadiga de baixo ciclo, no modo da trinca de fadiga ou na taxa de crescimento da trinca. Para tamanho de grão de aproximadamente $1\text{ }\mu\text{m}$ a dependência da resistência à fadiga resulta do efeito do tamanho de grão reduzido, aumentando a resistência ao escoamento. Aumentando o total da fase mole poderá, todavia, melhorar a resistência à fadiga de uma liga bifásica na mesma ordem de grandeza do aumento da resistência devido ao refinamento de grão.

Sherman e Davies [96] sugeriram que o comportamento em fadiga de aço bifásico pode ser entendido à luz das suas características de encruamento que são uma consequência da sua microestrutura. Da mesma forma, Sorosiek et al [96] concluíram que, para pequenas deformações plásticas o encruamento em todos os aços estudados é excepcionalmente alto. Em aços com matriz ferrítica o encruamento é predominantemente devido a natureza heterogênea do escoamento plástico. A deformação começa na ferrita com densidade de discordâncias mais baixa e se estende através da ferrita com densidade de discordâncias mais alta quando a tensão é aumentada. Em aços com matriz martensítica a deformação heterogênea da ferrita é também um fator importante.



Concluíram que o encruamento inicial aumenta quando a fração volumétrica da ferrita é diminuída. Outra conclusão importante dos referidos autores é a de que, em testes de fadiga, os aços bifásicos com matriz ferrítica endurecem em tração e compressão, enquanto que os aços com matriz martensítica, endurecem ligeiramente em tração mas amolecem em compressão.

De maneira mais enfática, Wan e colaboradores [98] concluíram que a iniciação da trinca de fadiga comumente ocorre na interface martensita/ferrita. Os mecanismos de iniciação de trinca são sugeridos serem a acumulação de deformação não homogênea nos limites das fases, enquanto que a matriz ferrita é endurecida por fadiga até um estágio de saturação. Através da nucleação nos limites das fases e o processo de união de microtrincas, o caminho de propagação da trinca, no estágio primário, seguiu sempre o contorno das fases.

Suzuki e McEvilly [33] estudaram taxa de crescimento de trinca por fadiga em aço AISI 1018. Eles encontraram que a microestrutura constituída de ilhas de ferrita encapsuladas em matriz martensítica resultou em um aumento significativo no fator limite de propagação de trinca (threshold) e um aumento na resistência ao escoamento. Por outro lado, Minakawa e colaboradores [99] e Wasynczuk e colaboradores [100] encontraram resultados distintos a partir de microestruturas semelhantes. Faustino e Spinelli [101] também encontraram resultados diferentes daqueles e concluíram que a morfologia da microestrutura bifásica não influi nas propriedades de tração e de propagação de trinca por fadiga. Sugeriram também que, para o tipo de microestrutura estudado, o tamanho de grão ferrítico possa ser o fator controlador.

E difícil comparar os resultados a partir dessas poucas investigações porque foram usados aços diferentes e,



talvez mais importante, há muitas diferenças em tamanho de grão, teor de carbono da martensita, fração volumétrica, austenita retida e outras características microestruturais. As contradições aparentes nos resultados podem ser explicadas por essas diferenças e pelo fato de que as experiências foram executadas sob condições diferentes de tensão, deformação e taxa de deformação.

Enfoques mais amplos, principalmente no tocante à vida em fadiga até a fratura, foram escassos, praticamente ressumindo-se nos trabalhos de Sherman e colaboradores [96], Wan et alii [98], Cai e colaboradores [102] e Zhongguang e colaboradores [103]. Partindo de diferentes pontos de vistas, os resultados desses autores mostram alguma inconsistência e algumas contradições acerca da correlação e da propagação de trinca com várias microestruturas bifásicas em diferentes faixas de deformação ou tensões.

Experiências desenvolvidas no Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP têm mostrado resultados interessantes. Os testes de flexão rotativa mostraram que a resistência à fadiga aumenta com a fração volumétrica da martensita, sendo mais acentuado em baixos níveis de solicitação [104]. Isso está associado com o encruamento cíclico da ferrita em presença de maior ou menor quantidade de martensita.

Assim sendo, este trabalho pretende contribuir para uma melhor compreensão da fadiga em aços bifásicos, com principal enfoque à morfologia da microestrutura, fração volumétrica das fases, encruamento cíclico e os estágios do mecanismo de fadiga.



CAPITULO 3 - PARTE EXPERIMENTAL

3.1 - Material

O aço adquirido em uma única chapa com 3mm de espessura, foi cortado em barras de 45 X 115mm na direção de laminação. Essas barras foram austenitizadas a 950°C durante 60 minutos e, em seguida, normalizadas com o objetivo de homogenizar a microestrutura.

Foi feita a análise química do aço extraíndo-se seis amostras das seguintes posições: duas amostras de cada borda lateral da chapa e mais duas amostras da posição central (eixo de simetria longitudinal).

3.2 - Corpos de prova

Os corpos de prova apropriados para ensaios de fadiga por flexão plana, cuja geometria é estabelecida pelo fabricante da máquina de ensaio, foram usinados a partir das barras previamente cortadas e normalizadas. O acabamento superficial foi feito com uma sequência de lixas com granulações que variaram de 220 a 600. A figura 3.1 ilustra o tipo de corpo de prova utilizado.



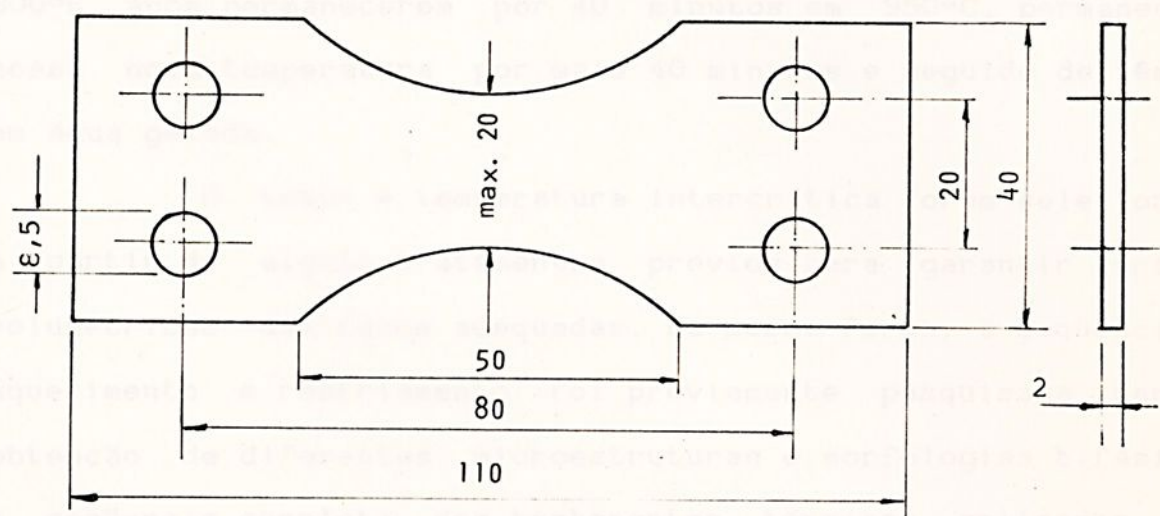


Fig. 3.1 - Corpos de prova de fadiga por flexão plana simétrica, obtidos no sentido da laminação. Medidas em mm.

3.3 - Tratamentos térmicos

Todos os corpos de prova, previamente normalizados, foram separados em lotes, sendo que um deles permaneceu na condição acima e designado por lote TN. Os demais, receberam tratamento diferenciados e foram designados por T 950, TS 720, TS 760, TS 800, TD 720, TD 760 e TD 800.

Os corpos de prova da série T 950 foram temperados em água gelada, a partir de 40 minutos a 950°C que é uma temperatura de austenização. Os da série TS foram aquecidos até a temperatura indicada 720, 760 ou 800°C por 40 minutos e seguido de têmpera em água gelada. Na série TD, os corpos de prova foram esfriados até a temperatura indicada, 720, 760 ou 800°C após permanecerem por 40 minutos em 950°C, permanecendo nessa nova temperatura por mais 40 minutos e seguido de têmpera em água gelada.

O tempo e temperatura intercrítica foram selecionados a partir de alguns tratamentos prévios para garantir frações volumétricas das fases adequadas. Da mesma forma, a sequência de aquecimento e resfriamento foi previamente pesquisada para a obtenção de diferentes microestruturas e morfologias bifásicas. A sequência completa dos tratamentos térmicos aplicados está indicada na tabela 3.1. Foram tratados 25 corpos de prova para cada condição.

Tabela 3.1 - Processos de tratamentos térmicos

Tratamento térmico TN

Etapa 1 - Aquecimento a 950°C por 60 minutos e resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

Tratamento térmico TS 720

Etapa 1 - Aquecimento a 950°C por 60 minutos e resfriamento ao ar.

Etapa 2 - Reaquecimento a 720°C por 40 minutos.

Etapa 3 - Têmpera em água gelada mantida a 7°C.



Tratamento térmico TS 760

Etapa 1 - Aquecimento a 950°C por 60 minutos e resfriamento ao ar.

Etapa 2 - Reaquecimento a 760°C por 40 minutos.

Etapa 3 - Têmpera em água gelada mantida a 7°C .

Tratamento térmico TS 800

Etapa 1 - Aquecimento a 950°C por 60 minutos e resfriamento ao ar.

Etapa 2 - Reaquecimento a 800°C por 40 minutos.

Etapa 3 - Têmpera em água gelada mantida a 7°C .

Tratamento térmico T 950

Etapa 1 - Aquecimento a 950°C por 60 minutos e resfriamento ao ar.

Etapa 2 - Reaquecimento a 950°C por 40 minutos.

Etapa 3 - Têmpera em água gelada mantida a 7°C .

Tratamento térmico TD 720

Etapa 1 - Aquecimento a 950°C por 60 minutos e resfriamento ao ar.

Etapa 2 - Reaquecimento a 950°C por 40 minutos.

Etapa 3 - Resfriamento de 950°C para 720°C e permanência nesta temperatura por 40 minutos.

Etapa 4 - Têmpera em água gelada mantida a 7°C .

Tratamento térmico TD 760

Etapa 1 - Aquecimento a 950°C por 60 minutos e resfriamento ao ar.

Etapa 2 - Reaquecimento a 950°C por 40 minutos.



Etapa 3 - Resfriamento de 950°C para 760°C e permanência nesta temperatura por 40 minutos.

Etapa 4 - Têmpera em água gelada mantida a 7°C.

Tratamento térmico TD 800

Etapa 1 - Aquecimento a 950°C por 60 minutos e resfriamento ao ar.

Etapa 2 - Reaquecimento a 950°C por 40 minutos.

Etapa 3 - Resfriamento de 950°C para 800°C e permanência nesta temperatura por 40 minutos.

Etapa 4 - Têmpera em água gelada mantida a 7°C.

As temperaturas de tratamento utilizadas, com excessão de 950°C, foram situadas dentro da região intercrítica do diagrama de fases Fe-C, chamadas temperaturas intercríticas. Os tratamentos foram feitos em fornos tipo mufla. Com isso, foram obtidos lotes de corpos de prova com diferentes microestruturas com diferentes quantidades de martensita e % C da martensita.

3.4 - Análise por microscopia ótica

As amostras para a análise metalográfica foram embutidas a frio e polidas em uma série de lixas e em pasta de óxido de alumínio atacadas com nital a 2%, como normalmente recomendado para aços ao carbono [105].

Com o auxílio de microscópio ótico foram efetuadas observações qualitativas, semi quantitativas e quantitativas de aspectos microestruturais, tais como: fases, grãos, bandas de deformação, fração volumética das fases e conectividade da martensita.



Inicialmente foram observados os aspectos microestruturais das amostras sem quantificar as fases presentes. Por essas observações foi possível estabelecer as condições de tratamento térmicos. Em seguida, foram determinadas, a fração volumétrica da martensita e a conectividade da martensita.

A fração volumétrica da martensita foi determinada pela técnica da contagem de pontos [105, 106]. A prática consiste na aplicação de uma grade ou um reticulado de pontos sobre a micrografia, onde se procede a contagem de pontos que incidem 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 escolha do reticulado e do aumento do microscópio é efetuada de forma que aproximadamente um ponto esteja localizado em cada colônia de interesse.

A conectividade da martensita, parâmetro que expressa o grau de contração devido ao envolvimento da estrutura martensítica da segunda fase [107], foi determinada através da seguinte relação:

$$\psi = \frac{N_g}{N_g + N_b}$$

onde, N_g = número médio de interseções com os limites da martensita, por unidade de comprimento de uma linha de teste aleatória, mm^{-1} .

N_b = número médio de interseções com os contornos dos grãos da ferrita com a ferrita de comprimento de uma linha de teste aleatória (excluindo o comprimento participado pela segunda fase), mm^{-1} .

As durezas da fase ferrita e martensita foram medidas em escala de microdureza Vickers, tendo em vista que essa escala cobre toda a faixa de dureza dos materiais, permitindo inclusive medir a dureza de microregião de interesse. Foram executadas em um banco metalográfico usando-se uma carga de 10gf.

O teor de carbono da martensita varia com a temperatura intercrítica e foi calculado de acordo com a formulação de Speich e Miller [25].

$$C_m = C_o + \frac{\rho_\alpha}{\rho_m} \left(\frac{100}{P_m} - 1 \right) (C_o - C_\alpha) \quad (2)$$

onde, C_m = teor de carbono da martensita.

C_o = teor de carbono do aço.

ρ_m = densidade da martensita.

P_m = fração volumétrica da martensita.

ρ_α = densidade da ferrita.

C_α = teor de carbono da ferrita.

Na equação (2) o valor de C_o foi obtido por análise química e os valores de P_m foram obtidos por metalografia quantitativa. Foi assumindo também que $C_o - C_\alpha \approx C_o$ pois $C_\alpha \ll C_o$. De acordo com Pearson [108], a relação $\frac{\rho_\alpha}{\rho_m}$ assume um valor médio igual a 1,025.

Na determinação da fração volumétrica e da microdureza das fases foram efetuados pelo menos dez medidas e, em seguida, foram calculados a média, a variância e o erro padrão. Os cálculos foram efetuados pela formulação dada no apêndice B.

3.5 - Ensaio de tração

Foram executados os ensaios de tração do aço em todas as condições microestruturais utilizadas neste trabalho.

Os corpos de prova foram retirados no sentido de laminação da mesma chapa com as dimensões estabelecidas pela norma ABNT - MB.856.

Foram determinados os parâmetros: tensão de escoamento, limite de resistência, deformação uniforme, alongamento total e a redução da área. Nas condições bifásicas, o limite de escoamento foi determinado pelo método gráfico Johnson.

3.6 - Ensaaios de fadiga

As características de boa ductilidade e conformabilidade conferem aos aços bifásicos um alto potencial de utilização em componentes estruturais que exigem conformações severas. Muitos destes componentes são submetidos a carregamentos cíclicos em serviço e portanto, as propriedades de fadiga de interesse, é o comportamento em flexão plana e em solicitação axial. Em vista disso, os ensaios de fadiga, neste trabalho, foram feitos em flexão alternada simétrica, em temperatura e ambiente normais. Foi utilizado um equipamento marca Schenck, modelo PWS, com velocidade de ensaio de 2000 ciclos por minuto. Este equipamento permite a aplicação de tensão de flexão pura pré-estabelecida no corpo de prova. Depois de fixado o nível de tensão de flexão calcula-se o momento fletor capaz de induzir esta tensão. O momento é aplicado, usando-se um motor elétrico conectado a um sistema de exêntrico e biela, ao qual é fixado o corpo de prova, mostrado esquematicamente na figura 3.2.

Figura 3.2 - Esquema do equipamento usado no ensaio de fadiga em flexão alternada.



Os níveis de tensão pré-fixados situaram-se no trecho inicial da curva de Wohler entre 588 MPa e 318,5 MPa, em torno da tensão de escoamento do aço.

Para os lotes TD800 e TN, em particular, foram feitas uma estimativa do limite de fadiga por representarem os extremos do comportamento em fadiga.

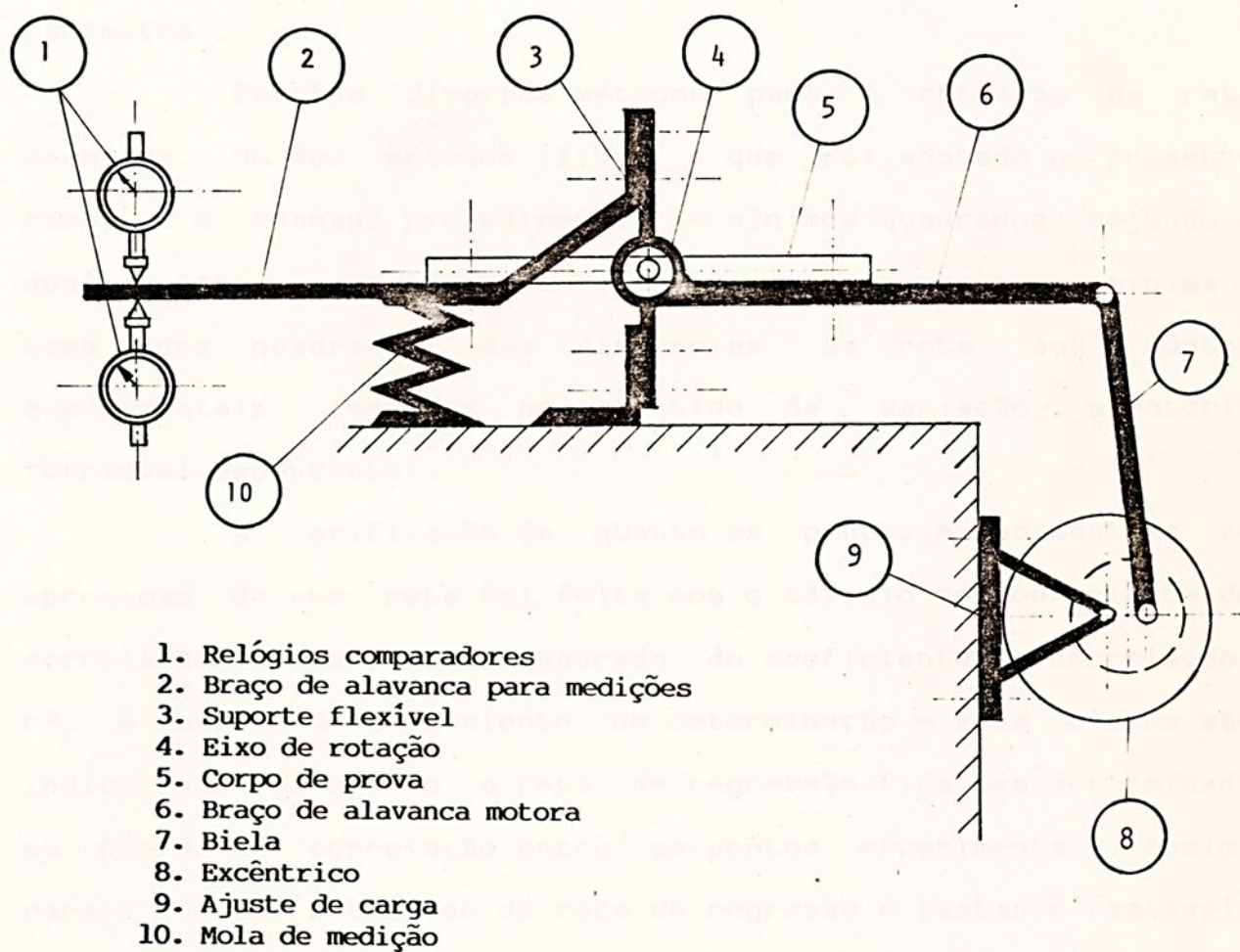


Figura 3.2 - Esquema de funcionamento do equipamento para flexão alternada

A curva de fadiga foi linearizada com base na referência [109] obtendo-se uma função da forma:

$$\log N = \alpha + \beta \log S \quad (3)$$

onde N é o número de ciclos até a ruptura e S é o nível de solicitação.

Estimando os parâmetros e através dos pontos experimentais, obtém-se uma reta estimativa na forma:

$$Y = A + BX \quad (4)$$

onde A é a estimativa do parâmetro e B é a estimativa do parâmetro.

Existem diversos métodos para a obtenção da reta desejada. Um dos métodos [110], e que foi adotado no presente caso, é o chamado procedimento de mínimos quadrados, segundo o qual a reta a ser adotada deverá ser aquela que torna mínima a soma dos quadrados das distâncias da reta aos pontos experimentais, medidas no sentido da variação aleatória (variável dependente).

A verificação de quanto os pontos experimentais se aproximam de uma reta foi feita com o cálculo do coeficiente de correlação linear, r . O quadrado do coeficiente de correlação, r^2 , é chamado de coeficiente de determinação e seus valores são indicativos de quanto a reta de regressão fica bem determinada em função da correlação entre os pontos experimentais. Assim, para $|r| \geq 0,9$ o traçado da reta de regressão é bastante razoável, pois explicará mais de 80% da variação total da reta.

Todas as etapas da regressão linear feita estão sumarizadas no apêndice C.

Foram calculados também os limites superior e inferior do intervalo de confiança definindo uma região em torno da reta de mínimos quadrados. Para o caso do presente trabalho,

o intervalo foi calculado para 95% de confiança, segundo a formulação dada no apêndice D.

3.7 - Ensaio de endurecimento cíclico

Para a verificação da ocorrência de endurecimento cíclico das fases, particularmente a da ferrita, foram executados ensaios de fadiga em corpos de prova com superfície polida e levemente atacada com nital 2%. Foi utilizado o mesmo equipamento de ensaio de fadiga usando um nível alto e um nível baixo de tensão alternados e uma frequência de 2000 ciclos por minuto, para cada tipo de microestrutura bifásica. O nível alto de solicitação referido está acima da tensão de escoamento do material e o nível baixo de solicitação está abaixo da tensão de escoamento. O ensaio foi interrompido periodicamente para permitir a medição de microdureza das fases e também o exame da superfície polida.

3.8 - Microscopia eletrônica de varredura

O microscópio eletrônico de varredura, por apresentar um poder de resolução muito maior do que o microscópio ótico, foi utilizado para observar e precisar os aspectos da microestrutura relacionados com bandas de deformação e nucleação de microtrincas de fadiga. Duas amostras representativas de microestruturas TS800 e TD800 foram submetidas a uma exploração mais detalhada por MEV. As amostras foram levemente atacadas com nital 2%.



CAPITULO 4 - RESULTADO

4.1 - Composição química

A chapa de aço apresentou a composição química, em peso, indicada na tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Composição química do aço

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cu	Al	V
% peso	0,111	0,385	0,138	0,014	0,014	0,016	0,020	0,013

4.2 - Caracterização da microestrutura

Nesta etapa foram efetuadas observações qualitativas, semi quantitativas e quantitativas das características microestruturais das amostras, utilizando-se técnicas de microscopia ótica e microdureza. A microscopia ótica, por utilizar baixos aumentos, permite a observação de grandes áreas, o que é particularmente importante para a observação da homogeneidade da microestrutura. As medidas de microdureza permitem acompanhar a evolução das propriedades mecânicas com os tratamentos intercríticos.

Após o tratamento térmico de normalização (TN) foi obtida uma microestrutura constituída de ferrita e perlita, mostrada na figura 4.1(a). A figura 4.1(b) mostra uma microestrutura constituída quase inteiramente de martensita, obtida por têmpera em água gelada a partir de 950°C (T 950).

Os tratamentos térmicos designados por TS produziram microestruturas constituídas de matriz martensítica, envolvendo ilhas de ferrita, e os tratamentos térmicos designados por TD produziram microestruturas constituídas de matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita. A sequência de figuras 4.2 a 4.4 mostram as diferentes microestruturas obtidas em função dos tipos de tratamentos, TS ou TD, e também em função das temperaturas utilizadas.

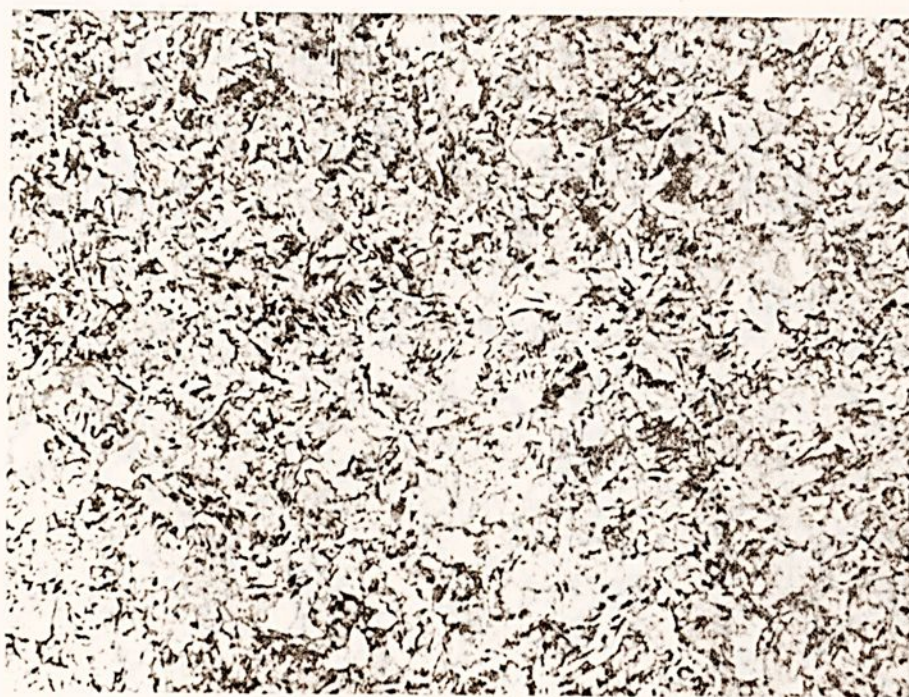
Na figura 4.2(a), embora a quantidade de martensita seja pequena e portanto, de visualização mais difícil, percebe-se claramente que a martensita envolve ferrita. Na figura 4.2(b), fica evidente que a matriz ferrítica contínua envolve ilhas de martensita. Raciocínio análogo pode ser feito com relação às figuras 4.3(a) e 4.3(b). Com relação a figura 4.4(a), com quantidade maior de martensita, a visualização torna-se mais fácil, e percebe-se nitidamente que uma matriz contínua de martensita envolve ilhas de ferrita. Da mesma forma na figura 4.4(b), fica bem evidenciada uma matriz ferrita envolvendo ilhas de martensita. As figuras 4.4(c), e (d) mostram microestruturas obtidas por MEV. Mostram claramente ilhas de ferrita e ilhas de martensita.

As quantidades das fases, nos tratamentos TS e TD, variaram com a temperatura de têmpera utilizada. As frações volumétricas das fases, as respectivas microdurezas, o teor de carbono da martensita e a concetividade da martensita estão indicados nas tabelas 4.2 e 4.3.





(a) 500x



(b) 500x

Figura 4.1 - Microestrutura do aço com 0,111%C atacado com nital 2%:(a) normalizado em 950°C, apresentando grãos de perlita e ferrita;(b) temperado em água gelada a partir de 950°C, apresentando uma estrutura quase inteiramente martensítica.

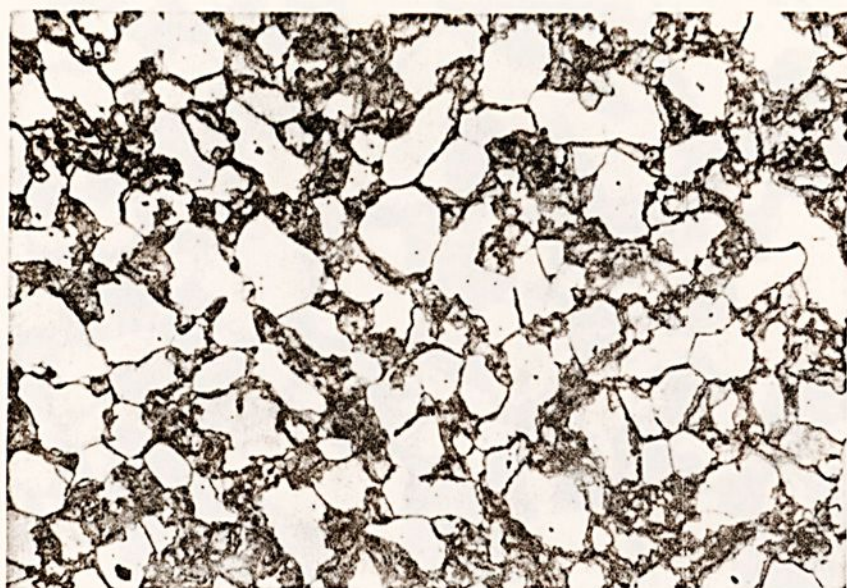


(a) 600x



(b) 500x

Figura 4.2 - Microestruturas bifásicas, obtidas por têmpera em água gelada de dentro da zona crítica, atacadas com nital 2% (a) 720°C na subida, com martensita (áreas escuras) envolvendo ferrita (áreas claras) (b) 720°C na descida, com ferrita envolvendo martensita.



(a) 500x



(b) 550x

Figura 4.3 - Microestruturas bifásicas, obtidas por têmpera em água gelada de dentro da zona crítica, atacadas com nital 2%: (a) 760°C na subida, com martensita (áreas escuras) envolvendo ferrita; (áreas claras) (b) 760°C na descida, com ferrita envolvendo martensita.



(a) 600x



(b) 600x

Figura 4.4 - Microestruturas bifásicas, obtidas por têmpera em água gelada de dentro da zona crítica, atacadas com nital 2%: (a) 800°C na subida, com martensita (áreas escuras) envolvendo ferrita (áreas claras) (b) 800° C na descida, com ferrita envolvendo martensita.

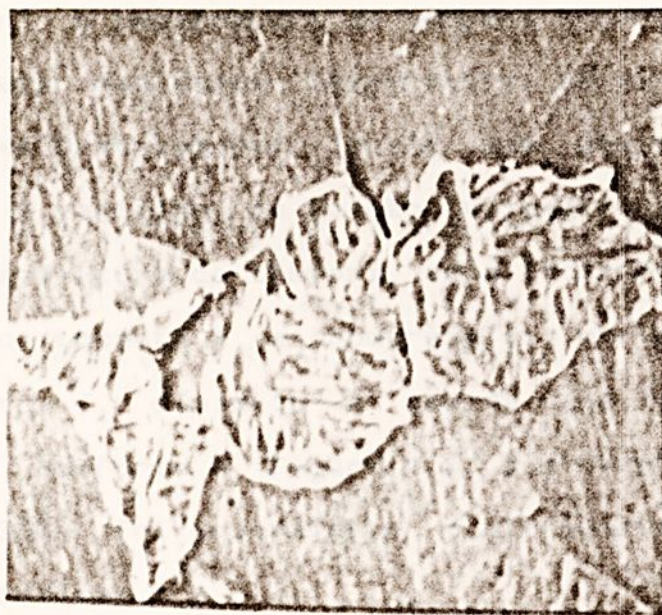


Figura 4.4(c) - Microestrutura do aço na condição TS 800 mostrando grãos de ferrita (áreas claras) MEV - 3000X.

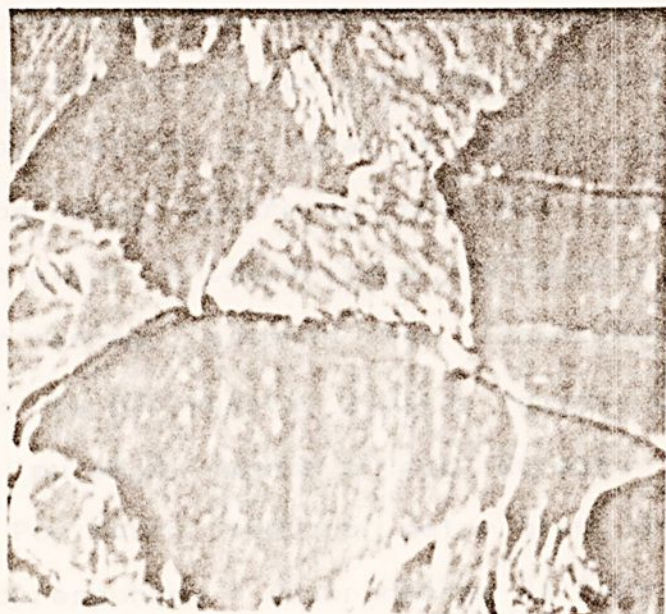


Figura 4.4(d) - Micrografia do aço na condição TD 800, mostrando ilhas de martensita (áreas mais escuras). MEV - 2000X.

A fração volumétrica da martensita foi tanto maior quanto maior a temperatura de têmpera intercrítica utilizada, sendo que para uma mesma temperatura, na subida ou descida, os valores foram praticamente iguais com pequena dispersão nos resultados. A variação da fração volumétrica da martensita, em função da temperatura de têmpera, está indicada na figura 4.5.

No tocante à microdureza da martensita, ocorreu o inverso, isto é, diminuiu à medida que aumentou a fração volumétrica, conforme a figura 4.5. A microdureza da martensita no estado T950, foi equivalente à microdureza da ferrita nas condições bifásicas.

A microdureza da ferrita manteve-se constante nas três condições bifásicas de cada tipo de tratamento intercrítico, TS ou TD. No entanto, nas condições TD (ferrita envolvendo martensita), a microdureza mostrou ser maior do que nas condições TS (martensita envolvendo ferrita). Por outro lado, a microdureza da ferrita no estado normalizado, foi sensivelmente inferior do que nas condições bifásicas.

Com relação ao grau de conectividade da martensita, os resultados estão dentro do previsto, isto é, conectividade maior quanto maior a temperatura de têmpera intercrítica, além dos valores serem maiores nas condições TS. Portanto a conectividade da martensita é maior quanto maior a sua fração volumétrica, ou seja, menor a sua dureza, em cada tipo de tratamento. Por outro lado, o maior grau de conectividade da martensita correspondeu à menor dureza da ferrita.



TABELA 4.2 - Microestruturas resultantes dos tratamentos termicos e fracao volumetrica das fases

Tratamentos termicos	Microestrutura	% vol. martensita	% vol. ferrita
Normalizado a partir de 950oC (TN)	Ferrita + Perlita		
Temperado a partir de 950oC (T950)	martensita	100	
Temperado a partir de 720oC, na subida (TS720)	martensita+ ferrita	22,8+1,4	77,2
Temperado a partir de 760oC, na subida (TS760)	martensita+ ferrita	36,9+2,7	63,1
Temperado a partir de 800oC, na subida (TS800)	martensita+ ferrita	46,9+2,9	53,1
Temperado a partir de 720oC, na descida (TD720)	martensita+ ferrita	22,0+2,4	78,0
Temperado a partir de 760oC, na descida (TD760)	martensita+ ferrita	36,4+1,9	63,6
Temperado a partir de 800oC, na descida (TD800)	martensita+ ferrita	47,0+1,2	53,0

TABELA 4.3 - Parametros microestruturais referentes a microdurezas das fases, teor de carbono e grau de conectividade da martensita.

Estado do Material	Microdureza da Martensita, HV	Teor de Carbono Martensita	Grau de conectividade da Martensita, %	Microdureza da Ferrita HV
TN				133+3
T950	183+4	0,11		
TS720	734+7	0,49	53	173+4
TS760	592+7	0,30	58	171+5
TS800	483+5	0,24	63	171+4
TD720	729+8	0,54	44	189+4
TD760	594+8	0,33	50	193+6
TD800	478+9	0,24	52	196+3

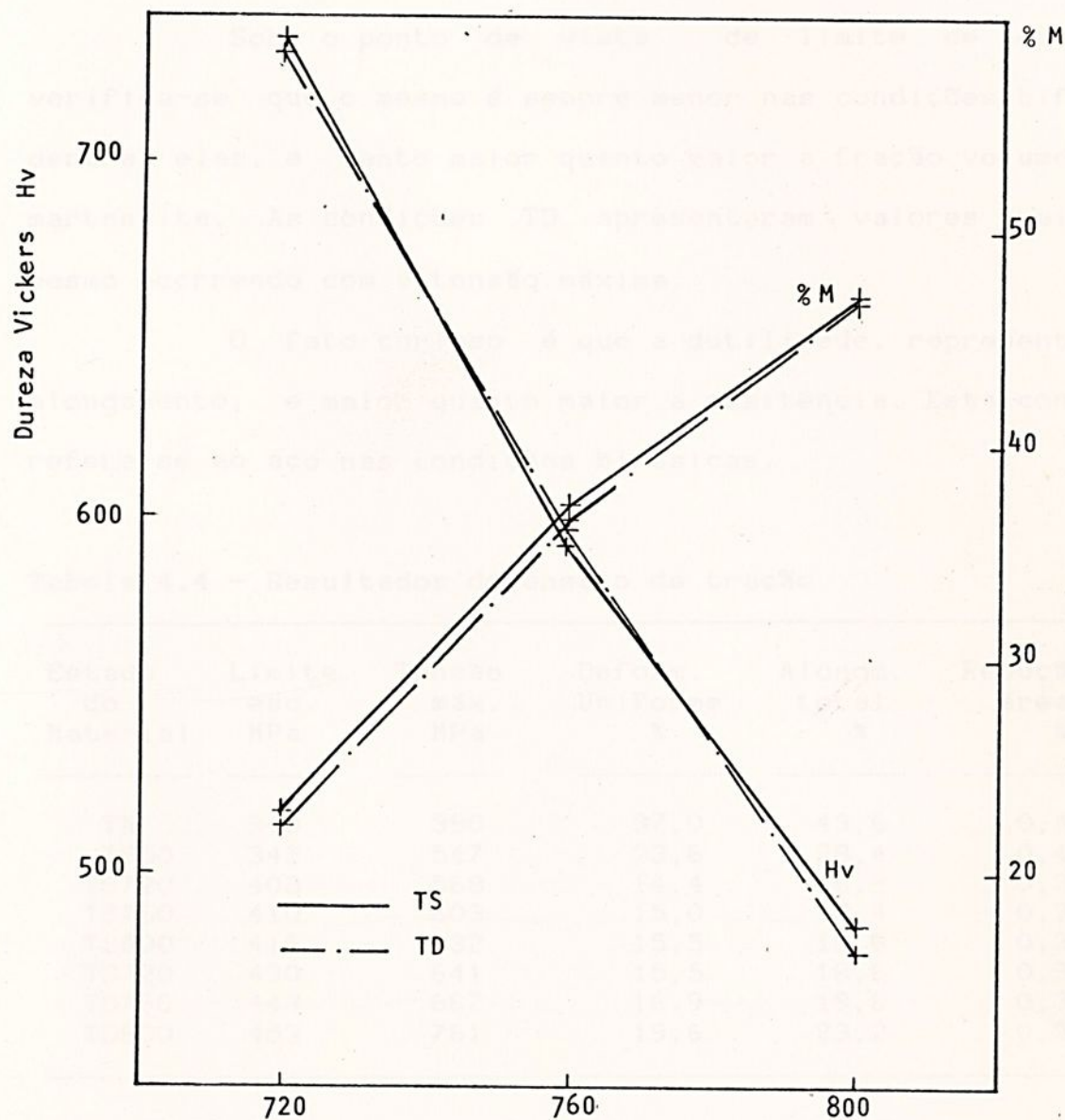


Figura 4.5 - Microdureza (Hv) e fração volumétrica (%M) da martensita em função da temperatura intercrítica.

4.3 - Propriedades de tração

Os ensaios de tração apresentaram os resultados indicados na tabela 4.4 que possibilitam várias observações.

Sob o ponto de vista de limite de escoamento, verifica-se que o mesmo é sempre menor nas condições bifásicas e dentre elas, é tanto maior quanto maior a fração volumétrica da martensita. As condições TD apresentaram valores maiores, o mesmo ocorrendo com a tensão máxima.

O fato curioso é que a ductilidade, representada pelo alongamento, é maior quanto maior a resitência. Esta constatação refere-se ao aço nas condições bifásicas.

Tabela 4.4 - Resultados de ensaio de tração

Estado do Material	Limite esc. MPa	Tensão máx. MPa	Deform. Uniforme %	Alongm. total %	Redução área %
TN	340	390	37,0	43,6	0,46
T950	342	547	23,6	28,4	0,40
TS720	408	568	14,4	16,9	0,33
TS760	410	603	15,0	17,4	0,35
TS800	416	632	15,5	18,6	0,35
TD720	430	641	15,5	18,6	0,35
TD760	443	667	16,9	19,6	0,37
TD800	453	761	19,6	23,2	0,38

Pode-se notar das tabelas que um valor baixo de redução de área corresponde um valor alto de conectividade da martensita, isto é, maior contração pela fase mais dura.

Em síntese, verifica-se que o aço na condição TD800 apresentou o maior limite de escoamento, tensão máxima e alongamento.

4.4 - Propriedades de fadiga

Os resultados dos ensaios individuais de fadiga estão indicados na tabela 4.5. Na tabela 4.6 está indicado o valor mais provável do número de ciclos até a ruptura para cada nível de solicitação e condição microestrutural.

As curvas de fadiga $S \times N$, nos seus trechos iniciais, foram linearizadas através de transformações convenientes, relatadas no Cap.3 e Apêndice C, e as equações obtidas por regressão linear estão indicadas na tabela 4.7. As curvas de fadiga representativas das equações listadas na tabela, com os respectivos intervalos de 95% de confiança foram traçadas nas figuras 4.6 a 4.13.

Os limites superior e inferior dos intervalos de confiança foram calculados e mostrados na tabela 4.8.

Para a condição TN o limite de fadiga estimado foi de 205 MPa para 10^7 ciclos. Para a condição TD800 o limite de fadiga estimado foi de 338MPa para 10^7 ciclos, conforme figura 4.14. Como essas condições representam os extremos nas propriedades mecânicas, conforme a tabela 4.4, faz parecer que, em termos de limite de fadiga também, representem os extremos.



TABELA 4.5 - Numero de ciclos ate a ruptura do aco nas condicoes normalizada, temperada e bifasicas

CPD No.	Nivel de Solicitacao MPa	Numero de ciclos ate a ruptura, ciclos							
		TN	T950	TS720	TS760	TS800	TD720	TD760	TD800
01	588			11100	12700	18800	17600	21600	25300
02				10300	12300	15400	19000	23100	23700
03				11000	12200	17100	20400	21400	24700
04	539		6800	14200	16800	25800	28600	32600	32900
05			6400	13600	16500	22300	26000	29200	35800
06			6200	13800	17200	21200	24300	31000	33400
07	490	9900	13500	18500	23900	34800	37500	46200	53900
08		12600	12600	19400	21200	35500	32800	44700	60500
09		11200	13500	17500	28600	32000	42800	45600	55700
10	411	16100	19200	30600	37500	55100	65500	77600	91800
11		18500	23700	29500	31900	60200	67300	83300	91900
12		17600	22500	29900	36800	50000	57400	71900	95900
13	392	32300	43400	54200	68000	102400	145300	192000	246100
14		28400	42300	52400	70100	99300	138100	181800	270600
15		29900	45100	56100	75500	104600	137500	171600	234200
16	372								346800
17	348								1097000
18	343	44600	97900						3998600
19		51100	101300						
20		47900	106500						10 ⁷ (*)
21	333								
22	318,5	75400							
23		83900							
24		68900							(*) nao rompeu
25	294	110000							
26	245	245200							
27	210	2530800							
28	205	10 ⁷ (*)							

TABELA 4.6 - Valor mais provavel do numero de ciclos ate a falha para cada nivel de solicitacao e condicao microestrutural

Amplitude de tensao MPa	Numero de ciclos ate a falha							
	TN	T950	TS720	TS760	TS800	TD720	TD760	TD800
588			10800	12400	17100	19000	22050	24550
539		6450	13900	16800	23100	26300	30900	34050
490	11250	13200	18450	24550	33450	37700	45500	56700
441	17400	21450	30000	35400	55100	63400	77600	93200
392	30200	43600	54250	71200	102100	104300	186650	250300
343	47800	101900						
338								10^7
318,5	75900							
205	10^7							

TABELA 4.7 - Equações obtidas por regressão linear, onde a variável independente é a amplitude de tensão S e a variável dependente é o número de ciclos até a ruptura, N.

Estado	Morfologias	Equação	Coefficiente de Correlação
TN	Ferrita + perlita normal	$\log N = 15,672 - 4,321 \log S$	-0,991
T950	Martensita	$\log N = 20,114 - 5,961 \log S$	-0,998
TS720	Martensita envolvendo Ferrita	$\log N = 15,073 - 3,999 \log S$	-0,994
TS760	Martensita envolvendo Ferrita	$\log N = 15,781 - 4,229 \log S$	-0,995
TS800	Martensita envolvendo Ferrita	$\log N = 16,589 - 4,474 \log S$	-0,998
TD720	Ferrita envolvendo Martensita	$\log N = 17,747 - 4,878 \log S$	-0,993
TD760	Ferrita envolvendo Martensita	$\log N = 18,685 - 5,196 \log S$	-0,991
TD800	Ferrita envolvendo Martensita	$\log N = 19,981 - 5,649 \log S$	-0,990

TABELA 4.8 - Limites superiores e inferiores do intervalo de 95% de confiança para as curvas de fadiga, LogS Vs. LogN

Estado	X'	2,769	2,732	2,690	2,644	2,593	2,535	2,503
	Y'			4,048	4,245	4,466	4,717	4,856
TN	Limite sup			4,110	4,289	4,500	4,764	4,915
	Limite inf			3,986	4,201	4,428	4,669	4,797
	Y'		3,830	4,076	4,349	4,654	4,999	
T950	Limite sup		3,896	4,126	4,389	4,702	5,071	
	Limite inf		3,764	4,027	4,309	4,607	4,929	
	Y'	3,996	4,148	4,313	4,496	4,701		
TS720	Limite sup	4,078	4,208	4,362	4,554	4,788		
	Limite inf	3,915	4,087	4,265	4,438	4,614		
	Y'	4,069	4,229	4,404	4,597	4,813		
TS760	Limite sup	4,147	4,289	4,452	4,655	4,900		
	Limite inf	3,990	4,169	4,355	4,539	4,727		
	Y'	4,198	4,367	4,552	4,757	5,284		
TS800	Limite sup	4,265	4,417	4,593	4,805	5,356		
	Limite inf	4,131	4,316	4,512	4,709	5,212		
	Y'	4,237	4,421	4,623	4,847	5,096		
TD720	Limite sup	4,352	4,506	4,692	4,929	5,219		
	Limite inf	4,122	4,336	4,555	4,764	4,973		
	Y'	4,296	4,492	4,707	4,945	5,211		
TD760	Limite sup	4,430	4,592	4,788	5,041	5,355		
	Limite inf	4,162	4,393	4,627	4,849	5,067		
	Y'	4,336	4,550	4,784	5,042	5,331		
TD800	Limite sup	4,492	4,665	4,877	5,154	5,498		
	Limite inf	4,181	4,435	4,691	4,931	5,165		

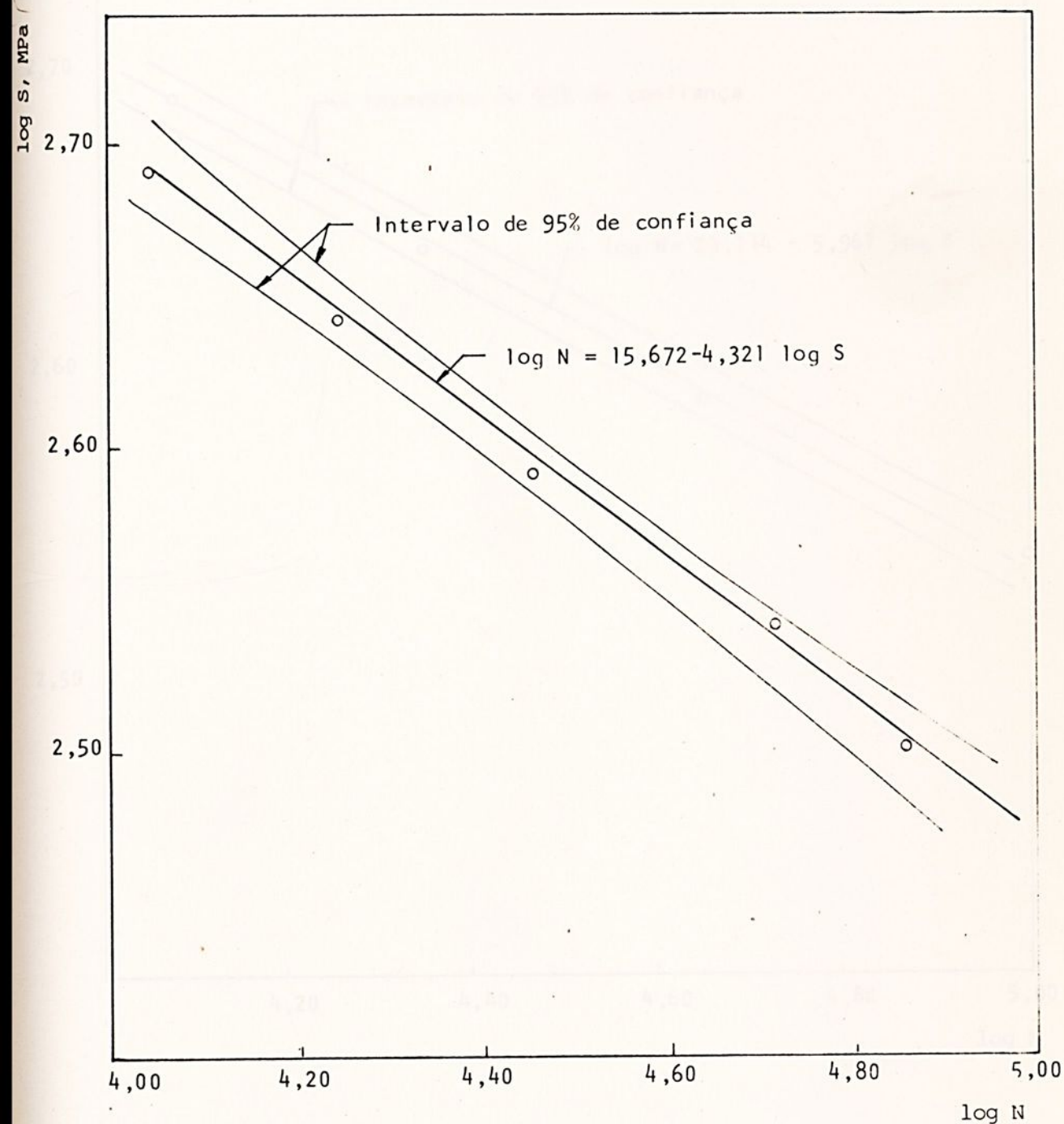


Figura 4.6 - Curva de fadiga para o aço normalizado

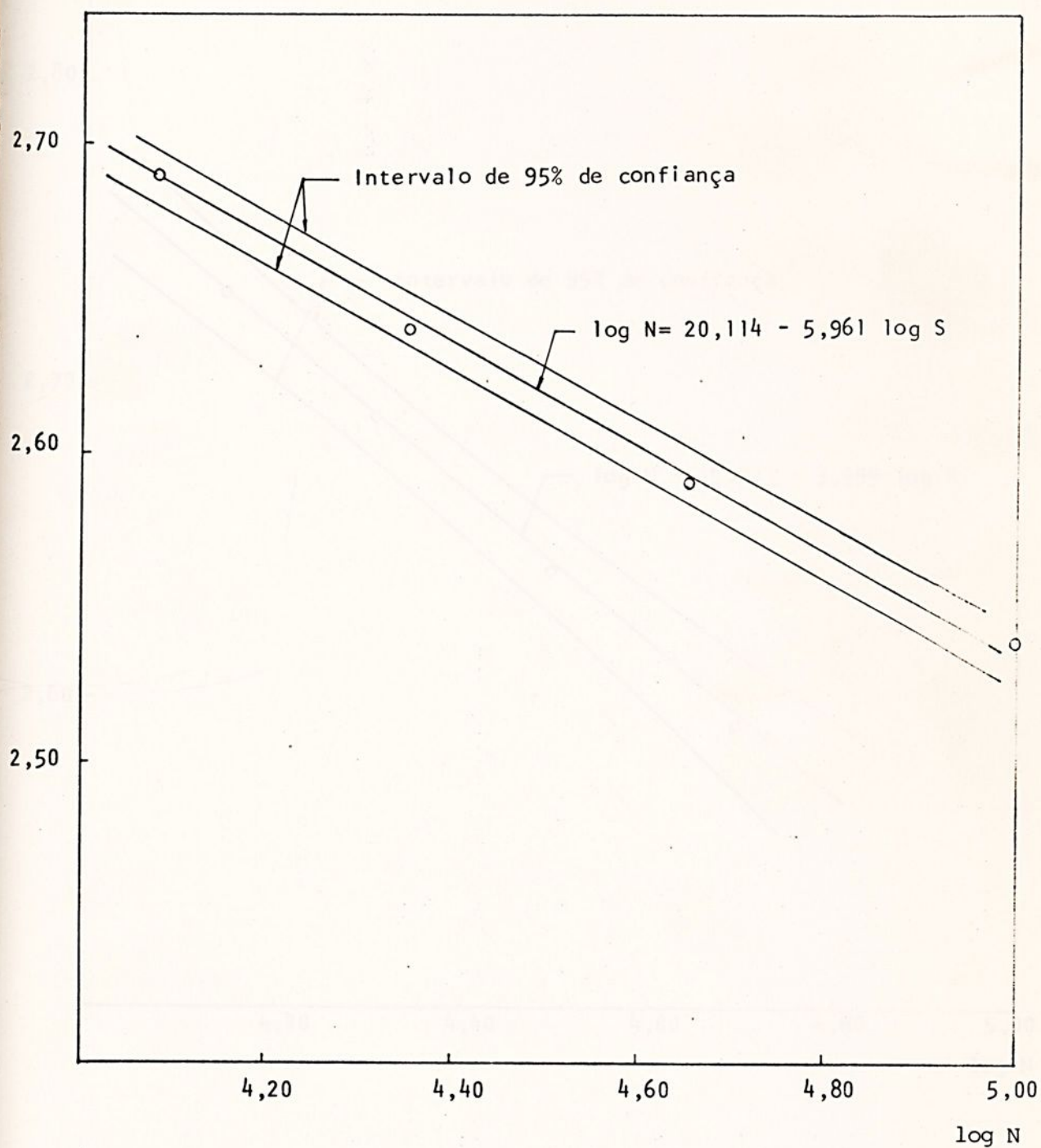


Figura 4.7 - Curva de fadiga do aço temperado a partir de 950°C

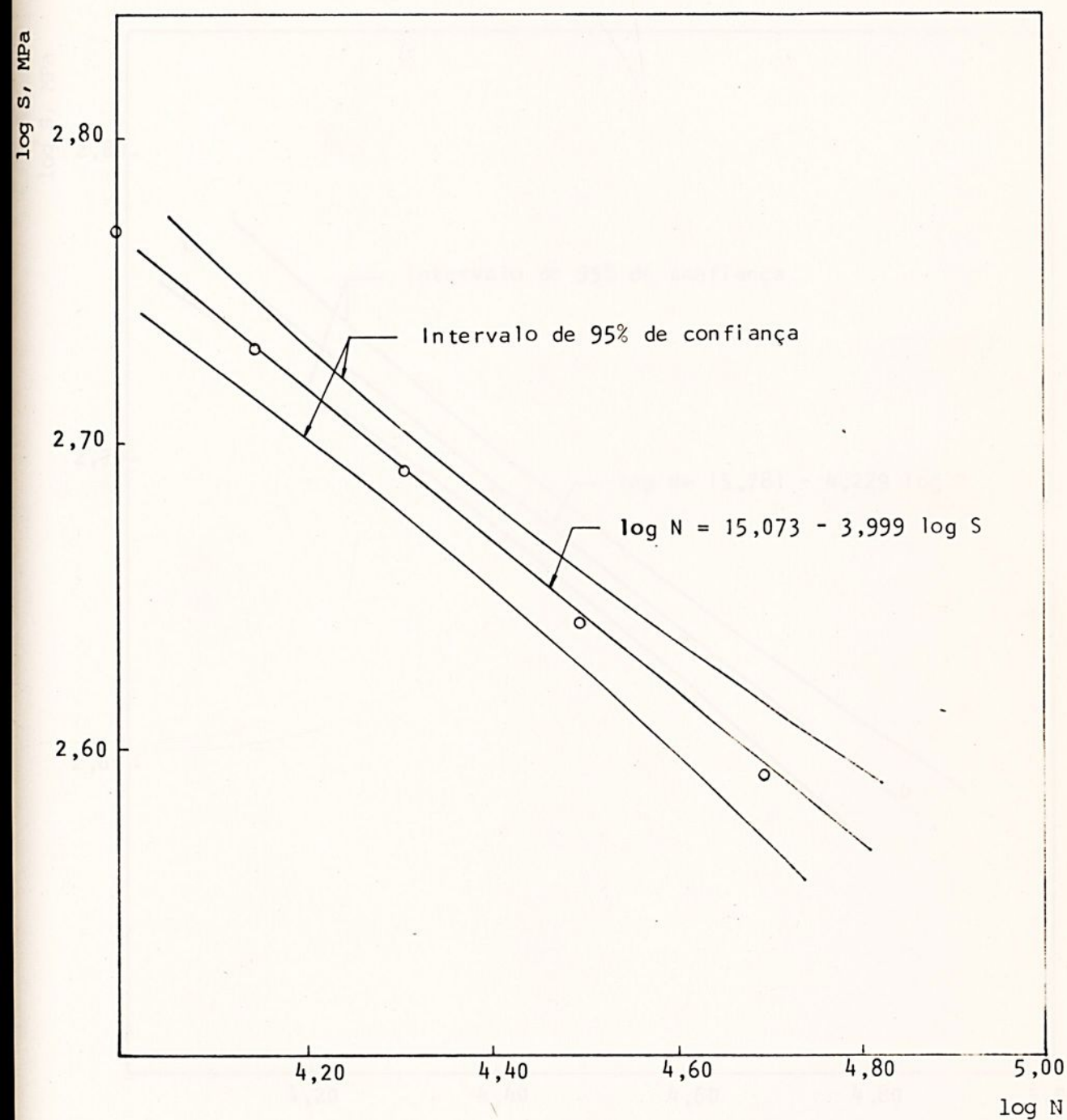


Figura 4.8 - Curva de fadiga para o aço bifásico, obtido por têmpera em água gelada a partir de 720°C, na subida.

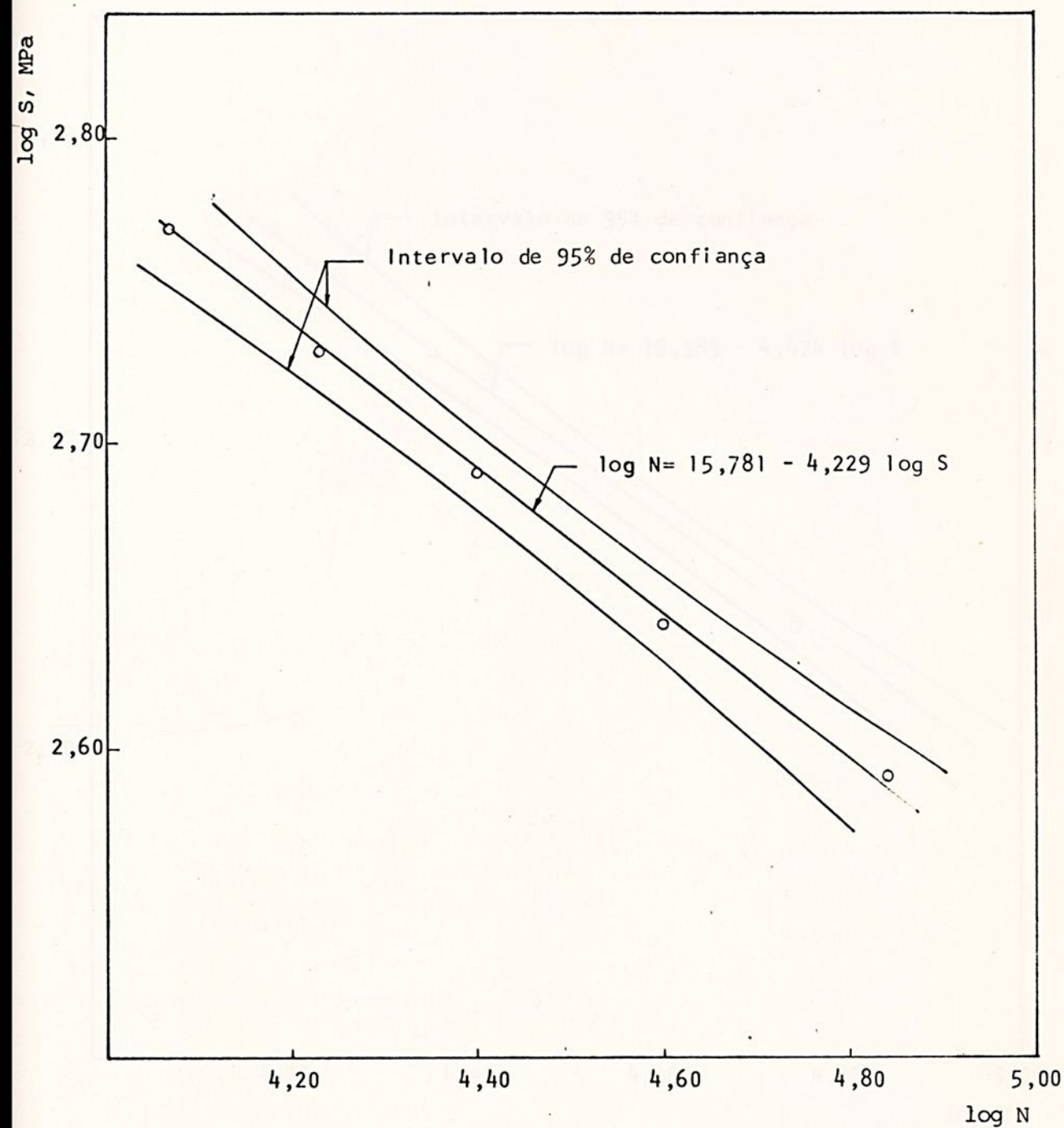


Figura 4.9 - Curva de fadiga para o bifásico obtido por têmpera em água gelada a partir de 760°C na subida.

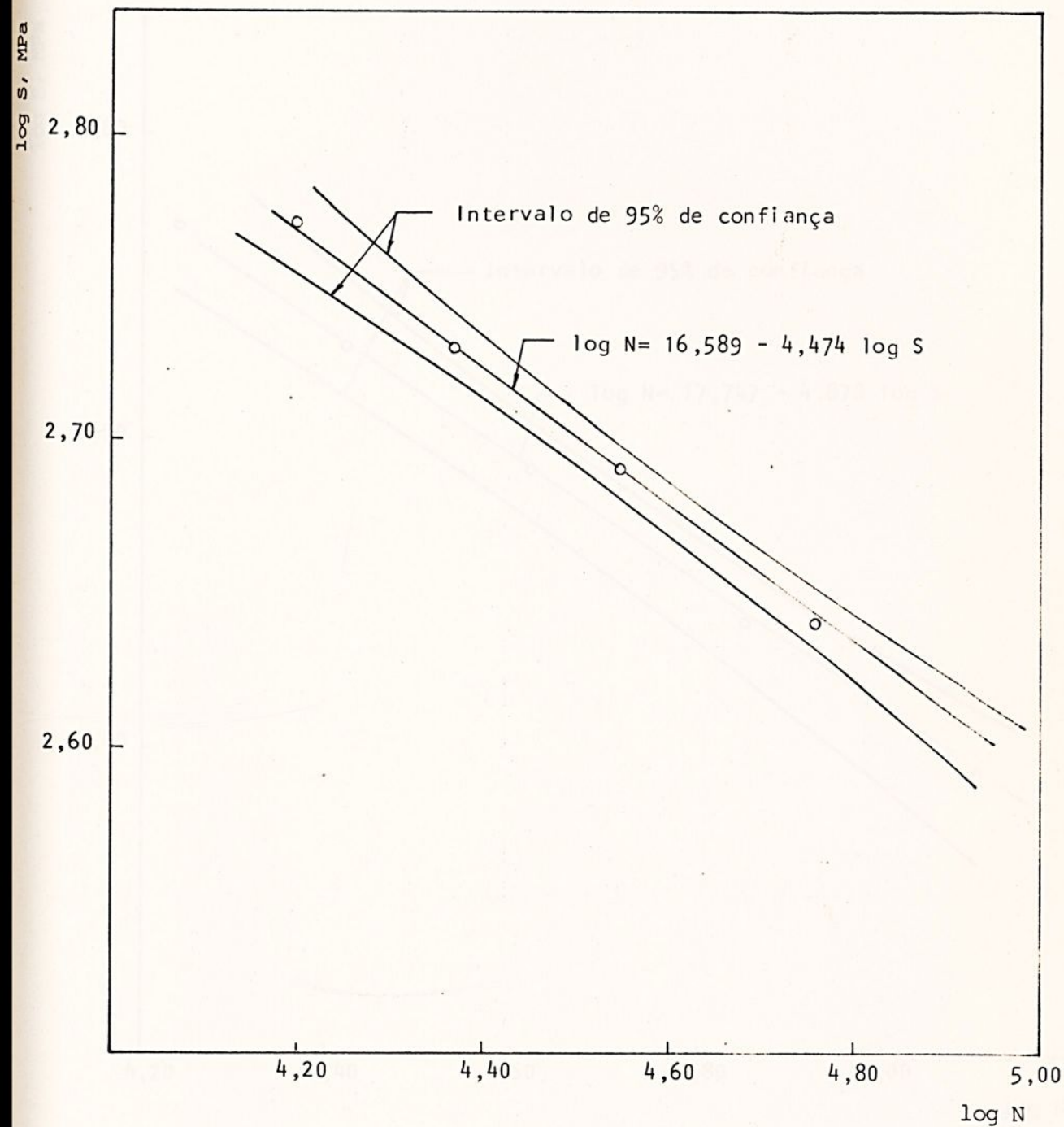


Figura 4.10 - Curva de fadiga para o aço bifásico obtido por têmpera em água gelada, a partir de 800°C na subida

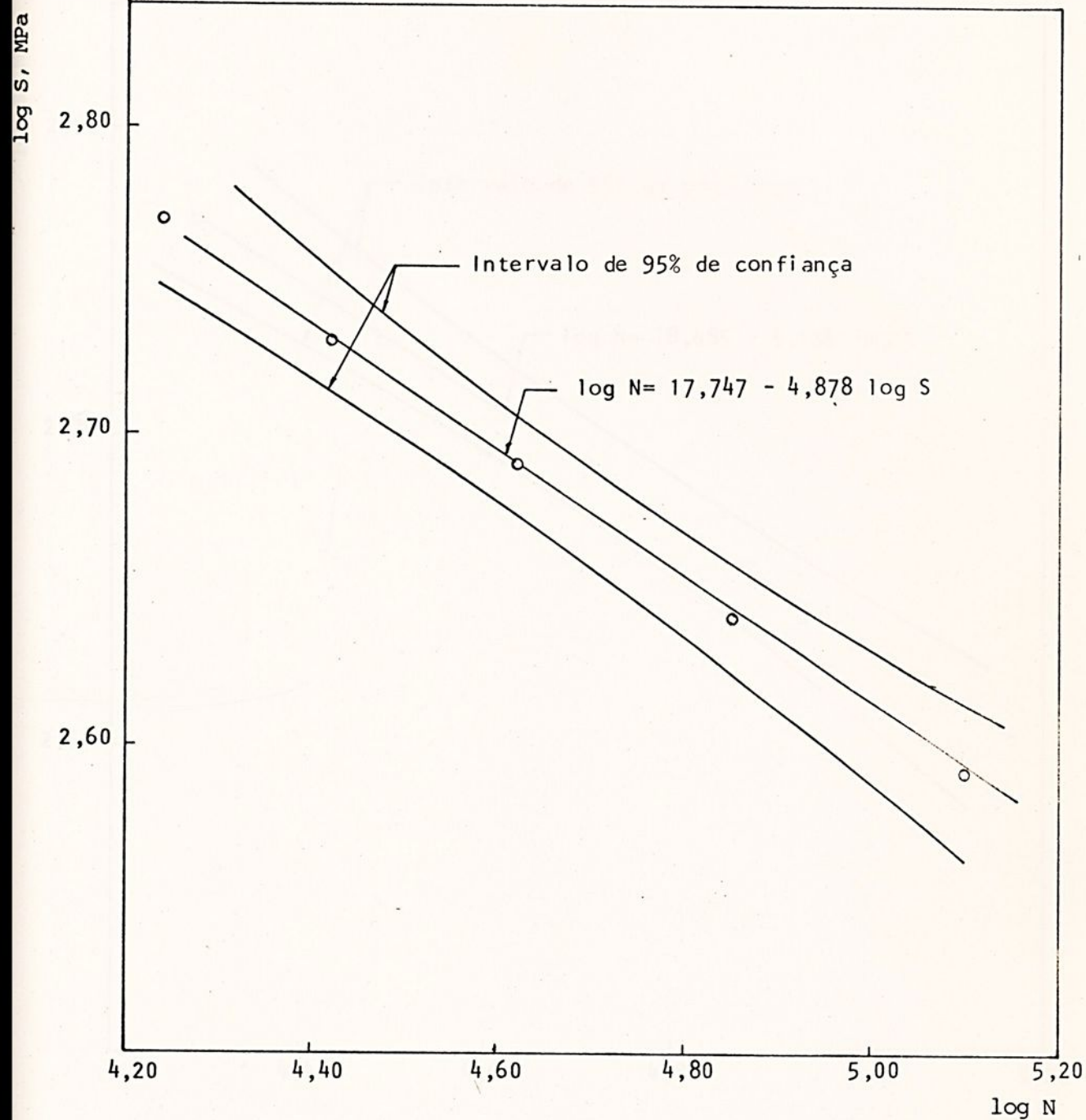


Figura 4.11 - Curva de fadiga para o aço bifásico obtido por têmpera em água gelada, a partir de 720°C na descida

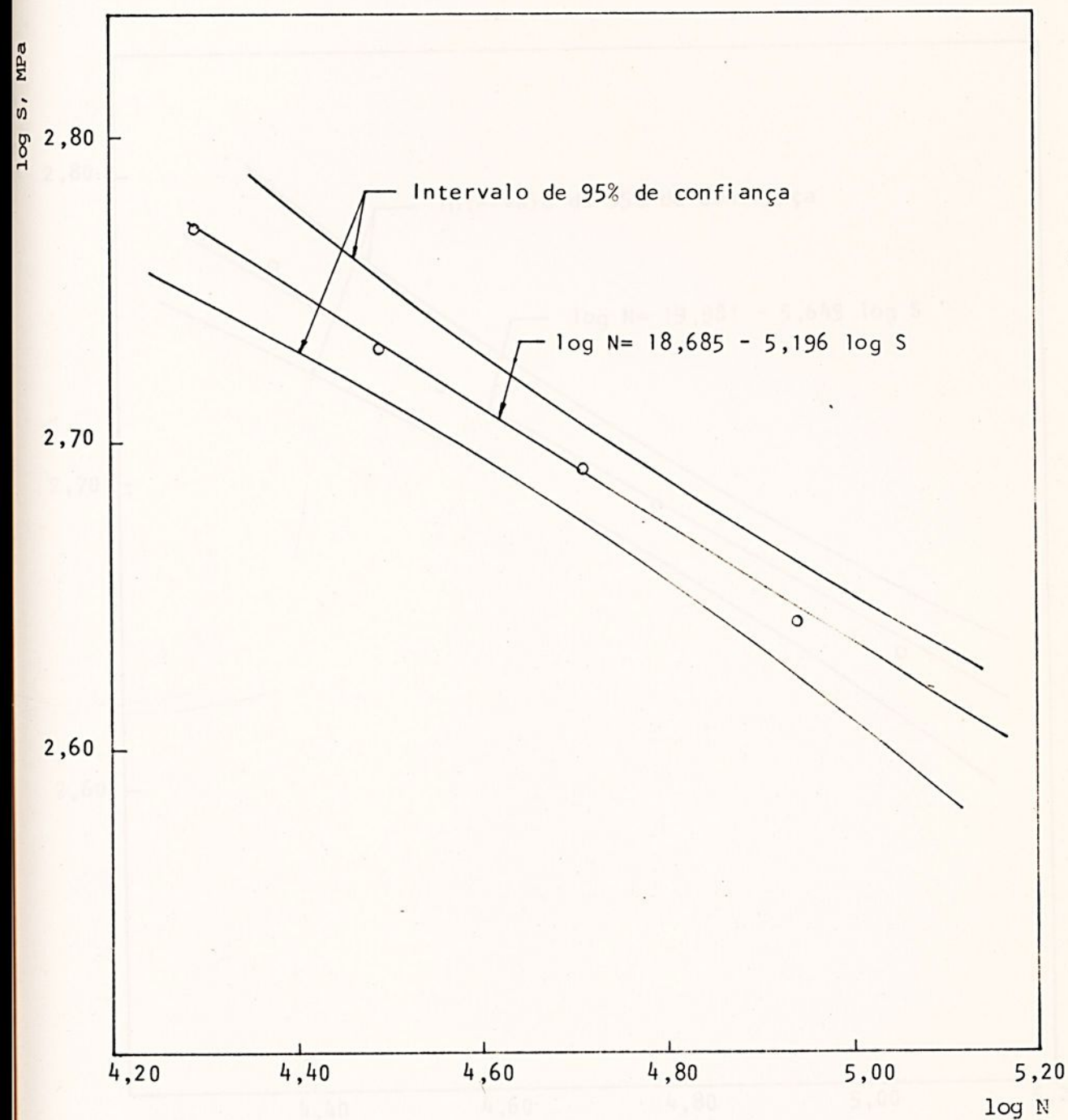


Figura 4.12 - Curva de fadiga para o aço bifásico obtido por têmpera em água gelada, a partir de 760°C na descida

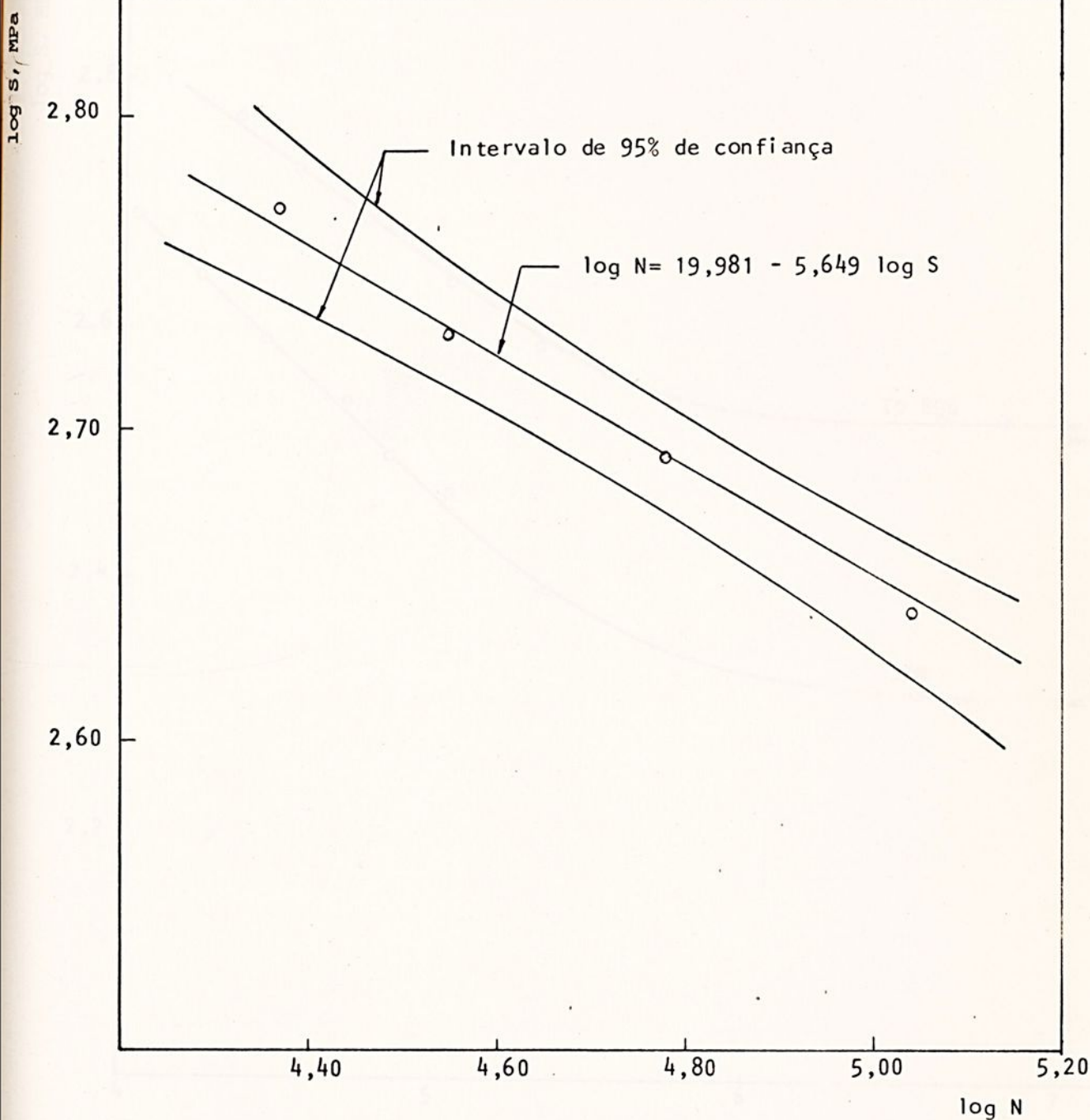


Figura 4.13 - Curva de fadiga para o aço bifásico obtido por têmpera em água gelada, a partir de 800°C na descida

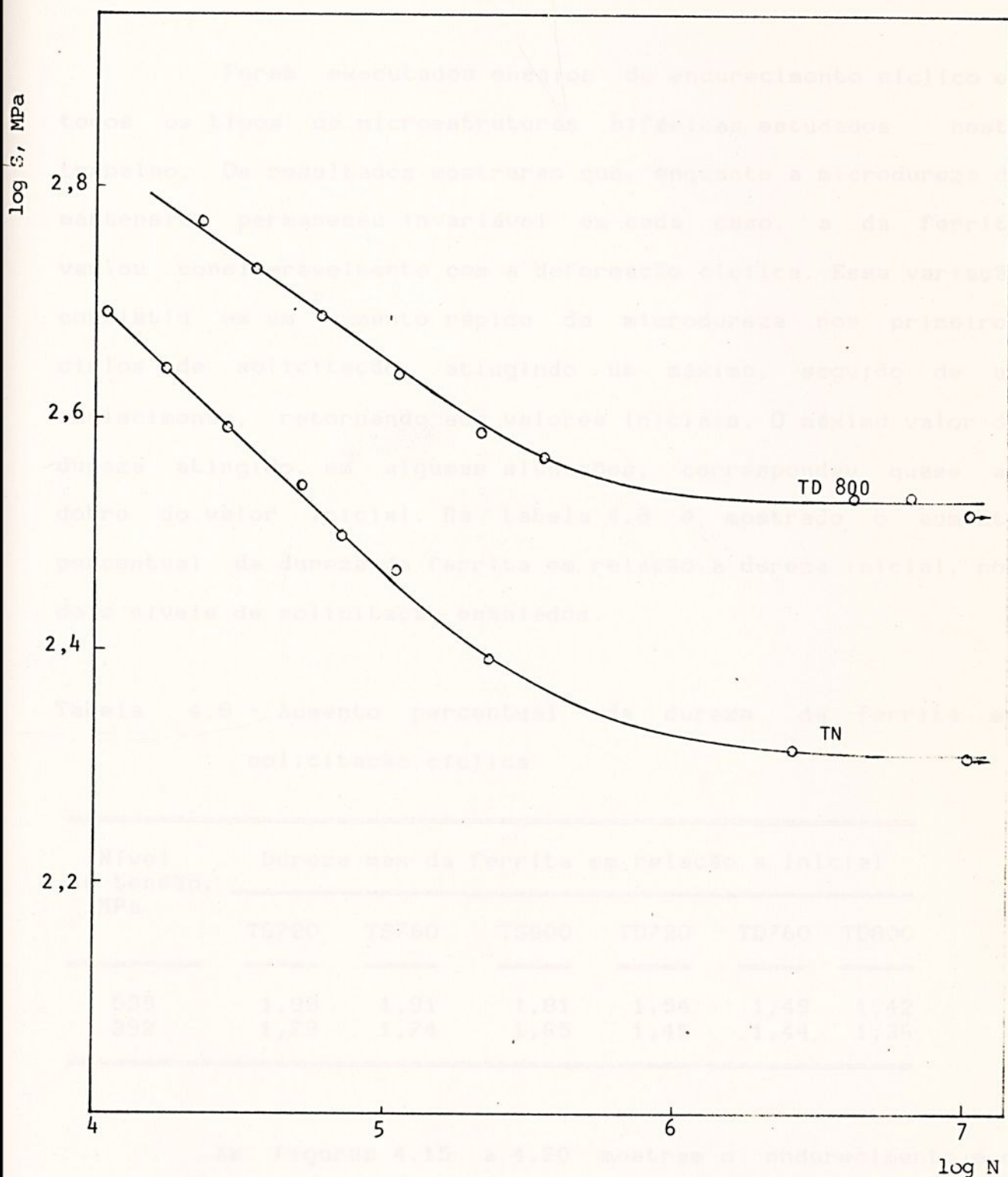


Figura 4.14 - Curvas de fadiga do aço nas condições TN e TD800, indicando os limites

4.5 Características de endurecimento cíclico

Foram executados ensaios de endurecimento cíclico em todos os tipos de microestruturas bifásicas estudados neste trabalho. Os resultados mostraram que, enquanto a microdureza da martensita permaneceu invariável em cada caso, a da ferrita variou consideravelmente com a deformação cíclica. Essa variação consistiu em um aumento rápido da microdureza nos primeiros ciclos de solicitação, atingindo um máximo, seguido de um amolecimento, retornando aos valores iniciais. O máximo valor da dureza atingido, em algumas situações, correspondeu quase ao dobro do valor inicial. Na tabela 4.8 é mostrado o aumento percentual da dureza da ferrita em relação à dureza inicial, nos dois níveis de solicitação ensaiados.

Tabela 4.8 - Aumento percentual da dureza da ferrita em solicitação cíclica

Nível de tensão, MPa	Dureza max da ferrita em relação a inicial					
	TS720	TS760	TS800	TD720	TD760	TD800
539	1,98	1,91	1,81	1,54	1,49	1,42
392	1,79	1,74	1,65	1,45	1,44	1,36

As figuras 4.15 a 4.20 mostram o endurecimento e o amolecimento cíclico da ferrita de todas as microestruturas bifásicas usadas.

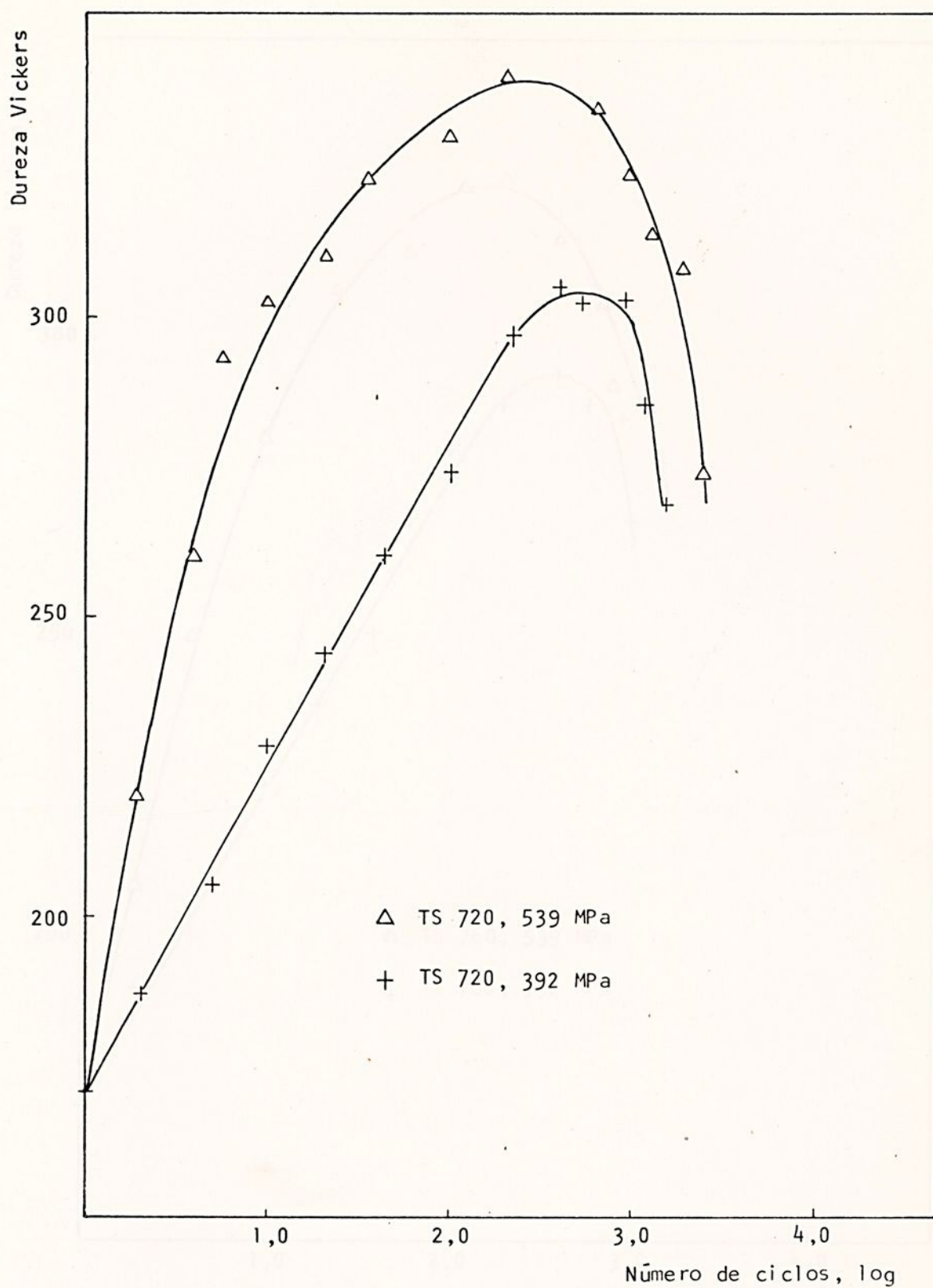


Figura 4.15 - Endurecimento cíclico da ferrita na condição TS 720 em alto e baixo nível de sollicitação

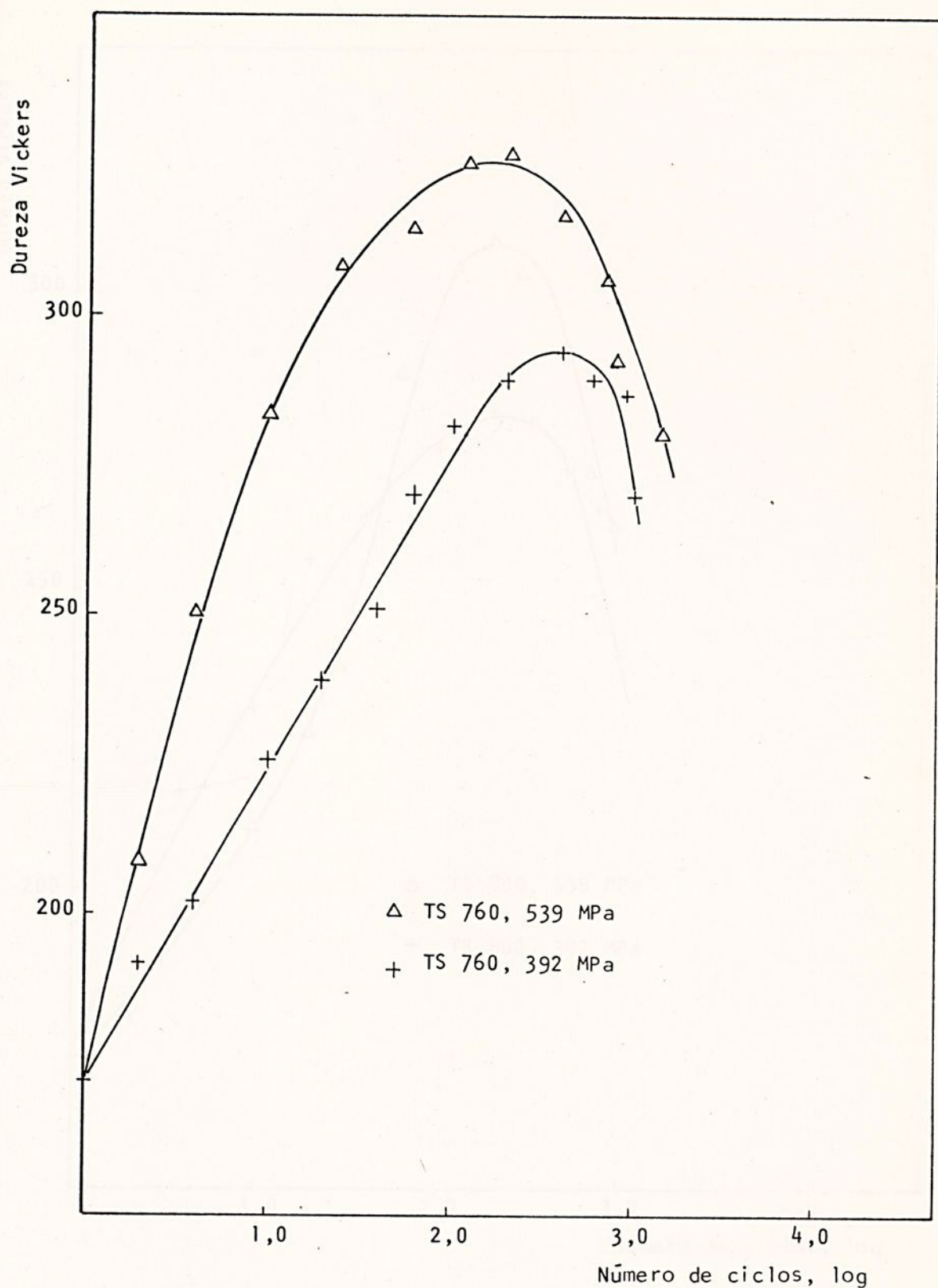


Figura 4.16 - Endurecimento cíclico da ferrita na condição TS 760 em alto e baixo nível de sollicitação

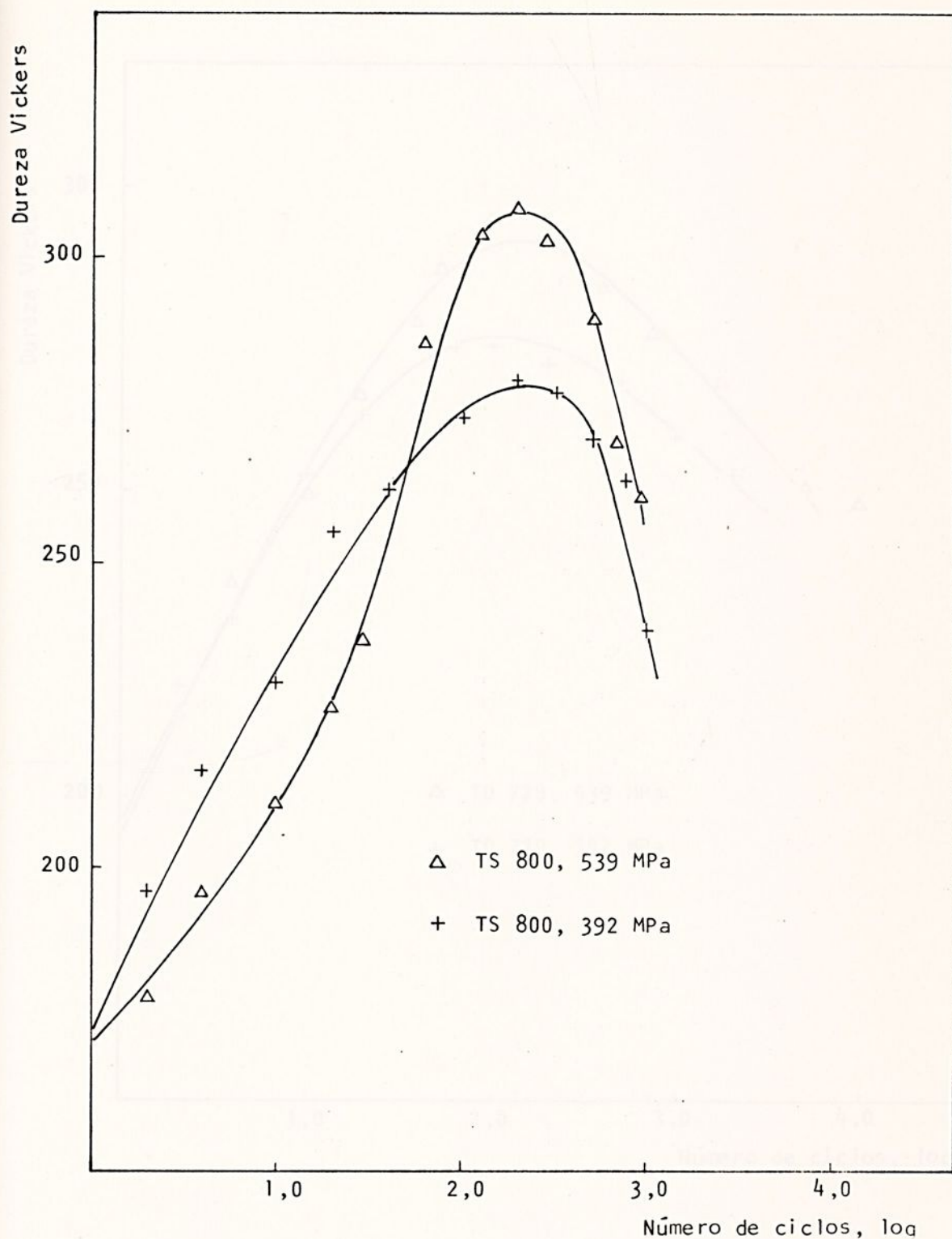


Figura 4.17 - Endurecimento cíclico da ferrita na condição TS 800 em alto e baixo nível de sollicitação

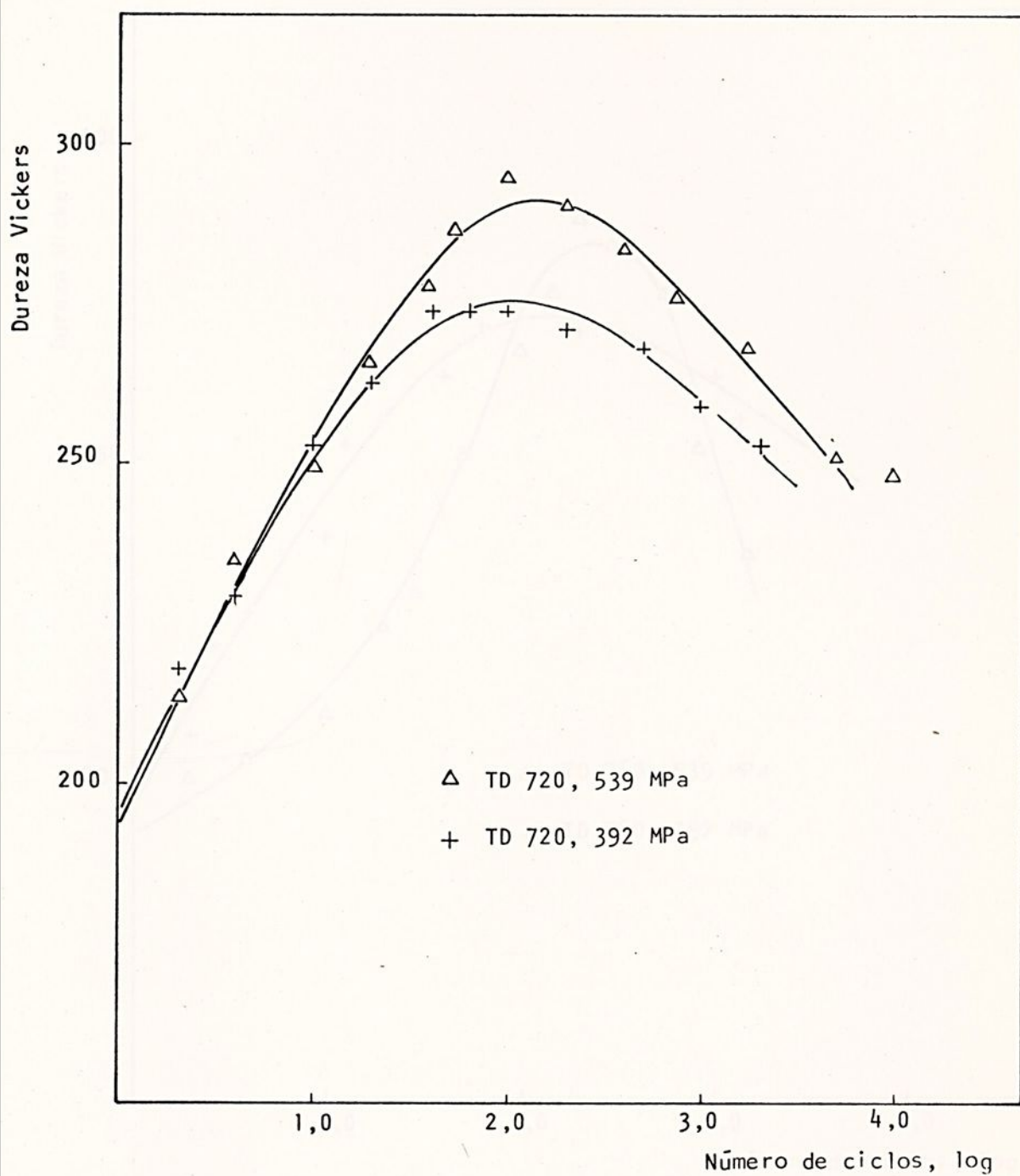


Figura 4.18 - Endurecimento cíclico da ferrita na condição TD 720 em alto e baixo nível de sollicitação

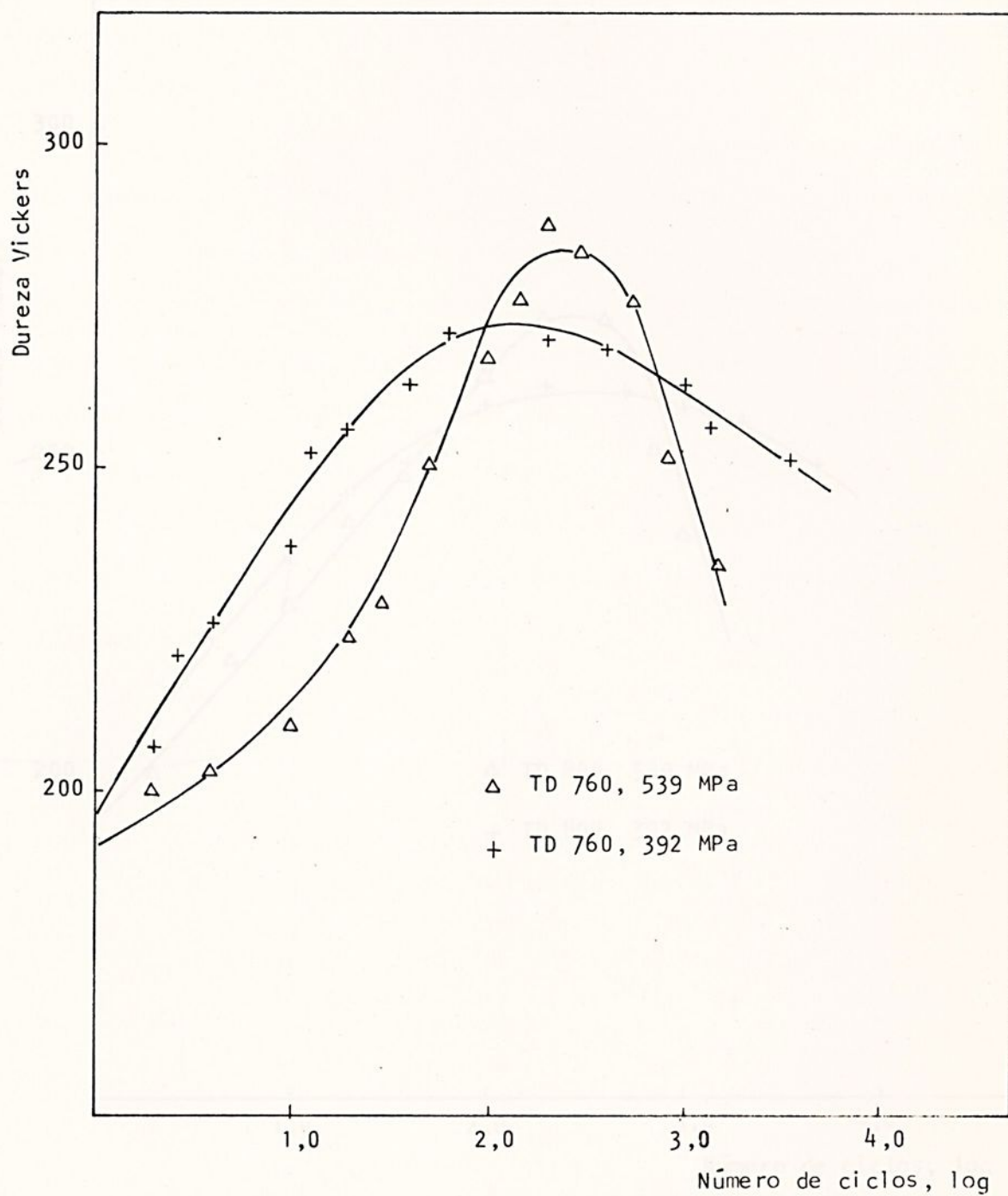


Figura 4.19 - Endurecimento cíclico da ferrita na condição TD 760 em alto e baixo nível de solicitação

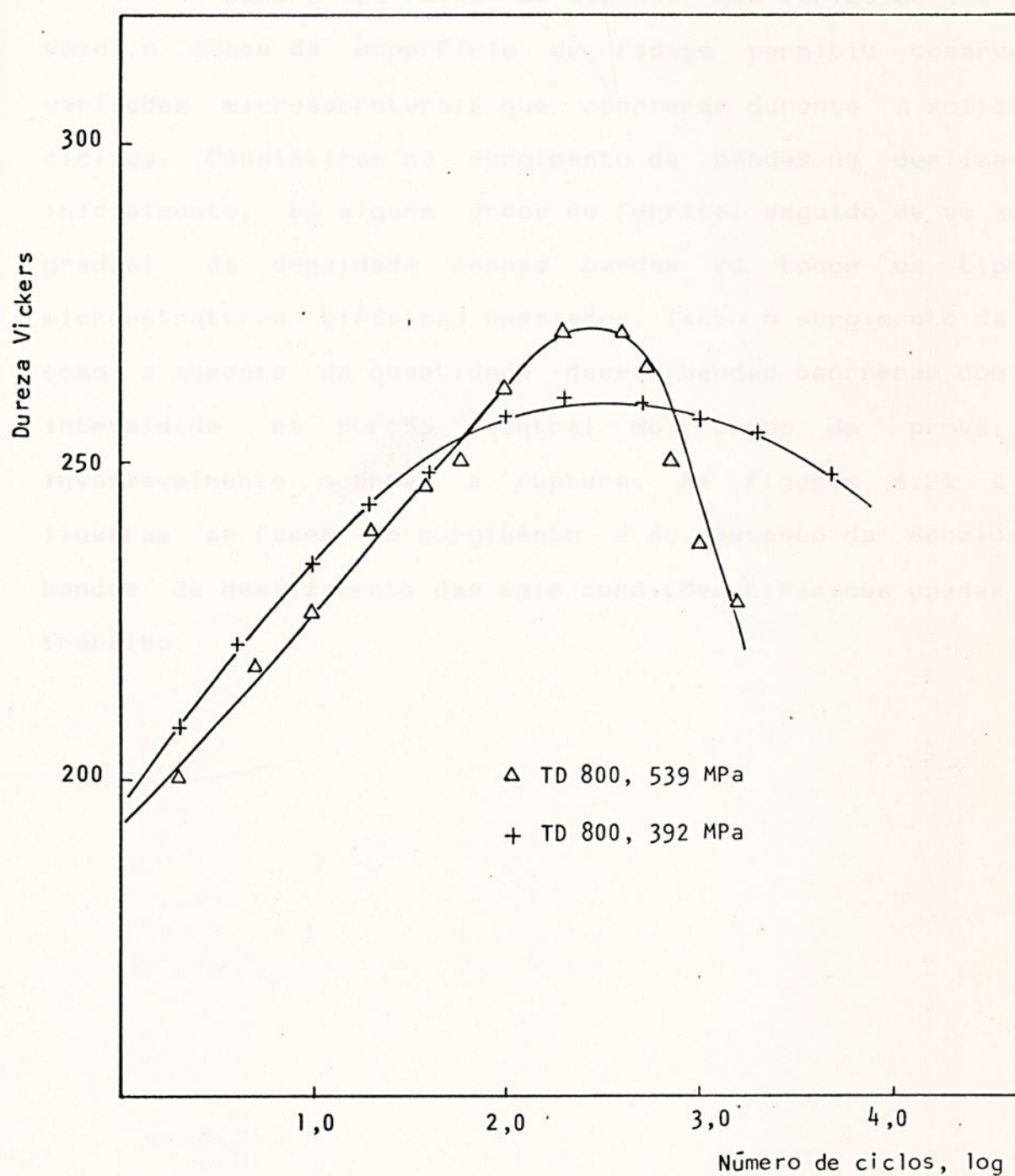
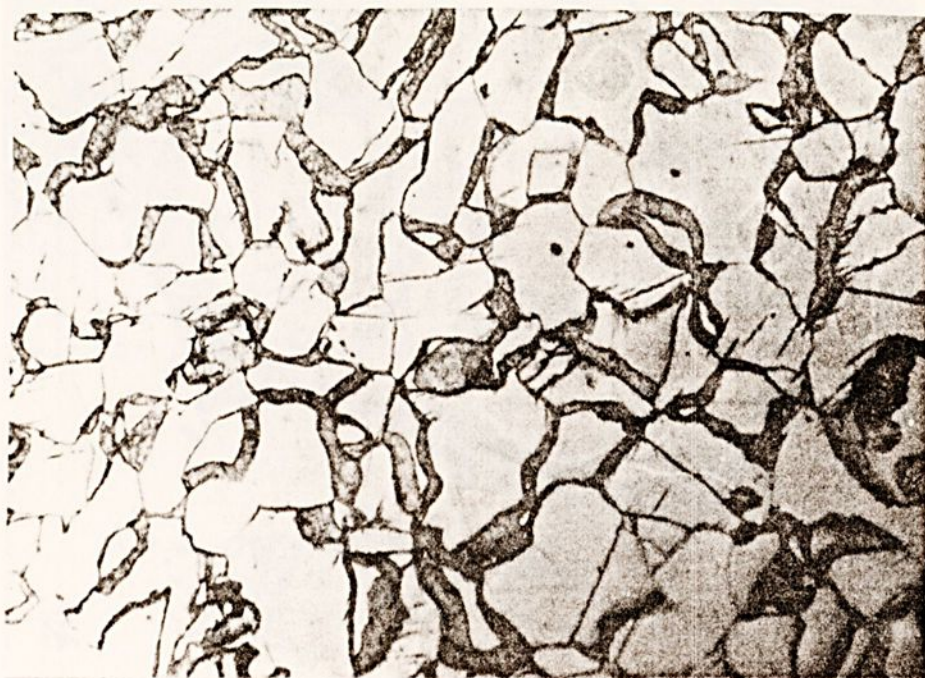


Figura 4.20 - Endurecimento cíclico da ferrita na condição TD 800 em alto e baixo nível de sollicitação

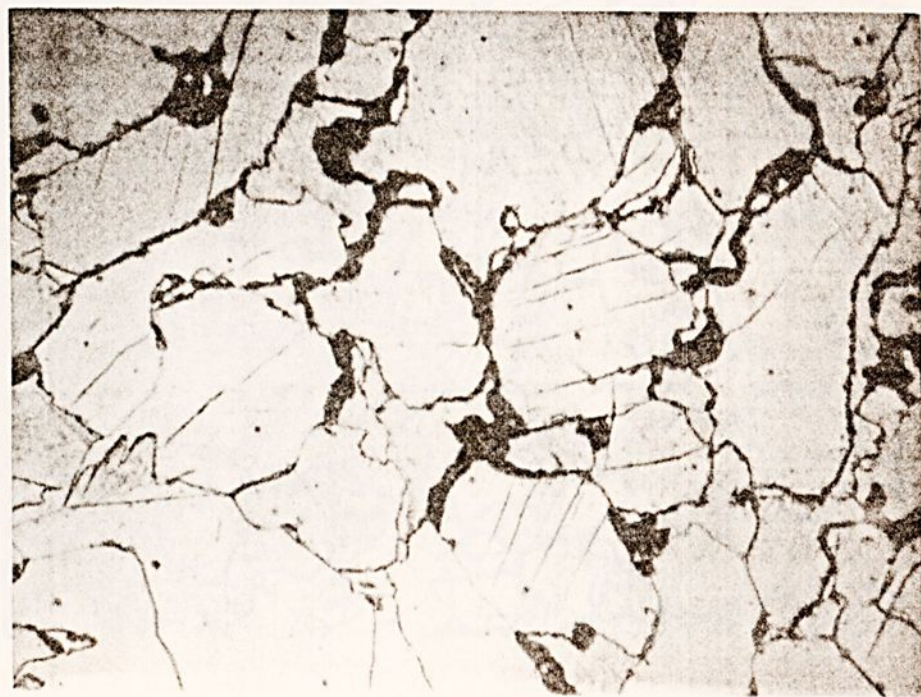
4.6 - Superfícies de fadiga

Dentro da faixa de aumento que variou de 400 a 1200 vezes, o exame da superfície de fadiga permitiu observar as variações microestruturais que ocorreram durante a solicitação cíclica. Consistiram no surgimento de bandas de deslizamento, inicialmente, em alguns grãos de ferrita, seguido de um aumento gradual da densidade dessas bandas em todos os tipos de microestruturas bifásicas ensaiados. Tanto o surgimento da banda como o aumento da quantidade dessas bandas ocorreram com maior intensidade na porção central do corpo de prova, onde invariavelmente ocorreu a ruptura. As figuras 4.21 a 4.32 ilustram as fases do surgimento e do aumento da densidade de bandas de deslizamento das seis condições bifásicas usadas neste trabalho.



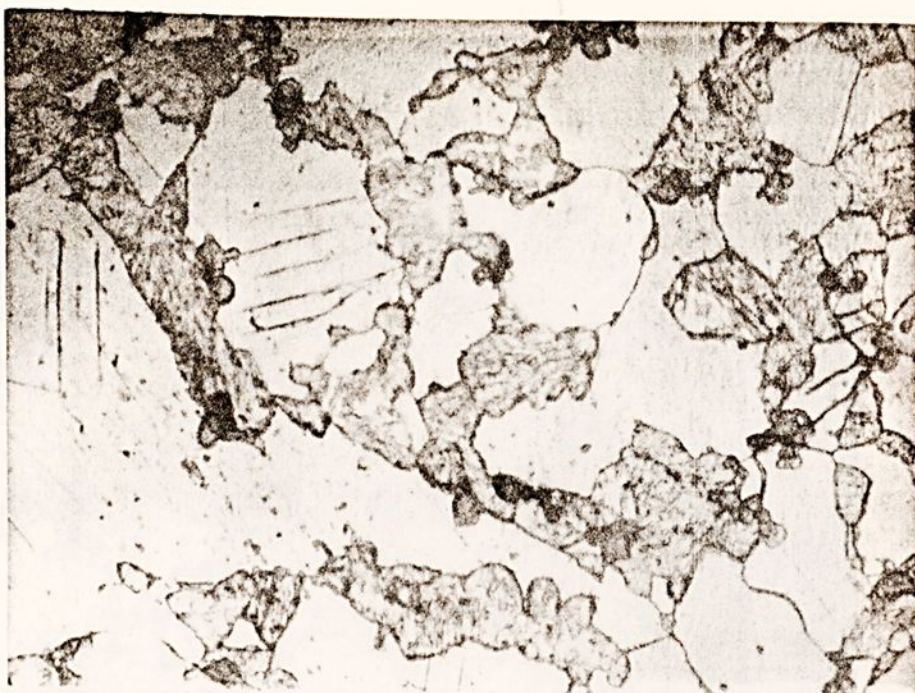


(a) após 300 ciclos



(b) após 1200 ciclos

Figura 4.21 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS 720, sob tensão de 539 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 700X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento 1000X

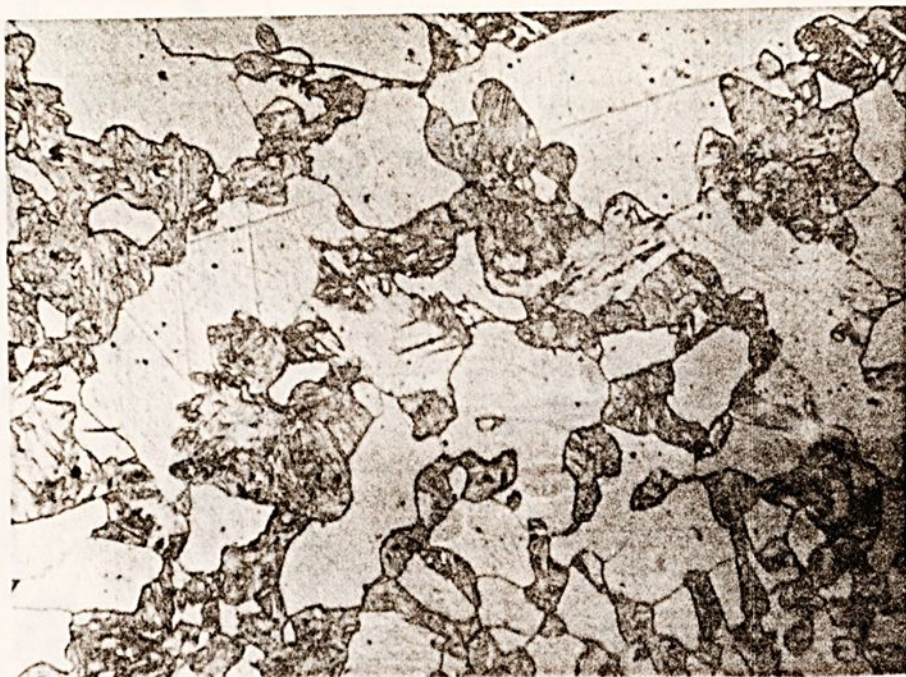


(a) após 300 ciclos



(b) após 1500 ciclos

Figura 4.22 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS 760, sob tensão de 539 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 1200X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento 500X



(a) após 400 ciclos



(b) após 1300 ciclos

Figura 4.23 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS800, sob tensão de 539 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 1000X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento de 500X.



(a) após 500 ciclos

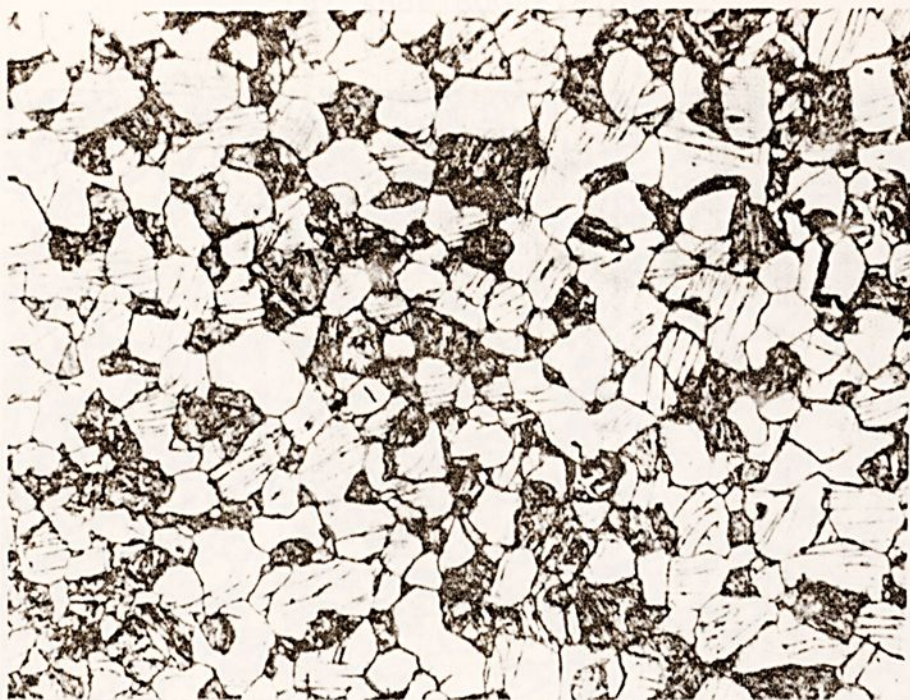


(b) após 2000 ciclos

Figura 4.24 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD720, sob tensão de 539 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 1000X. (b) aumento da densidade de bandas. Aumento de 1000X

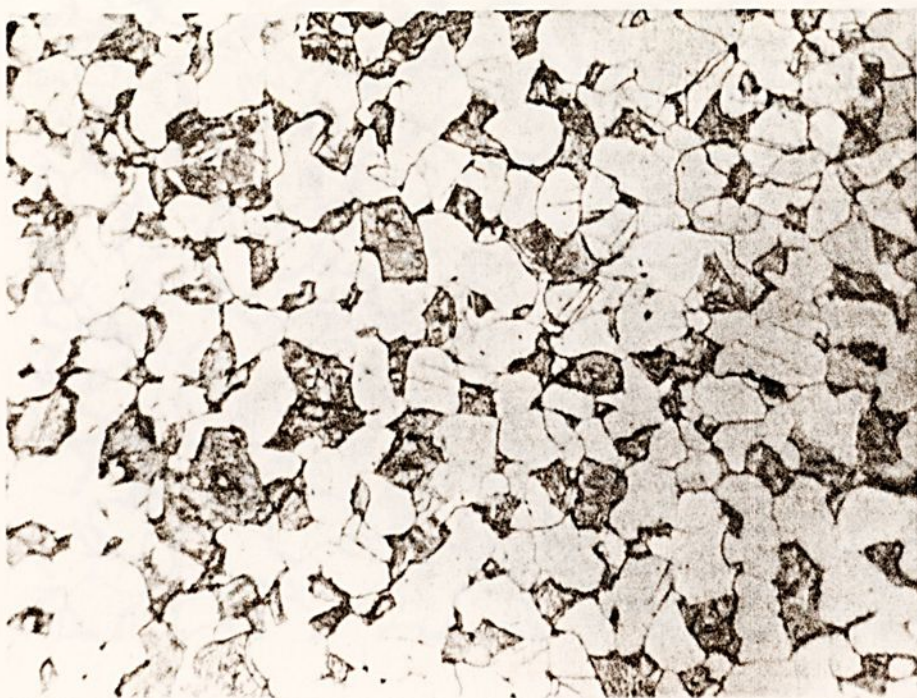


(a) após 600 ciclos



(b) após 2000 ciclos

Figura 4.25 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD760, sob tensão de 539 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 500X, (b) aumento da densidade de bandas. Aumento de 500X



(a) após 600 ciclos



(b) após 2000 ciclos

Figura 4.26 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD800, sob tensão de 539 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 500X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento 400X



(a) após 1000 ciclos

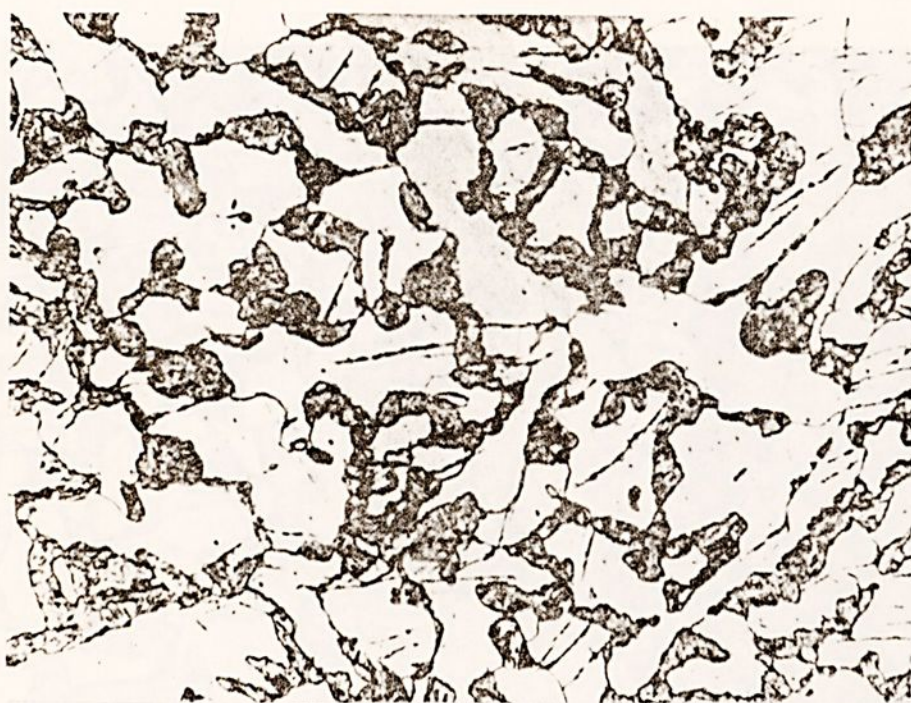


(b) após 8000 ciclos

Figura 4.27 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS720, sob tensão de 392 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 400X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento 400X

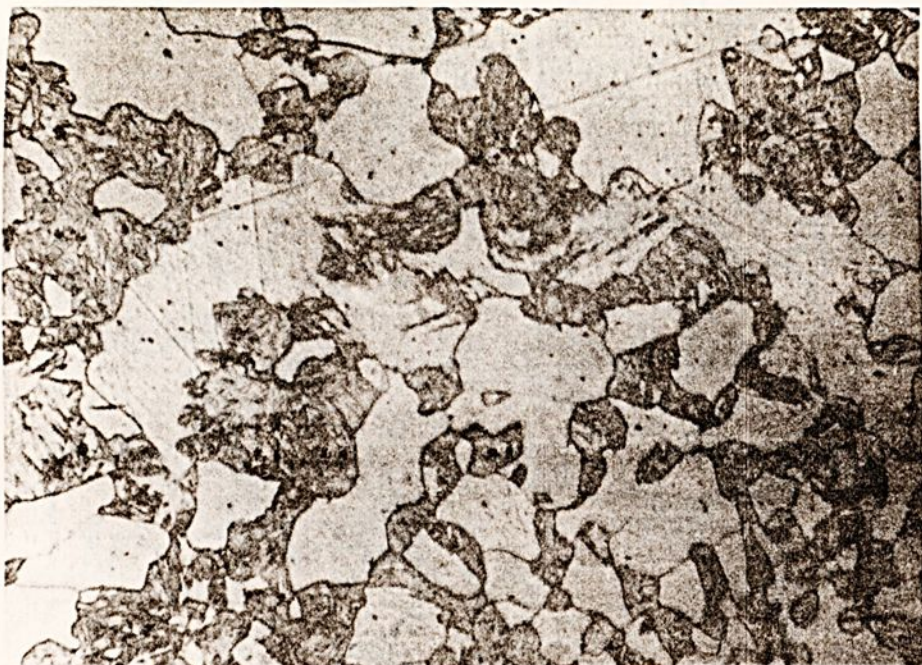


(a) após 1200 ciclos



(b) após 9000 ciclos

Figura 4.28 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TS760, sob tensão de 392 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 1000X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento 1000X



(a) após 1500 ciclos



(b) após 11000 ciclos

Figura 4.29 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição T5800, sob tensão de 392 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 1200X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento 1000X

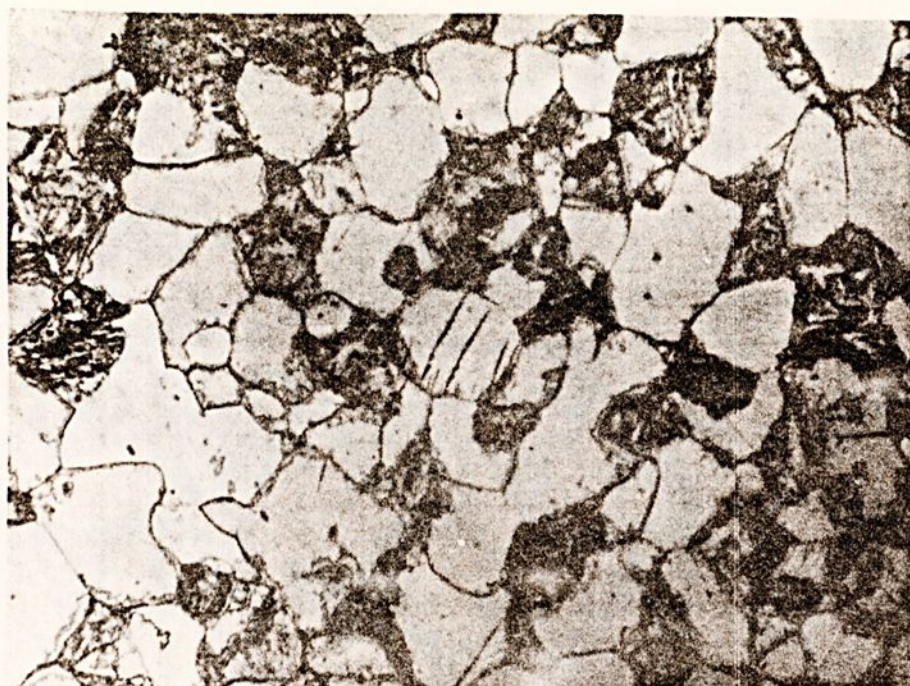


(a) após 2000 ciclos



(b) após 17000 ciclos

Figura 4.30 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD720, sob tensão de 392 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 700X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento 700X

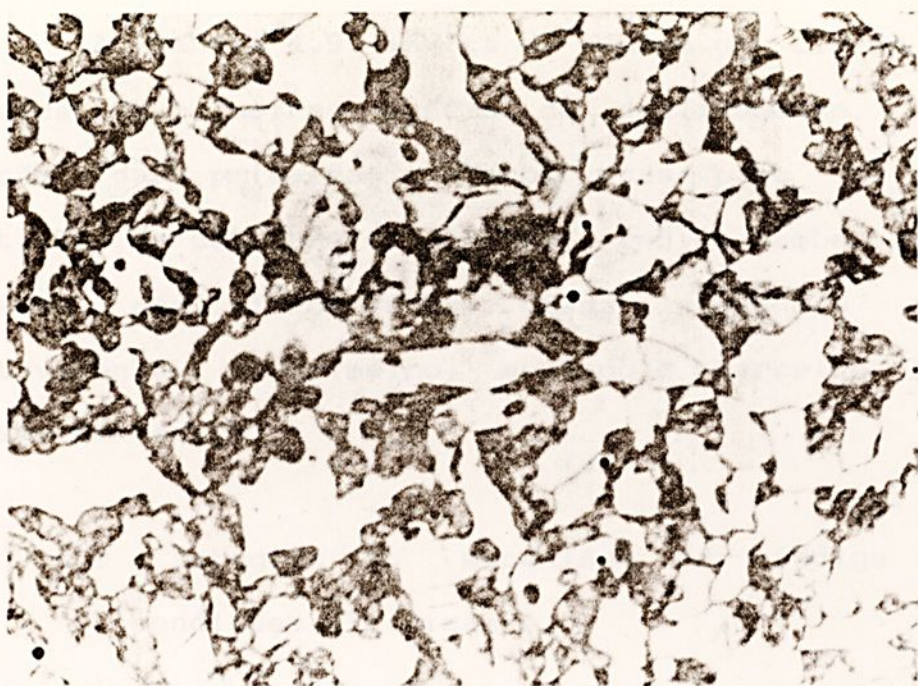


(a) após 2300 ciclos



(b) após 19000 ciclos

Figura 4.31 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD760, sob tensão de 392 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 1000X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento 1000X



(a) após 2500 ciclos



(b) após 19000 ciclos

Figura 4.32 - Micrografias de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita na condição TD800, sob tensão de 392 MPa: (a) surgimento das primeiras bandas. Aumento 700X (b) aumento da densidade de bandas. Aumento 500X

A tabela 4.9 indica o número de ciclos onde foram detectadas as primeiras bandas de deslizamento, bem como o nucleação das primeiras microtrincas para os níveis de solicitação de 539 MPa e 392 MPa. Indica também, o início de propagação das microtrincas. Essa sequência corresponde, respectivamente, ao primeiro, segundo e terceiro estágios do mecanismo da fadiga.

Tabela 4.9 - Estágios do mecanismo da fadiga nas várias condições bifásicas

Nível de solicitação, MPa	Estágios da fadiga	Número de ciclos, 10^3					
		TS720	TS760	TS800	TD720	TD760	TD800
539	1º	0,3	0,3	0,4	0,5	0,6	0,6
	2º	1,8	1,9	1,9	3,0	3,1	3,2
	3º	9,0	10,5	12,0	15,0	16,0	16,6
392	1º	1,0	1,2	1,5	2,0	2,3	2,5
	2º	10,5	13,0	14,0	20,0	22,0	25,0
	3º	32,0	40,0	50,0	75,0	90,0	107,0

A sequência de figuras 4.33 a 4.44 ilustram as fases de nucleação das primeiras microtrincas e de início de crescimento das mesmas. O critério da microtrinca utilizado foi aquele quando mesma é observável com aumento de até 1200 vezes.

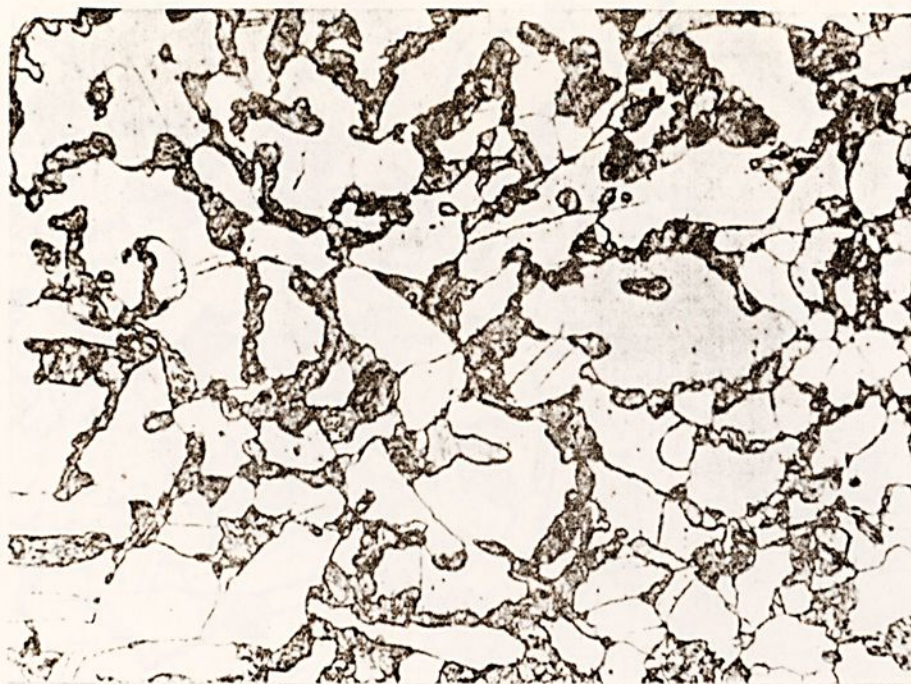


(a) após 1800 ciclos



(b) após 9000 ciclos

Figura 4.33 - Micrografia de microtrincas na condição TS720, sob tensão de 539 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 1000X

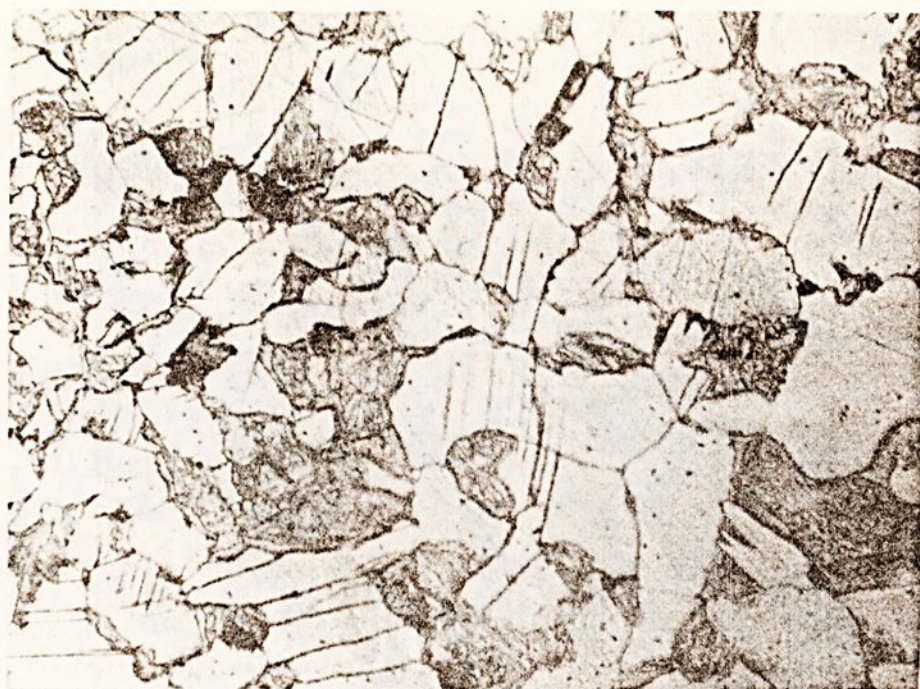


(a) após 1900 ciclos



(b) após 10500 ciclos

Figura 4.34 - Micrografia de microtrincas na condição TS760, sob tensão de 539 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 700X

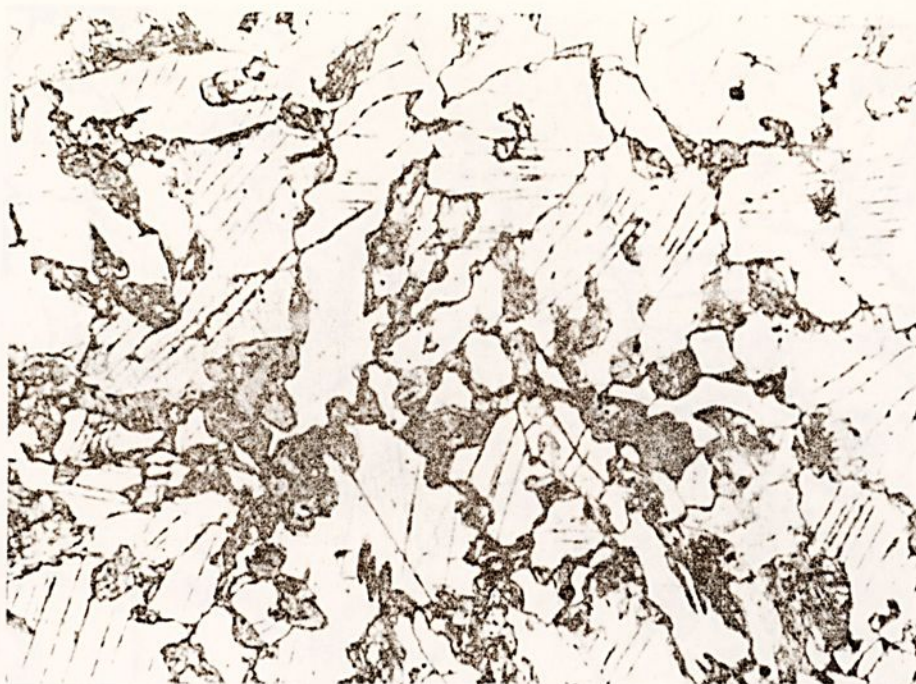


(a) após 1900 ciclos



(b) após 12000 ciclos

Figura 4.35 - Micrografia de microtrincas na condição TS800, sob tensão de 539 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 1000X

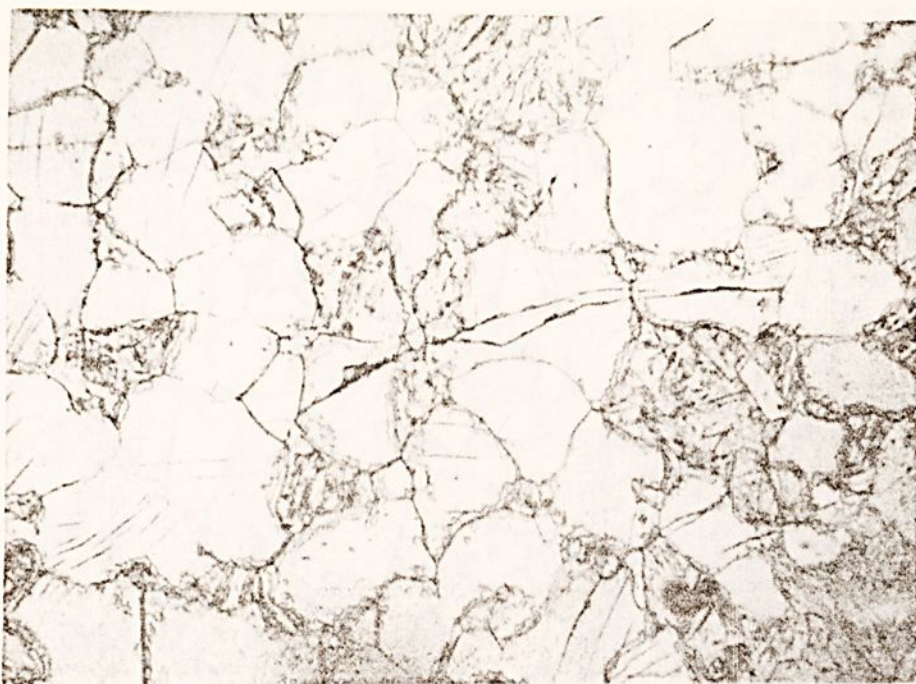


(a) após 3000 ciclos



(b) após 15000 ciclos

Figura 4.36 - Micrografia de microtrincas na condição TD720, sob tensão de 539 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 1000X



(a) após 3100 ciclos



(b) após 16000 ciclos

Figura 4.37 - Micrografia de microtrincas na condição TD760, sob tensão de 539 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 1000X

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

00175



(a) após 3200 ciclos



(b) após 16500 ciclos

Figura 4.38 - Micrografia de microtrincas na condição TD800, sob tensão de 539 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 1000X



(a) após 10500 ciclos

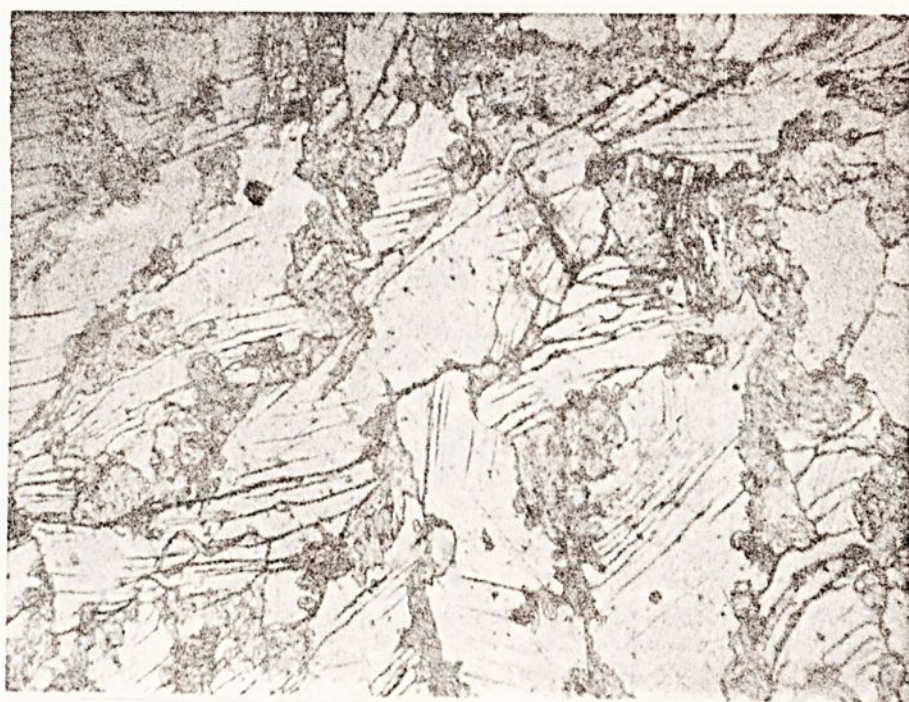


(b) após 32000 ciclos

Figura 4.39 - Micrografia de microtrincas na condição TS720, sob tensão de 392 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 500X (b) fase de crescimento. Aumento 1000X



(a) após 13000 ciclos

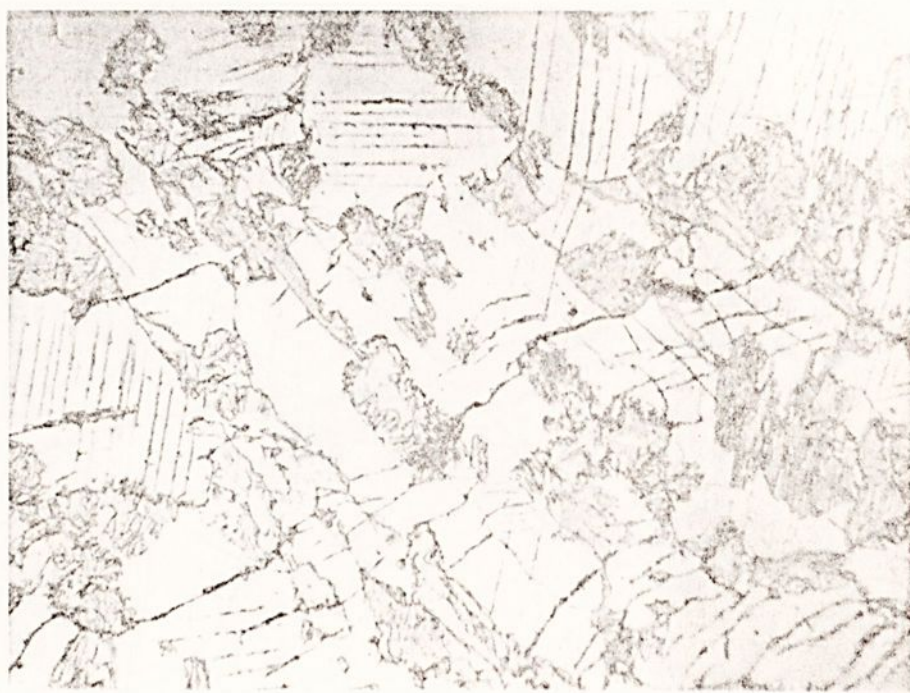


(b) após 40000 ciclos

Figura 4.40 - Micrografia de microtrincas na condição TS760, sob tensão de 392 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 1200X



(a) após 14000 ciclos



(b) após 50000 ciclos

Figura 4.41 - Micrografia de microtrincas na condição TS800, sob tensão de 392 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 1200X

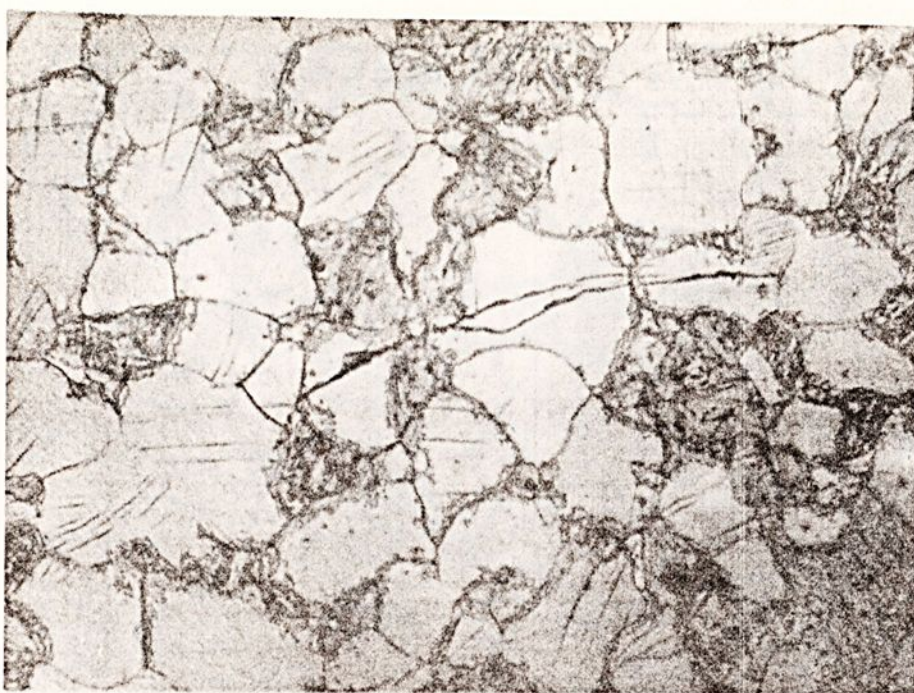


(a) após 20000 ciclos



(b) após 75000 ciclos

Figura 4.42 - Micrografia de microtrincas na condição TD720, sob tensão de 392 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 1200X



(a) após 22000 ciclos



(b) após 90000 ciclos

Figura 4.43 - Micrografia de microtrincas na condição TD760, sob tensão de 392 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 1000X (b) fase de crescimento. Aumento 1200X



(a) após 25000 ciclos



(b) após 107000 ciclos

Figura 4.44 - Micrografia de microtrincas na condição TD800, sob tensão de 392 MPa: (a) fase de surgimento. Aumento 500X (b) fase de crescimento. Aumento 1000X

Segundo o critério estipulado anteriormente, isto é, observações feitas com aumentos de até 1200 vezes, as bandas de deslizamento surgiram com aproximadamente 300 ciclos e 600 ciclos, respectivamente, para as condições TS e TD em alto nível de solicitação, (539 MPa). Em nível baixo de solicitação, (392 MPa), as bandas surgiram com aproximadamente, 1200 ciclos nas condições TS e 2300 ciclos nas condições TD.

A etapa do surgimento e do aumento da densidade de bandas de deslizamento, que antecede a nucleação de microtrincas, constitui o primeiro estágio do mecanismo da fadiga.

Em nível alto de solicitação, as microtrincas surgiram, aproximadamente, com 1900 ciclos nas condições TS e, com 3100 ciclos nas condições TD. Em nível baixo de solicitação, as microtrincas surgiram, nas condições TS720, TS760 e TS800, respectivamente, com 10500 ciclos, 13000 ciclos e 14000 ciclos. Nas condições TD720, TD760 e TD800, as microtrincas surgiram com, respectivamente, 20000 ciclos, 22000 ciclos e 25000 ciclos.

Por um período essas microtrincas permaneceram com suas dimensões estáveis, porém, a quantidade de microtrincas foi aumentando gradativamente.

Em nível alto de solicitação, nas condições TS, algumas microtrincas aumentaram de tamanho e/ou coaleceram após 9000, 10500, 12000 ciclos, respectivamente, para as condições TS720, TS760 e TS800. Já nas condições TD, para a mesma sequência de temperatura, o crescimento das microtrincas começou após 15000, 16000 e 16500 ciclos.

Em nível baixo de solicitação as microtrincas começaram a crescer e/ou coalecer com 32000, 40000 e 50000 ciclos nas condições TS, respectivamente, para as temperaturas



de têmpera intercrítica de 720 C, 760 C e 800 C. Nas condições TD, para a mesma sequência, isto ocorreu com 75000, 90000, 107000 ciclos. O crescimento ou coalescimento de microtrincas, constituíram então, o terceiro estágio do mecanismo da fadiga.

O quarto estágio da fadiga consistiu na propagação dessa trincas até a fratura final do corpo de prova.



CAPITULO 5 - DISCUSSOES

O presente trabalho tem por objetivo contribuir para o estudo do comportamento dos aços bifásicos em fadiga. Assim sendo, dentre os tipos de solicitação cíclica de interesse prático para estes aços, optou-se pelo da flexão alternada, em decorrência do tipo de equipamento de ensaio disponível no laboratório do Departamento.

Para relacionar as propriedades de fadiga às microestruturas, foram obtidos dois tipos de microestruturas e variando, em cada um, as quantidades de martensita. O efeito da possível presença de austenita retida ou traços de bainita em quantidades não comensuráveis, não foi considerado.

As microestruturas obtidas foram similares às obtidas por Suzuki e McEvily [33]. De acordo com esses autores citados no capítulo 2, da revisão bibliográfica, no primeiro tipo de microestrutura ocorreu basicamente a seguinte cinética de transformação de fases: uma estrutura, inicialmente constituída de ferrita e pequena quantidade de perlita, ao ser aquecida a uma temperatura dentro da região intercrítica ($\alpha + \gamma$), a fase austenítica começou a surgir nos contornos dos grãos ferríticos, permanecendo contínua após o equilíbrio. No resfriamento brusco subsequente, essa fase austenítica se transformou em martensita. Com isso, obteve-se no final, uma microestrutura constituída de matriz contínua de martensita envolvendo ilhas de ferrita.

No segundo tipo de microestrutura ocorreu o inverso: uma estrutura inicial inteiramente austenítica, ao ser resfriada até a temperatura intercrítica, a fase ferrítica começou a

surgir nos contornos de grãos da austenita, tornando-se uma fase contínua após o equilíbrio. Nessa condição tem-se uma estrutura constituída de ferrita e austenita remanescente. No resfriamento brusco, a austenita se transformou em martensita. A estrutura final foi, portanto, matriz de ferrita envolvendo ilhas de martensita.

As quantidades de martensita, em cada tipo de microestrutura, foram variadas em função da temperatura dentro da zona intercrítica. Os valores numéricos da fração volumétrica da martensita, obtidos neste trabalho, estão coerentes com os obtidos por Speich e Miller [25] em aço semelhante.

Como mencionado na revisão bibliográfica, ocorreu a diminuição da microdureza da martensita a medida que aumenta sua fração volumétrica. Isso está relacionado com o fato de que quanto maior a temperatura intercrítica, maior é a quantidade de austenita que se transforma em martensita com menor teor de carbono. Nos resultados das medidas de microdureza apresentados, pode-se observar que os valores da dispersão das medidas variaram pouco. Os tratamentos térmicos efetuados, apesar de diferentes em cada lote, não alterou significativamente a microestrutura em função da faixa de temperaturas e o tempo de tratamento utilizados. O que garantiu a granulação fina e a homogeneidade da microestrutura foi o tratamento de normalização prévio, efetuado em todos os corpos de prova, resultando em uma menor dispersão das medidas de microdureza. Uma dispersão alta seria explicada com diferença na heterogeneidade e tamanho de grão, tendo em vista o comportamento mecânico diferenciado de grão para grão e as dimensões das impressões de microdureza.

A análise da variação da microdureza com o tipo de tratamento térmico não é simples. A transformação da austenita em martensita ocorre com um aumento de volume, introduzindo uma



grande quantidade de discordância e tensões residuais. Isso, associado com possível maior teor de carbono dissolvido na ferrita do aço bifásico explica a maior dureza da mesma nas condições bifásicas em relação à condição normalizada. A maior dureza da ferrita na condição TD, mostra que a interação ferrita-martensita é mais efetiva no sentido da martensita atuar como reforçador.

Os resultados de ensaio de tração estática estão comparáveis com os obtidos por Speich e Miller [25] em aço com 0,12%C e também com os resultados obtidos por Jena e Chaturvedi [74] em aço com 0,10%C. Não apresentaram grandes variações nas propriedades em função do tipo de microestrutura, como aquelas obtidas por Suzuki e McEvily [33]. O aço, na condição bifásica de maior resistência, apresentou maior ductilidade. Isso certamente está relacionado com a maior ductilidade da martensita.

O grau de conectividade, associado com o tipo de microestrutura, influenciou nas propriedades de tração, no sentido de que, quanto maior o seu valor, maior foi a resistência à tração, em cada tipo de microestrutura. Contudo, nas condições TD, onde o grau de conectividade foi menor do que nas condições TS, em cada nível de temperatura intercrítica, a resistência à tração foi sempre maior. A pequena variação da conectividade da martensita obtida, em função do tipo de tratamento aplicado neste trabalho, poderá explicar a pequena variação nas propriedades mecânicas.

Os ensaios de fadiga são caracterizados por apresentarem dispersão nos resultados. Os níveis de dispersão podem ser diminuídos, controlando o acabamento superficial do corpo de prova e a microestrutura do material. Esses cuidados foram tomados no presente trabalho, razão pela qual, os

resultados obtidos apresentaram pouco espalhamento, como mostra a tabela 4.5.

Os altos valores de coeficiente de correlação, relacionados na tabela 4.7, resultam em altos valores de coeficiente de determinação, significando que as retas de regressão explicam mais de 98% da variação da equação.

A curva completa de fadiga não foi estabelecida, porque o presente trabalho visou analisar aspectos referentes aos primeiros estágios do comportamento à fadiga. Os níveis de tensão pré-fixados situaram-se no trecho inicial da curva de Wöhler, levando-se em consideração que uma carga muito alta acarretaria um aquecimento excessivo do corpo de prova, podendo com isso, alterar as propriedades das microestruturas. Por outro lado, a tensão de trabalho em estruturas não é muito baixa, situando-se na parte central da curva, de modo a se ter um compromisso de aproveitamento entre o dimensionamento e o tipo de vida em fadiga. Assim, os ensaios foram realizados de modo a se obter valores dentro da região inicial da curva, situados entre 588MPa e 318,5Mpa, correspondentes a 10^4 a 10^5 ciclos aproximadamente. Para os lotes TD800 e TN, em particular, foi feita uma estimativa do limite de fadiga.

Os limites superiores e inferiores dos intervalos de confiança, apresentados na tabela 4.8, definiram uma região em torno da reta de mínimos quadrados, chamada região de confiança para a reta. Isso significa, para o caso do presente trabalho, que se tem 95% de confiança de que a reta esteja contida nessa região.

Para uma melhor avaliação e comparação do comportamento em fadiga, é conveniente se fazer a superposição das curvas das figuras 4.6 a 4.13. Essa superposição é feita na figura 5.1.

Relacionando as microestruturas com os respectivos comportamento em fadiga, pode-se notar que as melhores combinações correspondem às condições bifásicas e, dentre elas, as condições TD (matriz ferrítica e ilhas de martensita) apresentaram os melhores resultados. Da mesma forma, pode-se observar que a resistência à fadiga aumenta com a temperatura intercrítica para cada situação, TS (na subida) ou TD (na descida). Isso significa que a resistência à fadiga é tanto maior quanto maior a fração volumétrica da martensita.

Em relação às propriedades de tração estática, os resultados de fadiga mostraram a mesma tendência com relação ao limite de resistência à tração, isto é, maior resistência à tração corresponde a maior resistência à fadiga. O mesmo acontece com relação à tensão de escoamento, isto é, maior escoamento corresponde à maior resistência à fadiga. Por outro lado, o aço apresentou comportamento em fadiga distinto em duas situações com relação à ductilidade. Na primeira situação, o aço apresentou ductilidade decrescente nas condições TN, T950 e condições bifásicas. Nessa mesma ordem a tensão de escoamento, o limite de resistência à tração e a resistência à fadiga cresceram. Na segunda situação, considerando somente as condições bifásicas, o aço apresentou ductilidade crescente, respectivamente nas condições TS720, TS760, TS800, TD720, TD760 e TD800. Nessa ordem o limite de escoamento, o limite de resistência e a resistência à fadiga tanto em baixo ciclo como em alto ciclo, cresceram. Nessa segunda situação, a resistência à fadiga é melhorada com a ação combinada do aumento da resistência mecânica e do aumento da ductilidade. Esse



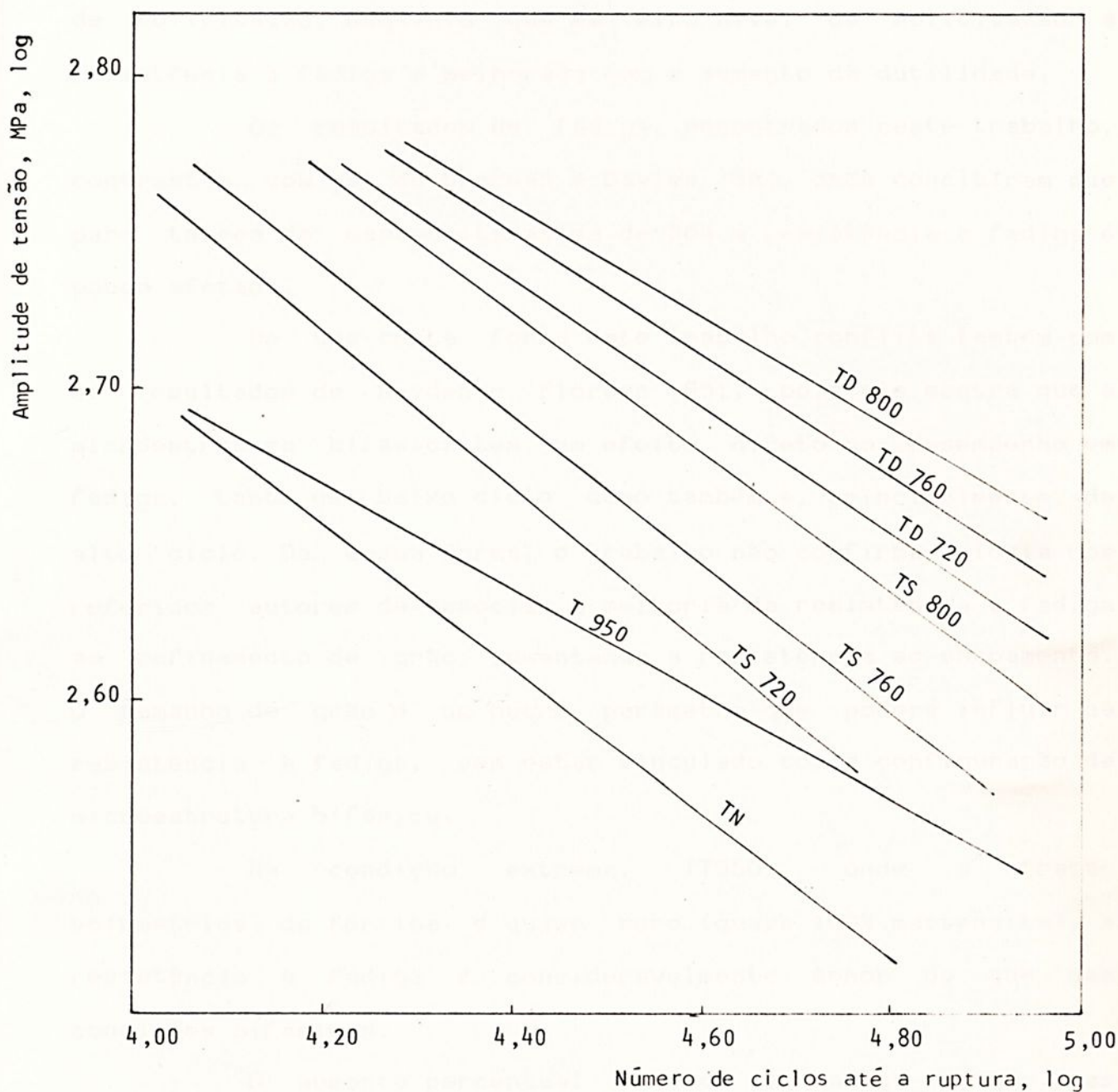


Figura 5.1 - Curvas de fadiga do aço nas condições bifásicas TS e TD e nos estados normalizado e temperado.

comportamento dos aços bifásicos diferencia dos aços convencionais, no aspecto de que, nestes, a resistência à fadiga é melhorada com o aumento da resistência mecânica em baixo nível de solicitação, enquanto que em alto nível de solicitação a resistência à fadiga é melhorada com o aumento da ductilidade.

Os resultados de fadiga, encontrados neste trabalho, contrastam com os de Sherman e Davies [96], onde concluíram que para teores de martensita acima de 30% a resistência à fadiga é pouco afetada.

De uma certa forma este trabalho conflita também com os resultados de Hayden e Floreen [95], pois ele mostra que a microestrutura bifásica tem um efeito direto no desempenho em fadiga, tanto de baixo ciclo como também e, principalmente, de alto ciclo. Da mesma forma, o trabalho não confirma a idéia dos referidos autores de associar a melhoria da resistência à fadiga ao refinamento de grão, aumentando a resistência ao escoamento. O tamanho de grão é um outro parâmetro que poderá influir na resistência à fadiga, sem estar vinculado com a configuração da microestrutura bifásica.

Na condição extrema, (T950), onde a fração volumétrica da ferrita é quase zero (quase 100% martensita), a resistência à fadiga é consideravelmente menor do que das condições bifásicas.

O aumento percentual da vida em fadiga do aço nas condições bifásicas em relação ao mesmo aço normalizado está sumarizado na tabela 5.1, para três níveis de solicitação. Esse aumento que variou de 64% a 729%, é mais significativo em níveis mais baixo de solicitação. A figura 5.2 ilustra o aumento da resistência à fadiga em função da fração volumétrica da martensita.

Tabela 5.1 - Aumento relativo da vida em fadiga do aço nas condições bifásicas

Níveis de soli- citação, MPa	Aumento da vida em fadiga							
	TN	T950	TS720	TS760	TS800	TD720	TD760	TD800
490	1,00	1,17	1,64	2,18	2,97	3,35	4,04	5,04
441	1,00	1,23	1,72	2,03	3,17	3,64	4,46	5,36
392	1,00	1,44	1,80	2,36	3,38	4,65	6,18	8,29

Essa variação faz supor que a interação ferrita-martensita seja mais efetiva em baixos níveis de solicitação. Da mesma forma, o aumento percentual da vida é maior quanto maior a fração volumétrica da martensita tanto nas condições TS como na condição TD.

Por outro lado, para uma mesma temperatura de tratamento, na subida ou na descida, obteve-se praticamente a mesma fração volumétrica da martensita, porém, vida em fadiga nitidamente superior na condição TD. Isso, aliado ao fato de que a microdureza da ferrita é também maior nesse caso, reforça a idéia de que a interação ferrita-martensita é mais efetiva quando a ferrita envolve ilhas de martensita.

Os limites de fadiga estimado para o aço nas condições TN e TD800 representam, respectivamente, a resistência à fadiga mais baixa e a mais alta, conforme a figura 5.1. Deve representar também o limite de fadiga mais baixo e o mais alto. O limite de fadiga estimado de 338 MPa, para a condição TD 800, indica um aumento de cerca de 65% no limite de fadiga do mesmo aço normalizado.

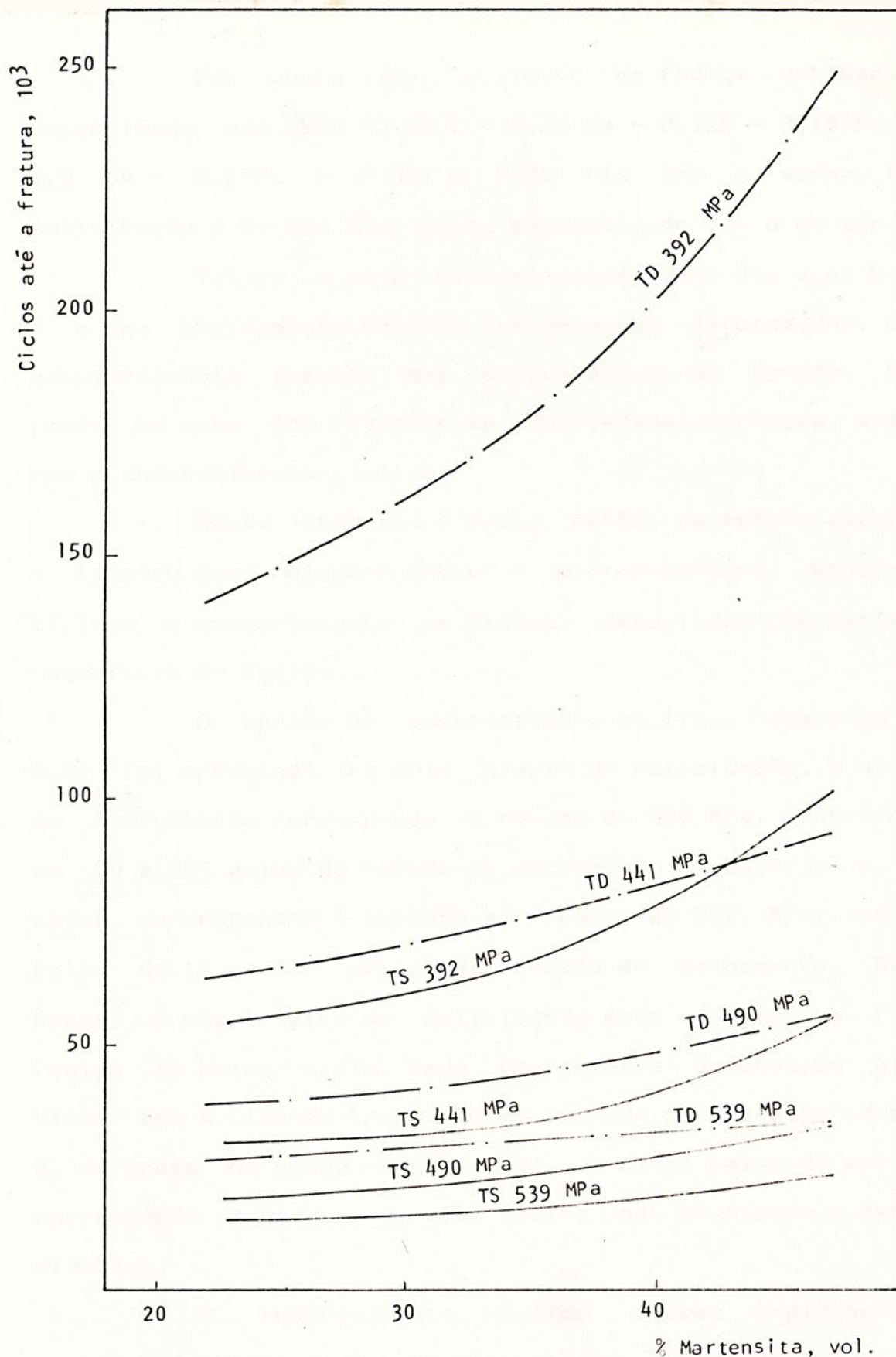


Figura 5.2 - Vida em fadiga em função da % volumétrica da martensita e do nível de solicitação

Por outro lado, o limite de fadiga estimado de um determinado aço ARBL (0,12 C - 0,75 Mn - 0,12P - 0,15 Si - 0,55a 1,3 Cu - 0,18Mo e 0,30 a 0,75 Ni) sob o mesmo tipo de solicitação é de 284 MPa, menor portanto, do que o do aço TD800.

Talvez a mais notável propriedade dos aços bifásicos é o seu encruamento rápido com pequenas deformações, dando um extraordinário aumento nas propriedades de tração. Contudo, pouco se sabe com respeito às propriedades cíclicas, associadas com o endurecimento cíclico.

Neste trabalho é feito, então, um estudo experimental e teórico das relações entre a microestrutura, endurecimento cíclico e comportamento em fadiga, associados com variações na superfície de fadiga.

O ensaio de endurecimento cíclico, descrito no item 3.6, foi executado em dois níveis de solicitação. O nível alto de solicitação corresponde à tensão de 539 MPa, dentro da faixa de 10 a 25% acima da tensão de escoamento do material e, o nível baixo correspondem à tensão alternada de 392 MPa, dentro da faixa de 10 a 20% abaixo da tensão de escoamento. Da mesma forma, o nível alto de solicitação está dentro da faixa da fadiga de baixo ciclo, onde predomina a deformação plástica, visto que a vida de transição aproximada para a maioria dos aços é da ordem de 45000 ciclos [92]. O nível baixo de solicitação corresponde à fadiga de alto ciclo, onde predomina a deformação elástica.

O endurecimento cíclico ocorreu rapidamente nos primeiros poucos ciclos de solicitação. A microdureza da ferrita atingiu um máximo, em alguns casos, atingindo o dobro do seu valor inicial e, em seguida, ocorreu o amolecimento cíclico, retornando ao nível de dureza anterior. Partindo de um valor

inicial igual nas três condições, TS ou TD, a dureza da ferrita variou de forma diferente para cada tipo de microestrutura. O que diferenciou cada tipo de microestrutura foi a quantidade de martensita, razão pela qual pode-se atribuir este fato às variações do comportamento da ferrita.

Por outro lado, a dureza inicial da ferrita, menor na condição TS do que na condição TD, está associado com a morfologia da microestrutura, isto é, martensita envolvendo ferrita ou vice-versa.

Os resultados encontrados não conflitam com as conclusões de Sorosiek e colaboradores [97] no que tange ao encruamento excepcionalmente alto com pequenas deformações e também quanto ao endurecimento dos aços bifásicos com matriz ferrítica, em tração e compressão. No entanto, nos aços com matriz martensita (TS) o endurecimento é maior, o que contrasta com os referidos autores. Portanto, o endurecimento cíclico da ferrita do aço nas condições TS é devido a deformação heterogênea da ferrita em função da grande variação da densidade de discordâncias dentro da ferrita. No caso TD, além da deformação heterogênea, há a presença de tensões elásticas locais, o que justifica a maior dureza da ferrita.

Em alto nível de solicitação, o endurecimento cíclico da ferrita é maior quanto menor a fração volumétrica da martensita nos casos TS. Nos casos TD ocorre o mesmo, porém, para quantidades iguais de martensita, a microdureza máxima obtida na condição TS foi sempre maior que na condição TD. Em outros termos, o endurecimento cíclico da ferrita no estado TS 720 é maior do que no estado TD 720, no estado TS 760 é maior do que no estado TD 760 e, finalmente, o endurecimento cíclico da ferrita no estado TS 800 é maior do que no estado TD800.



Esses resultados mostram que o endurecimento cíclico da ferrita está associado com a morfologia microestrutural. Há portanto, interação sinérgica no sentido de que a dureza máxima atingida no endurecimento cíclico da ferrita é tanto maior quanto maior a microdureza da martensita e no entanto, o menor endurecimento cíclico da ferrita leva a melhores resultados em termos de vida em fadiga.

Por outro lado, em baixo nível de solicitação os resultados são, em alguns aspectos, diferentes do caso anterior. Em primeiro lugar, o microdureza máxima da ferrita atingida é menor do que no caso anterior. Em segundo lugar, a microdureza máxima é atingida com número de ciclos maior, em cada caso.

A experiência envolvendo ensaios de endurecimento cíclico detectou também, através de microscopia ótica, o aparecimento de bandas de deslizamento nos grãos ferríticos em todos os corpos de prova ensaiados. O surgimento dessas bandas ocorreu sempre com o início do amolecimento cíclico da ferrita, inicialmente em alguns grãos preferenciais, conforme ilustram as figuras 4.21 a 4.32, item (a), e no sentido normal à tensão principal.

Em todos os tipos de corpos de prova, há evidências, de que a concentração inicial de bandas de deslizamento ocorreu na ferrita, próximos aos limites com a martensita e também nos contornos ferrita-ferrita. A figura 5.3 representa um exemplo típico e sugere que a distribuição de discordâncias na ferrita seja heterogênea.



Figura 5.3 - Evidências de que as bandas de deslizamento são nucleadas na interface ferrita-martensita e também nos contornos ferrita-ferrita. Microestrutura tipo TD 800 e tensão aplicada de 539 MPa. Aumento: 2000X

Em alto nível de solicitação, as primeiras bandas de deslizamento foram detectadas em corpos de prova da série TS, antes que nos corpos de prova da série TD. Isso coincide com o maior grau de endurecimento cíclico da ferrita obtido nos corpos de prova do primeiro tipo, isto é, as bandas surgem inicialmente onde a densidade de discordâncias é mais alta.

Em baixo nível de solicitação, as bandas de deslizamento também surgiram nos corpos de prova da série TS.

Da mesma forma, o número de ciclos entre a formação de bandas e o surgimento das microtrincas é maior em estruturas TD, constituída de matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita, do que em estruturas TS, constituída de matriz martensítica envolvendo ilhas de ferrita. A situação se repete entre a formação das microtrincas e o crescimento das mesmas, mostrando que esses efeitos são uma consequência de diferenças na densidade e distribuição de discordâncias na ferrita.

O primeiro estágio do mecanismo de fadiga ocorreu, portanto, no início da solicitação cíclica com os corpos de prova do tipo TD apresentando maior duração, tanto em alto como em baixo nível de solicitação. No entanto, em termos de porcentagem da vida total, os corpos de prova apresentaram valores menores. Isso mostra que o primeiro estágio é sensível às variações microestruturais, com maior evidência em nível baixo de solicitação. O primeiro estágio se desenvolveu no sentido de menor fração da vida consumida quanto maior a quantidade de martensita em cada tipo de microestrutura, TS ou TD. A tabela 5.2 ilustra a porcentagem da vida consumida em cada estágio do mecanismo de fadiga para cada condição de microestrutura bifásica.



Tabela 5.2 - Porcentagem da vida consumida nos vários estágios do mecanismo de fadiga

Tensão Estágios da		% vida consumida					
MPa	fadiga	TS720	TS760	TS800	TD720	TD760	TD800
539	1ª	2,2	1,8	1,7	1,9	1,9	1,8
	2ª	10,8	9,5	6,5	9,5	8,1	7,6
	3ª	51,8	51,0	43,7	45,6	41,8	39,1
	4ª	35,2	37,7	48,1	43,0	48,2	51,5
392	1ª	1,8	1,7	1,5	1,4	1,2	1,0
	2ª	17,5	16,6	12,2	12,8	10,6	9,0
	3ª	39,6	37,9	35,3	39,2	36,4	32,8
	4ª	41,1	43,8	51,0	46,6	51,8	57,2

O segundo estágio da fadiga começou após mais ciclos de solicitação, com o surgimento das primeiras microtrincas. Essas microtrincas possuíam dimensões de alguns grãos (dois ou tres). Em vista do emaranhado de bandas de deslizamento nos grãos de ferrita por ocasião de surgimento de microtrincas, não foi possível detectar com precisão, através microscopia ótica, se as mesmas ocorreram próximas aos contornos ou nas interfaces ferrita-martensita. Contudo, através microscopia eletrônica de varredura, foi possível constatar que, quando as bandas de deslizamento estavam orientadas favoravelmente, isto é, normais às tensões principais, as microtrincas se formaram nas bandas e paralelas às mesmas, conforme figura 5.4. Quando as bandas estavam orientadas desfavoravelmente, as microtrincas se formavam através dos contornos de grãos, figura 5.5. O segundo estágio consumiu uma parcela maior da vida total em relação ao primeiro estágio, sendo mais longo no nível mais baixo de solicitação. A sua variação ocorreu no sentido de que quanto maior a fração volumétrica da martensita, menor foi a fração da

vida total consumida para nuclear as primeiras microtrincas. Obedece, portanto, a mesma tendência do primeiro estágio e mostra também que é influenciado pela microestrutura.

Da mesma forma que nos estágios anteriores, o terceiro estágio é influenciado pela microestrutura e consumiu uma parcela da vida total maior. Mantém, também, a mesma tendência anterior, isto é, fração da vida menor quanto maior a fração volumétrica da martensita em cada condição TS ou TD.

Ao contrário do segundo estágio, esta etapa foi mais longa no nível alto de sollicitação. Na condição TS e em alto nível de sollicitação, representa a etapa mais importante, consumindo de 39,1 a 51,8% da vida total em função da quantidade de martensita. Em baixo nível de sollicitação consumiu de 32,8 a 39,6% de vida total.

O quarto estágio, o da propagação de trinca mostrou ser também importante pois consumiu de 35,2 a 51,5% de vida total em alto nível de sollicitação e de 41,1 a 57,3% em baixo nível. A parcela da vida consumida neste estágio é tanto maior quanto maior a quantidade de martensita para cada tipo de microestrutura, TS ou TD, sendo que, em nível baixo, o efeito é ainda maior. Isto significa que a quantidade de martensita, ao contrário dos estágios anteriores, atua no sentido de retardar o processo de propagação de trinca por fadiga. A propagação de trinca se deu ao longo das bandas de deslizamento, de forma transgranular, quando as mesmas estavam orientadas normais, à tensão principal ou se propagam através de contornos de grãos, quando as microtrincas se originaram nos mesmos. Um caminho preferencial das trincas foi sempre a interface ferrita-martensita. A propagação de trinca é influenciada pela





Figura 5.4 - Evidências de que as microtrincas se formaram nas bandas e paralelas às mesmas. Amostra TD800. MEV- 2200 X.

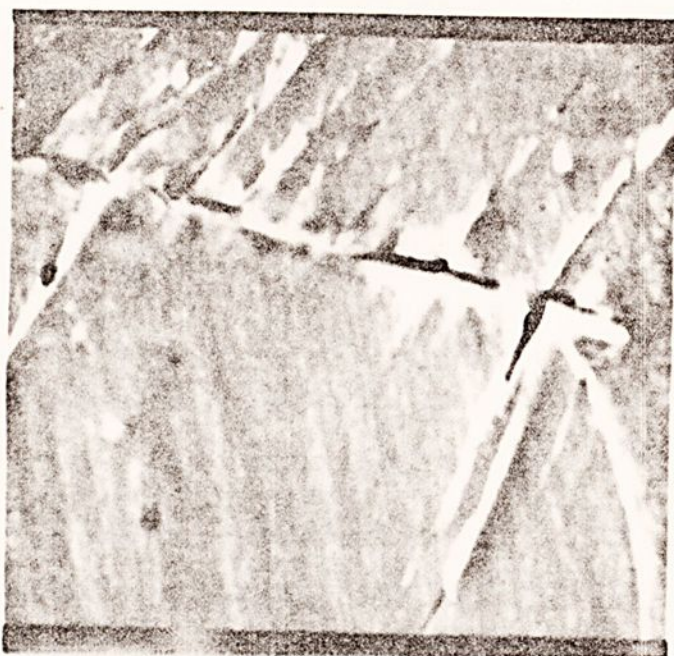


Figura 5.5 - Microtrincas nos contornos de grãos. Amostra TD800. MEV- 4800 X.

morfologia da microestrutura bifásica, sendo que a maior quantidade de martensita retardou o processo de propagação. Nesse aspecto, a condição TD mostrou ser mais eficaz, tanto em alto como em baixo nível de sollicitação.

Portanto, nos três primeiros estágios, a condição TS e a maior dureza de martensita mostraram ser os parâmetros importantes, enquanto que no quarto estágio a condição TD e a maior quantidade de martensita influenciaram mais no mecanismo.



6.1 - Conclusões

Os resultados obtidos neste trabalho permitem conclusões de interesse tecnológico no que diz respeito às microestruturas obtidas por têmpera intercrítica e às propriedades de fadiga, bem como conclusões referentes aos mecanismos físicos que descrevem a nucleação e propagação de trincas por fadiga em aços bifásicos.

1. A microestrutura obtida por têmpera intercrítica de um aço de baixo carbono, consistiu basicamente de matriz martensítica envolvendo ilhas de ferrita (TS) ou de matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita (TD).
2. A microdureza da ferrita manteve-se constante para cada condição, TS ou TD, sendo que na condição TD foi maior do que na condição TS. Ambas as condições apresentaram microdureza da ferrita superior do que no caso normalizado.
3. A microdureza da martensita não se alterou com o tipo de tratamento térmico intercrítico, TS ou TD, mostrando ser função tão somente do seu teor de carbono.
4. Para as condições e métodos utilizados no trabalho, o aço nas condições bifásicas com ferrita e martensita apresenta, em analogia com outras ligas contendo dispersões de partículas duras, comportamento em fadiga significativamente melhor do que aquele sem tratamento térmico intercrítico.



5. O aumento da resistência à fadiga é tanto maior quanto maior a quantidade de martensita presente, embora, com isso, diminua o seu teor de carbono. Esse aumento é mais significativo em níveis mais baixos de solicitação. Por outro lado, mostrou que a ausência de grão ferrítico, como no caso T950 (microestrutura quase inteiramente de martensita), não melhora a resistência à fadiga, evidenciando que a interação ferrita-martensita é fundamental.
6. O limite de fadiga do aço, na condição bifásica, é maior do que na condição normalizada.
7. As alterações nas propriedades de fadiga proporcionadas pelas microestruturas bifásicas, evidenciam mecanismo iterativos que ocorrem simultaneamente. Por um lado, o aumento da fração volumétrica da martensita melhora a resistência à fadiga, por outro lado, o aumento da quantidade de martensita implica na diminuição do seu teor de carbono, tornando-a mais plástica. Esse comportamento dos aços bifásicos diferencia dos aços convencionais, no aspecto de que, nestes o aumento da resistência à fadiga é conseguido com o aumento da resistência mecânica em baixo nível de solicitação, enquanto que em alto nível de solicitação a resistência à fadiga é melhorada com o aumento da ductilidade.
8. Microestrutura bifásica com matriz ferrítica contínua responde melhor às solicitações cíclicas, aumentando a performance em fadiga, retardando o processo de propagação de trincas por fadiga.
9. Em aços bifásicos com tipos de microestruturas estudados no trabalho, fica claro que a deformação plástica ocorre

basicamente na ferrita, comprovada pelo aparecimento de bandas de deslizamento e microtrincas, além do endurecimento cíclico.

10. Sob solicitação cíclica, a fase ferrítica sofre endurecimento, enquanto que a fase martensítica permanece inalterada. O endurecimento cíclico aumenta a densidade de discordâncias na ferrita e são desenvolvidas deformações plásticas não homogêneas em forma de bandas de deslizamento. Essas deformações plásticas, restringidas pela martensita, ficam acumuladas na interface ferrita-martensita, tornando-a um local favorável para a iniciação de trinca.
11. A microestrutura com matriz martensítica mostrou maior capacidade de encruamento na ferrita, levando a maior porcentagem da vida consumida nos três estágios iniciais da fadiga.
12. Os três primeiros estágios do mecanismo da fadiga são influenciados pela fração volumétrica da martensita, no sentido de que quanto maior a quantidade de martensita, menor a porcentagem da vida consumida nesses estágios. Isto significa que a maior dureza da martensita retarda as etapas do mecanismo.
13. O quarto estágio do mecanismo da fadiga depende da quantidade de martensita, no sentido de que quanto maior a fração volumétrica da martensita maior a porcentagem da vida consumida nesse estágio.

6.2 - Considerações finais e sugestões

O presente trabalho teve como objetivo estudar o comportamento em fadiga de um aço bifásico, dando-se ênfase ao aspecto da morfologia microestrutural, endurecimento cíclico e nucleação de trinca associada à variação da microestrutura na superfície de fadiga.

Por outro lado, apesar dos desenvolvimentos recentes, muito trabalho ainda terá que ser feito para se chegar a um material com a máxima resistência à fadiga.

Em vista do exposto, e, dado o grande potencial que se vislumbra para os aços bifásicos, o autor recomenda que sejam desenvolvidos programas integrados com perfeito entrosamento entre as áreas de pesquisa para minimizar a dispersão de informações, nas seguintes linhas:

1. Estudar a fadiga de aços bifásicos sob o ponto de vista da mecânica da fratura, verificando se as teorias existentes sobre propagação de trincas são aplicáveis quando as mesmas são microscópicas. Foi constatado, no presente trabalho, que o quarto estágio do mecanismo da fadiga é importante para esses aços, uma vez que ele corresponde de 35,2 a 57,3% da vida total.
2. Estudar o aspecto da amplitude máxima de tensões para uma vida infinita, isto é, o estudo dos vários limites inferiores (thresholds) para a ocorrência de fadiga. Esse estudo é o mais complexo e o de maior interesse para o desenvolvimento de materiais resistentes à fadiga.
3. Estudar o efeito da dureza da martensita no mecanismo da fadiga, particularmente o comportamento da interface ferrita-martensita. Para esse estudo, o revenimento poderá

ser usado como um meio de proporcionar modificações no mecanismo da fadiga.

4. Estudar a acumulação de dano por fadiga. O fato das trincas serem predominantemente transgranulares ou intergranulares, dependendo das tensões serem baixas ou altas, em aços convencionais, poderá não ser aplicável para esse tipo de aço e nesse aspecto a morfologia bifásica deve influir fortemente.
5. Estudar as propriedades de tração e de fadiga associadas com graus de conectividade da martensita maiores do que os utilizados neste trabalho.



APENDICE A

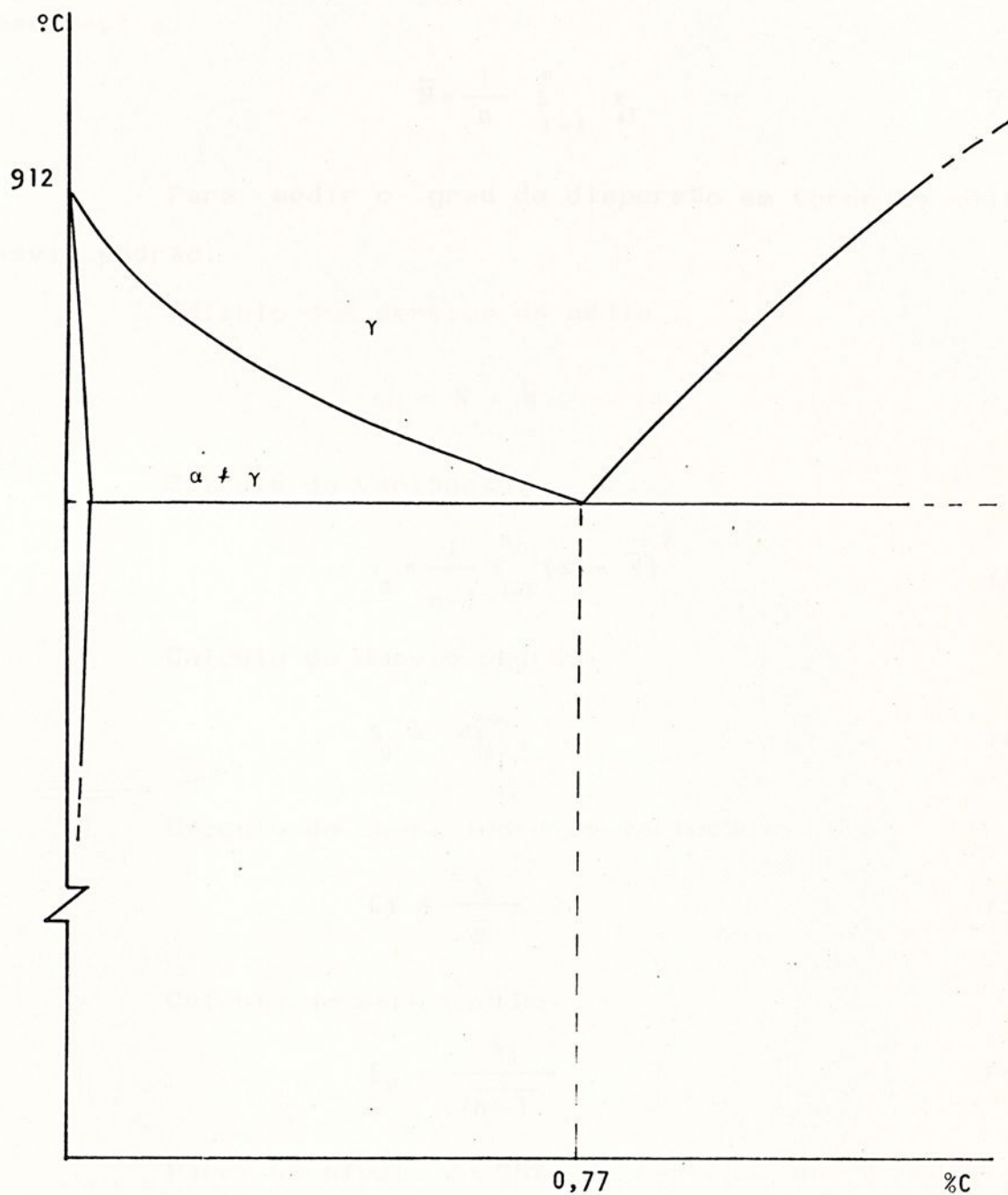


Diagrama Ferro-Carbono (Adaptado de Metals Handbook, ASM, 8ª edição, vol.8)

APENDICE B

Cálculo de valor médio ou média aritmética de n observações:

$$\bar{N} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (1)$$

Para medir o grau de dispersão em torno da média é o desvio padrão.

Cálculo dos desvios da média

$$\Delta N_i = N_i - \bar{N} \quad (2)$$

Cálculo da variância:

$$v_0 = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \quad (3)$$

Cálculo do desvio padrão:

$$S_0 = \sqrt{v_0} \quad (4)$$

Cálculo do coeficiente de variação:

$$CV = \frac{S_0}{\bar{N}} \quad (5)$$

Cálculo do erro padrão:

$$E_p = \frac{S_0}{\sqrt{n-1}} \quad (6)$$

Para um nível de 95% de certeza que é considerado satisfatório para os trabalhos de metalografia quantitativa, o intervalo de confiança é dado por:

$$IC \text{ de } \bar{N} = 2 E_p \quad (7)$$

Os valores limites de $\bar{N}$ serão dados por:

$$\bar{N} \pm IC \quad (8)$$



APENDICE C - Regressão linear

A curva de Wöhler pode ser linearizada com base na referência [109] obtendo-se uma função da forma:

$$\log N = \alpha + \beta \log S \quad (1)$$

onde N é o número de ciclos até a ruptura e S é o nível de sollicitação.

Substituindo $\log N = Y$ como variável dependente e $\log S = X$ como variável independente, a equação (1) torna-se:

$$Y = \alpha + \beta X \quad (2)$$

Estimando os parâmetros α e β da reta teórica através dos pontos experimentais, obtém-se uma reta estimativa na forma:

$$\hat{Y} = A + BX \quad (3)$$

onde A é a estimativa do parâmetro α e B é a estimativa do parâmetro β . O símbolo $\hat{Y}$ é usado para distinção entre os valores dados pela reta estimada dos pontos experimentais obtidos.

O procedimento dos mínimos quadrados é o de minimizar a variação residual em torno da reta estimada, isto é,

$$\sum_1^n (Y_i - \hat{Y}_i)^2 = \text{mínimo} \quad (4)$$

Com isso, pode-se obter um sistema de duas equações a duas incógnitas, cuja solução analítica fornece as expressões que dão os coeficientes A e B :

$$B = \frac{\sum_1^n (X_i Y_i) - \frac{(\sum_1^n X_i)(\sum_1^n Y_i)}{n}}{\sum_1^n X_i^2 - \frac{(\sum_1^n X_i)^2}{n}} \quad (5)$$

$$A = \bar{Y}_i - B \bar{X}_i \quad (6)$$

onde $\bar{Y}_i$ e $\bar{X}_i$ representa as médias dos valores experimentais.

A verificação do quanto os pontos se aproximam de uma reta é feita com o cálculo do coeficiente de correlação linear definido por:

$$r = \frac{\sum_1^n (X_i Y_i) - \frac{(\sum_1^n X_i)(\sum_1^n Y_i)}{n}}{\left[\sum_1^n X_i^2 - \frac{(\sum_1^n X_i)^2}{n} \right] \left[\sum_1^n Y_i^2 - \frac{(\sum_1^n Y_i)^2}{n} \right]}^{1/2} \quad (7)$$

O coeficiente de correlação linear é adimensional e varia entre -1 e +1. No caso $r=-1$ corresponde a correlação linear negativa perfeita e no caso de $r=+1$, ao de correlação linear positiva perfeita.

O parâmetro r^2 é chamado coeficiente de determinação e seus valores são indicativos de quanto a reta de regressão fica bem determinada em função da correlação entre os pontos experimentais. Assim, por exemplo, no caso ideal de $r^2=1$, não haveria variação residual e todos os pontos estariam alinhados.

Por outro lado, quando $r = \pm 0,7$, tem-se um coeficiente de determinação igual a 0,49, significando que a reta de regressão não consegue explicar 51% da variação de Y. Por essa razão, não se recomenda estabelecer a reta de mínimos quadrados quando $-0,7 < r < 0,7$. Para $|r| \geq 0,9$, o traçado da reta de regressão é bastante útil, pois explicará mais 80% da variação total de Y.

APENDICE D - Intervalo de confiança

A reta obtida por mínimos quadrados é uma estimativa da reta teórica que é admitido ser a função de regressão. Assim, para um dado X' fixado, Y' , é a estimativa do correspondente valor que seia dado pela reta teórica $A + B X'$.

O intervalo de confiança foi construído, seguindo a formulação [110]:

$$\hat{Y} \pm t_{n-2; \alpha/2} S_R \left[\frac{1}{n} + \frac{(X' - \bar{X})^2}{\sum_1^n X_i^2 - \frac{(\sum_1^n X_i)^2}{n}} \right]^{1/2} \quad (1)$$

para distribuição t de Student com $n-2$ graus de liberdade, com $1-\alpha$ de certeza. Na equação (1), fazendo variar X' , os limites superior e inferior dos intervalos de confiança determinados, definirão uma região em torno da reta de mínimos quadrados. Isso significa que a confiança de que os valores de $A + BX'$ estejam contidos nessa região é $1-\alpha$.

A variância residual é dado por:

$$S_R^2 = \frac{\sum_1^n Y_i^2 - \frac{(\sum_1^n Y_i)^2}{n} - b \left[\sum_1^n (X_i Y_i) - \frac{(\sum_1^n X_i)(\sum_1^n Y_i)}{n} \right]}{n - 2} \quad (2)$$

Para caso do presente trabalho n foi igual a 5 e o intervalo foi calculado para 95% de confiança.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. ECKSTEIN, C.B.; GUIMARÃES, J.R.C., Correlação entre Microestrutura e Resposta Mecânica em Misturas de Austenita e Martensita, Metalurgia ABM, 39, n.307 - 310, (1983), p. 307
2. BORDIGNON, P.J.P.; HULKA, K.; JONES, B.L., High Strength Low - Alloy Steels for Automotive Applications, Niobium Technical Report, NbTR-06/84, (1984), p.1-45
3. RASHID, M.S., RAO, B.V.N., Tempering Characteristics of a Vanadium Containing Dual Phase Steel, Metall. Trans., vol. 13A, (1982), p. 1679 - 1686
4. HAYAMI, S.; FURUKAWA, T.; A Family of High - Strength Cold-Rolled Steels, Microalloying 75 proceedings, Union Carbide Corp, N.Y. (1977), p.311-321
5. KOO, J.Y., THOMAS, G., Thermal Cyding and Microstructures for Improved Properties of Fe-0,12%C - 0,5% Mn Steels, Materials Science and Engineering, vol.24, (1976), p.187-198
6. CAIRNS, R.L.; CHARLES, J.A., Journal of Iron and Steel Institute, 205 (1967), p.1044-1051
7. FISCHMEISTER, J.O.; HJOLMERED, J.; KARLSON, B.; LINDEN, G.; SUNDSTROM, B., Plastic Deformation of Two Phase Materials with Coarse Microstructure, In Proceedings 3rd Int. Conf. of the Strength of Metals and Alloys, Cambridge, vol. 1, (1973), p.621-623



8. HAYAMI, S.; FURUKAWA, T., Microalloying 75 Proceedings, Union Carbide Co, N.Y. (1977) p.78-87
9. RASHID, M.S., GM 800 a Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability, SAE Technical Paper 760-206, (1976)
10. Seminar on Vanadium Cold Pressing and Dual-Phase Steels, West Berlin, October, (1978)
11. Symposium on Formable HSLA and Dual - Phase Steels, october (1977)
12. Symposium on Structure and Properties of Highly Formable Dual-Phase HSLA Steels, AIME, News Orleans, (1979)
13. Fundamentals of Dual-Phase Steels, R.A. Kot e B.L. Bramfitt eds, AIME, N.Y. (1981)
14. Metallurgy of Continuous - Annealed Sheet Steel, B.L. Bramfitt e Manganon, Jr, eds, TMS - AIME, Warrendale, P.A. (1982)
15. EMBURY, J.D.; DUNCAN, J.L., Formability of Dual-Phase Steels, in Fundamentals of Dual-Phase Steels, R.A. Kot and B.L. Bramfitt eds, Warrendale, (1981), p.333-345
16. KIM, N.J.; THOMAS, G., Effects of Morphology on the Mechanical Behavoir of a Dual-Phase Fe/2Si/0.1C Steel, Metall.Trans., vol.12A, (1981), p.483-489
17. NAKAGAWA, A.H., THOMAS, G., Microstructure - Mechanical Property Relationships of Dual-Phase Steel Wire, Metall. Trans., vol.16A, (1985), p.831-840



18. GUIMARÃES, J.R.C., PAPALEO, R., Aços Bifásicos: Características Mecânico-Metalúrgicas e Aplicações Potenciais, Metalurgia ABM, vol.37, (1981), p.617-622
19. CHAWLA, K.K.; METZGER, M., Metall. Trans., vol.8A, (1977), p.1681
20. MORAIS, G.A., Sinergismo da Microestrutura e Resistência a Fadiga, Anais do V Seminário sobre Metalurgia Física e Tratamentos Térmicos, ABM, Rio de Janeiro, (1985), p.3-14
21. GOEL, A.; RAY, R.K.; MURTY, G.S., Bauschinger Effect in a Dual-Phase Steel, Scripta Metallurgica, vol.17, (1983), p.375-380
22. SZEWCZIK, A.F.; GURLAND, J., A Study of the Deformation and Fracture of a Dual-Phase Steel, Metallurgical Transactions, A, vol.13A, (1982), p.1821-1826
23. GEIB, M.D.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G., the Effect of Intercritical Annealing Temperature on the Structure of Niobium Microalloyed Dual-Phase Steel, Metallurgical Transactions A, vol. 11A, (1980), p.1683-1689
24. MARDER, A.R., Deformation Characteristics of Dual-Phase Steels, Metallurgical Transactions A, vol.13A, (1982) p.85-92
25. SPEICH, G.R.; MILLER, R.L., Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels, in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot and J.W.Morris eds, Warrendale, (1979), p.145-182

26. RIZK,A.; BOURELL,D.L., Dislocation Density Contribution to Strength of Dual-Phase Steels, Scripta Metallurgica, vol.16, (1982), p.1321-1324
27. DAVIES,R.G.; MAGEE,C.L., Physical Metallurgy of Automotive High Strength Steel, in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot and J.W. Morris, ed.; AIME, Warrendale, (1979), p.1-19
28. OWEN,W.S., Can a Simple Heat Treatment Help to Save Detroit? Metals Technology, jan. (1980) p.1-13
29. TAKAHASHI,M.; KUNISHIGE,K.; OKAMOTO,A.,Bull. of Japan Inst. Metall., vol. 19, (1980), p.10-15
30. FURUKAWA,T., Bull.of Japan Inst.Metall., vol. 19, (1980), p.439-446
31. SPEICH,G.R., Physical Metallurgy of Dual-Phase Steel, in Fundamentals of Dual-Phase Steels, R.A. Kot and B.L. Bramfitt ed, TMS-AIME, Warrendale, (1981) p.3-11
32. GUY,A.G.; HREN,J.J., Elements of Physical Metallurgy, Addison - Wesley Co, Mass (1974)
33. SUZUKI,H.; McEVILY,A.J., Microstructural Effects on Fatigue Crack Growth in a LOW Carbon Steel, Metall. Trans., vol. 10A (1979), P.475-481
34. SPEICH,G.R.; DEMAREST,V.A.; MILLER,R.L., Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels, Metall. Trans., vol.12A, (1981), p.1419-1428



35. BRONFIM, B.M.; EMEL'YANOV, A.A., Aspects of Austenite Formation Kinetics in Low Carbon, Low Alloy Steels During Heating in Intercritical Temperature Range, Steel in the USSR, vol.15, (1985), p.97-99
36. SPEICH, G.R., in Fundamentals of Dual-Phase Steels, R.A. Kot and B.L. Bramfitt ed, TMS-AIME, (1981), p.347
37. MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G.; RAMOS, L.F.; HUPPI, G.S., in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Kot and Morris eds, TMS-AIME, (1979), p.62
38. MOYER, J.M.; ANSELL, G.S., Metall. Trans, vol. 6A (1975), p.178
39. COLDREN, A.P.; ELDIS, G.T., Journal of Metals, vol.32, (1980), p.41
40. BALLINGER, N.K.; GLADMAN, T., Work Hardening of Dual-Phase Steels, Metal Science, mar (1981), p.95-108
41. KORZEKWA, D.A.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G., Dislocation Substructure as a Function of Strain in a Dual-Phase Steel, Metall. Trans, vol.15A (1984), p.1221-1228
42. KORZEKWA, D.A.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G., Aging Susceptibility of Retained and Epitaxial Ferrite in Dual-Phase Steels, Metallurgical Transactions A, vol. 13A, (1982), p. 2061-2064
43. HUPPI, G.S.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G., A Evaluation of the Importance of Epitaxial Ferrite in Dual-Phase Steel Microstructures, Scripta Metall., vol.14, (1980), p.1239-1243

44. YI, J.J.; KIM, S., Ferrite Growth During Slow Cooling From the Intercritical Annealing of a Dual-Phase Steel, *Scripta Metallurgica*, vol.17, (1983), p.299-302
45. DAVIES, R.G., The Deformation Behavior of a Vanadium - Strengthened Dual-Phase Steel, *Metall. Trans.*, vol. 9A, (1978), p.41-52
46. THOMAS, G.; KOO, H.Y., Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Kot and Morris eds, TMS-AIME, (1979), p.183
47. KELLY, P.M.; NUTTING, J., *Journal of Iron and Steel Institute*, vol.197, (1981), p.109
48. SPEICH, G.R.; LESLIE, W.C., *Metall. Trans.*, vol.3A, (1972)p.1043
49. COLDREN, A.P.; TITHER, G., Development of a Mn-Si-Cr-Mo as Rolled Dual-Phase Steel, *J. Metals*, ap.(1978), p.6-9
50. SUDO, M.; IWAI, T., Deformation Behavior and Mechanical Properties of Ferrite-Bainite-Martensite Steel, *Trans. ISIJ*, vol.23, (1983), p.294-302
51. FURUKAWA, T.; MORIKAWA, H.; TAKECHI, H.; KOYAMA, K., Process Factors for Highly Ductile Dual-Phase Steel Sheet, in *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, R.A. Kot and J.W.Morris, eds, AIME, Warrendale (1979), p. 281
52. BERNARD, S.J.; SMITH, G.D.W., Carbon Atom Distribution in a Dual-Phase Steel: an Atom Probl Study, *Scripta Metallurgica*, vol.15, (1981), p.387-392



53. NISHIMOTO,A.; HOSOYA,Y.; NAKAOKA,K., A New Type of Dual-Phase Steel Sheet for Automotive Outer Body Panels, Trans. ISIJ, vol.21, (1981), p.778-782.
54. HU,H. Studies on the Development of High-Strength Dual-Phase Steel Sheets with High r_m Values, Metallurgical Transactions A, vol.13A, (1982), p.1257-1262
55. RASHID,M.S., Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A.T. Davenport ed, TMS-AIME, Warrendale, (1979), p.1
56. SAKAKI,T.; SUGIMOTO,K.; FUKUZATO,T., Role of Internal Stress for Continuous Yielding of Dual-Phase Steels, Acta Metallurgica, vol. 31, (1983), p.1737-1746
57. RASHID,M.S.; CPREK,E.R., ASTM STP-647, (1978), p.174
58. KIM,N.J.; THOMAS,G., Int. Conf. 1981, London, Metals. Society, (1983), p. 121
59. GERBASE,J.; EMBURY,J.D.; HOBBS,R.M., The Mechanical Behavior of Some Dual Phase Steels - with Emphases on the Initial work Hardening Rate, in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A.Kot and J.N.Morris, ed; AIME, Warrendale, (1979), p.118 - 127
60. DAVIES,R.G., Early Stages of Yielding and strain - Aging of a Vanadium Containing Dual-Phase Steel, Metall. Trans., vol. 10A (1979), pg. 1549-1555.
61. KUNISHIGE,K.; TAKAHASHI,M.; SUZIZAWA,S.; MASUI,Y., Journal of ISIJ, 65, (1979), p. 1916-1920.



62. DAVIES,R.G., Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual-Phase Steels, Metall. Trans., vol. 9A (1978), p.671-679.
63. MILEIKO,S.T., The Tensile Strength and Ductility of Continuous Fibre Composites, J. Mat. Science, vol. 4, (1969), p. 974-977.
64. RAMOS,L.F.; MATLOCK,D.K.; KRAUSS,G., Communication on the Deformation Behavior of Dual-Phase Steels, Metall. Trans., vol. 10A (1979), p.259-263.
65. KARLSSON,B.; SUNDSTROM,B.O., Inhomogeneity in Plastic Deformation of Two-Phase Steels, Materials Science and Engineering, vol.16, (1974), p.161-168.
66. ASHBY,M.F., The Deformation of Plastically Non-Homogeneous Alloys, in Strengthening Methods in Crystals, Elsevier, London, (1971), p.137-192.
67. SAROSIEK,A.M.; OWEN,W.S., On the Importance of Extrinsic Transformation Accomodation Hardening in Dual-Phase Steels, Scripta Metall., vol. 17,(1983), p.227-231.
68. STEINBRUNNER,D.L.; MATLOCK,D.K.; KRAUSS,G., Void Formation During Tensile Testing of Dual Phase Steels, Metall. Trans., vol. 19A, (1988), p. 579-589.
69. OSTROM,P., Deformation Models for Two-Phase Materials, Metallurgical Transactions A, vol. 12A (1981), p.355-357.
70. SU,V.L., Strain Partition Uniform Elongation and Fracture Strain in Dual-Phase Steels, Materials Science Engineering., vol. 95 (1987), p.151-165.



71. CRIBB, W.R.; RIGSBEE, J.M., Work Hardening Behavior and its Relationship to the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels, in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R. A. Kot and J. W. Morris eds, TMS-AIME, Warrendale, (1979), p.91-117.
72. LAWSON, R.D.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G., Fundamentals of Dual-Phase Steels, Kot and Bramfitt eds, TMS-AIME, Warrendale, (1981), p.347.
73. MAGEE, C.L.; DAVIES, R.G., Acta Metallurgica, vol. 19 (1971), p.345.
74. JENA, A.K.; CHATURVEDI M.C., On the Effect of the volume Fraction of Martensite on the Tensile Strength of Dual-Phase Steel, Materials Science Engineering, vol. 100 (1988), p.1-6.
75. TAMURA, I.; TOMOTA, Y.; AKAO, A.; YAMEOKA, Y.; OZAWA, M.; KANATANI, S., Trans. ISIJ, vol. 13, (1973), p.283.
76. SUDO, M.; HIGASHI, M.; HORI, H.; IWAI, T.; KAMBE, S.; SHIBATA, Z., Trans. ISIJ, vol. 21, (1981), p.820.
77. SUDO, M.; HASHIMOTO, S.; KAMBE, S., Trans. ISIJ, vol. 23, (1983), p.303.
78. FURUKAWA, T.; MORIKAWA, H.; ENDO, M.; TAKECHI, H.; KOYAMA, K., AKISVE, O.; YAMADA, T., Process Factors for Cold Rolled Dual-Phase Sheet Steels, Trans. ISIJ, vol. 21 (1981), p.778-782.
79. RIGSBEE, J.M.; VANDER AREND, P.J., Laboratory studies of Microstructures and Structure-Property Relationships in



Dual-Phase HSLA Steels, in Formable HSLA and Dual Phase Steels, A. T. Davenport, ed.

80. SACHDEV, A.K., Effect of Retained Austenite on the Yielding and Deformation Behavior of a Dual Phase Steel, *Acta Metall.*, vol. 31, (1983), p. 2037-2042.
81. OLSON, G.B.; AZRIN, M., *Materials Science Engineering*, vol. 23, (1976), p.33.
82. ELDIS, G.T., *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, Kot & Morris eds, TMS-AIME, Warrendale, (1979), p.202.
83. YOKOBORI, T., Damage as an Initial Stage of Fatigue Fracture, *J. Physical Soc. of Japan*, vol. 8, (1953), p.806.
84. POLAKOWSKI, N.H., Magnetic Properties, Internal Strains and the Bansinger Effect in Metals, *Nature*, vol. 168, (1951), p.836.
85. MOTT, N.F., Work-Hardening and the Initiation and Spread of Fatigue Cracks, *Proc. Royal Soc. of London*. vol. 242, (1975), p.145.
86. OROWAN, E., Theory of the Fatigue of Metals, *Proc. Royal Society of London*, vol. 171, (1939), p.79.
87. YOKOBORI, T., The Theory of Fatigue Fracture of Metals, *J. Physical Soc. of Japan*, vol. 10, (1955), p. 841.
88. MC EVILY, A.J.; BOETTNER, R.C., A note on Fatigue and Microstructure, *Fracture Solids*, John Wiley & Sons Wiley & Sons, N.Y. (1963), p. 383.



89. EBNER, M.L.; BACKOFEN, W.A., Fatigue in Single Crystals of Copper, Trans. AIME, 215, (1959), p. 510.
90. FINE, M.E., Fatigue Resistance of Metals, Metallurgical Transactions, vol. 13A, (1980), p. 365-379.
91. FINE, M.E., Fatigue Crack Initiation and Near Threshold Crack Growth, in Fatigue and Microstructure Metal Park, ASM, (1979), p. 245-278.
92. MITCHELL, M.R., Fundamentals of Modern Fatigue Analysis for Design, in Fatigue and Microstructure, Metal Park, ASM, (1979), p. 414-417.
93. LANDGRAF, R.W., Control of Fatigue Resistance through Microstructure: ferrous alloys, in fatigue and Microstructure, Metals Park, ASM, (1979), p. 439-466.
94. COOKE, R.J.; BEEVERS, G.J., Slow Fatigue Crack Propagation in Pearlitic Steels, Materials Science and Engineering, vol. 13, (1974), p. 201-210.
95. HAYDEN, H.W.; FLOREEN, S., The Fatigue Behavior of Fine Grained Two-Phase Alloys, Metall. Trans., vol. 4A, (1973) p. 561-568.
96. SHERMAN, A.M.; DAVIES, R.G., Fatigue of Dual-Phase Steel, Metall. Trans., vol. 10A, (1979), p. 929-933.
97. SAROSIEK, A.M.; OWEN, W.S., The Work Hardening of Dual-Phase Steels at Small Plastic Strains, Materials Science Engineering, vol. 66, (1984), p. 13-34.



98. WAN, C.M.; CHOU, K.C.; JAHN, M.T.; KUO, S.M., Fatigue Studies on Dual-Phase Low Carbon Steel, *Journal of Materials Science*, vol. 16, (1981), p. 2521-2526.
99. MINAKAWA, K.; MATSUO, Y.; MC EVILY, A.J., The influence of a Duplex Microstructure in Steels on Fatigue Crack Growth in the Near-Threshold Region, *Metall. Trans.*, vol. 13A, (1982), p. 439-445.
100. WASYNCZUK, J.A.; RITCHIE, R.O.; THOMAS, G., Effects of Microstructure on Fatigue Crack Growth in Duplex Ferrite-Martensite Steel, *Materials Science and Engineering*, vol. 62 (1984), p. 79-92.
101. FAUSTINO, V.L.; SPINELLI, D., Efeito Microestrutural nas Propriedades de Propagação de Trinca por Fadiga em um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga, *Anais do 7o. CBECIMAT*, (1986).
102. CAI, X.L.; FENG, J.; OWEN, W.S., The dependence of Some Tensile and Fatigue Properties of a Dual-Phase Steel on Its Microstructure, *Metall. Trans.*, vol. 16A, (1985), p. 1405-1415.
103. SHONGGUANG, W.; GUONAN, W.; WEI, K.; HAICAI, H., Influence of the Martensite Content on the Fatigue Behavior of a Dual-Phase Steel, *Materials Science and Engineering*, vol. 91, (1987), p. 39-44.
104. HASHIMOTO, T.M., Efeitos Microestruturais na Fadiga de um Aço Bifásico, *Anais IX Inter-American Conference on Materials Technology*, (1987), p. 305-309.

105. Metals Handbook, ASM, 8a. ed., vol.8, ASM, (1983)
106. HILLIARD, J.E.; CAHN, J.W., Trans. AIME, vol. 221, (1961)
107. KUNIO, T.; SHIMIZU, M.; YAMADA, K.; SUZUKI, H., An Effect of the Second Phase Morphology on the Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels, Engineering Fracture Mechanics, vol.7, (1975), p. 411-417.
108. PEARSON, W.B., A Handbook of Lattice Spacing and Structure of Metals and Alloys, Pergamon Press, N.Y., (1958)
109. Annual Book of ASTM Standards, vol. 03 01.
110. COSTA NETO, P.L.O., Estatística, Ed. Edgard Blucher, (1978).



