

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

O EFEITO DO REVEN. DA
MARTENSITA SOBRE O COMP. EM
FADIGA DE UM AÇO BIFÁSICO

Guaratinguetá
1992



DISSERTAÇÃO APRESENTADA AO CURSO DE
PÓS-GRADUAÇÃO DA UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA -
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ, COMO PARTE DOS REQUISITOS
PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA
MECÂNICA.

O EFEITO DO REVENIMENTO DA
MARTENSITA SOBRE O COMPORTAMENTO
EM FADIGA DE UM AÇO BIFÁSICO.

MARCELO DOS SANTOS PEREIRA

21

1992

T620.178.3(043)
P436e

215

000215

BIBLIOTECA

"O EFEITO DO REVENIMENTO DA MARTENSITA SOBRE O COMPORTAMENTO
EM FADIGA DE UM AÇO BIFASICO"

MARCELO DOS SANTOS PEREIRA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO
TÍTULO DE "MESTRE EM ENGENHARIA MECANICA"

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECANICA, AREA DE CONCENTRAÇÃO
EM PROJETOS E MATERIAIS - APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO



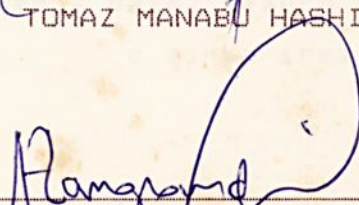
Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Orientador

Prof. Dr. TAMOTSU HIRATA
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO



Prof. Dr. AELCIO ZANGRANDI



Profa. Dra. ANA MARIA MARTINEZ NAZAR

AGRADECIMENTOS

Às pessoas que me ajudaram e apoiaram:
Lopes, Carlos, Zé, Del-Filó-UNESP (suporte); Cidinha, Cardoso,
Lil, Wilson e Jairo (ajuda técnica); Libânio, Cleide, Leandro,
e Paula (ajuda técnica); e todos os outros (ajuda técnica).
Lil, Wilson, Zé, Del-Filó, UNESP, Marinho, Senne, Fernando Branco,
Lopes, Carlos, Zé, Jairo, Vagner, Raul, meu pai, meu avô e Eliane
e todos os outros.

A todos

MUITO OBRIGADO.

Para meus pais, Glauco e Nilva,
e minha irmã, Selma.

AGRADECIMENTOS

Tomaz (orientação); DMT-FEG-UNESP (suporte); Cidinha, Cardoso, Célio, Wilson e Lúcia (apoio técnico); Libêncio, Cleide, Leandro, Ana Paula, Wilson Sato e Scarpelli (apoio parte experimental); Aécio, Sérgio, Valdir, Massayoshi, Marins, Senne, Fernando Branco, Cyro, Afonso, Humberto, Vagner, Mané, meus tios, meus avós e Eliane (apoio constante).

A todos

MUITO OBRIGADO.

O EFEITO DO REVENIMENTO DA MARTENSITA SOBRE O COMPORTAMENTO EM FADIGA DE UM AÇO BIFÁSICO.

MARCELO DOS SANTOS PEREIRA

RESUMO

Os aços bifásicos são obtidos por tratamentos térmicos intercríticos e, tendo uma microestrutura constituída, basicamente, por ferrita e martensita, destacam-se por apresentarem características mecânicas marcantes como alta resistência a tração, boa ductilidade e conformabilidade, alta taxa de encruamento inicial e baixa tensão de escoamento.

No presente trabalho foi estudado o aspecto do comportamento em tração e fadiga, de um aço bifásico em várias condições de revenimento, com o intuito de estudar a interação ferrita-martensita. A influência de diferentes temperaturas, utilizadas no tratamento térmico, sobre as propriedades mecânicas, foi relacionada com os parâmetros microestruturais, tais como: fração volumétrica, microdureza e morfologia das fases.

Os resultados mostraram que o revenimento acarretou reduções na fração volumétrica da fase martensítica e nas microdurezas das fases, influenciando a morfologia da microestrutura dos aços bifásicos. Além disso, a elevação da temperatura de revenimento ocasionou um decréscimo nos valores da resistência à tração e um aumento na ductilidade. Constatou-se uma elevação na tensão de escoamento até 350° C, seguido de uma diminuição nos níveis de tensão a partir desta temperatura, além de um retorno gradual da descontinuidade na curva tensão-deformação. Os resultados obtidos para as propriedades de fadiga foram equivalentes aos da resistência à tração, caracterizando assim a importância da quantidade de martensita, bem como do seu teor de carbono, e da elevação da temperatura de revenimento, que ocasionou uma redução na vida em fadiga do material.

THE EFFECT OF MARTENSITE TEMPERING ON FATIGUE BEHAVIOUR OF DUAL-PHASE STEELS

MARCELO DOS SANTOS PEREIRA

ABSTRACT

The dual-phase are produced by intercritical heat treatment and, getting a microstructure composed, basically, by ferrite and martensite, are detached by introduce typical characteristics like high tensile strength, good ductility and conformability, high rate of work-hardening and low yield stress.

In the present work was studied the tension and fatigue behaviour of dual-phase steel in several conditions of tempering, with the purpose to investigate the ferrite-martensite interaction. The influence of different temperatures, used on the heat treatment, about the mechanical properties was related with microstructural parameters, like volumetric fraction, microhardness and phase morphology.

The results showed that the tempering caused reductions on martensitic volumetric fraction and phases microhardness, changing the dual-phase steels morphology. Furthermore, the elevation of tempering temperature occasioned a decreased on tensile strength levels and an increased on ductility. Was evidenced a yield stress elevation until 350° C , followed by a reduction on tension levels up this temperature, beside a discontinuity gradual return on the stress-strain curve. The fatigue properties results was equivalent for the tensile strength, rising the importance of martensite volumetric fraction, such their chemical content carbon, because the elevation of tempering temperature caused a reduction on material fatigue life.

INDICE

Capítulo 1 - INTRODUÇÃO.....	1
Capítulo 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	12
2.1 - Aspectos Gerais.....	12
2.2 - Tecnologia dos Aços Bifásicos.....	15
2.3 - Tratamentos Térmicos Intercríticos.....	22
2.4 - Formação da Austenita na Região Intercrítica.....	32
2.5 - Contribuição das Fases - Influência da Microestrutura.....	39
2.6 - Propriedades Mecânicas.....	49
2.6.1 - Aspectos Gerais.....	49
2.7 - Revenimento.....	59
2.7.1 - Conceitos Básicos.....	59
2.7.2 - Revenimento em Aços Bifásicos.....	65
2.8 - Fadiga.....	73
2.8.1 - Fadiga em Aços Bifásicos.....	75
Capítulo 3 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	78
3.1 - Material.....	78
3.2 - Corpos de Prova.....	78
3.3 - Tratamentos Térmicos.....	80
3.4 - Análise por Microscopia Ótica.....	83
3.5 - Ensaios de Tração.....	84
3.6 - Ensaios de Fadiga.....	84

Capítulo 4 - RESULTADOS.....	85
4.1 - Análise Química.....	85
4.2 - Microscopia Ótica.....	85
4.3 - Propriedades de Tração.....	92
4.4 - Propriedades de Fadiga.....	95
Capítulo 5 - DISCUSSÕES.....	103
5.1 - Morfologias e Microestruturas.....	103
5.2 - Propriedades Mecânicas.....	108
5.2.1 - Ensaios de Tração.....	108
5.2.2 - Ensaios de Fadiga.....	113
Capítulo 6 - CONCLUSÕES.....	119
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	122

INDICE DAS FIGURAS

Figura 2.1	- Curvas tensão-deformação comparativas entre aços bifásicos e ARBL.....	13
Figura 2.2	- Curvas tensão-deformação comparativas entre aços bifásicos, ARBL e ao carbono.....	14
Figura 2.3	- Representação esquemática do recozimento intercrítico realizado por Suzuki e McEvily....	24
Figura 2.4	- Representação esquemática da têmpera em degrau realizada por Suzuki e McEvily.....	26
Figura 2.5	- Representação esquemática dos tratamentos intercríticos realizados por Kim e Thomas.....	27
Figura 2.6	- Representação esquemática dos tratamentos intercríticos realizados por Xue-Ling Cai e colaboradores.....	31
Figura 2.7	- Estágios de formação da austenita para aços com diferentes teores de carbono.....	34
Figura 2.8	- Máxima quantidade de austenita formada a partir de diferentes microestruturas iniciais..	35
Figura 2.9	- Cinética de formação da austenita para aços contendo 0.06%C.....	36
Figura 2.10	- Cinética de formação da austenita para aços contendo 0.12%C.....	37
Figura 2.11	- Cinética da formação da austenita para aços contendo 0.20%C.....	38
Figura 2.12	- Representação da região ferrita-austenita no diagrama Fe-C.....	40
Figura 2.13	- Curva dureza vs. log do tempo de revenimento...	61
Figura 2.14	- Curva relação c/a vs. tempo de revenimento.....	64

Figura 2.15	- Curvas comparativas entre os valores calculados e observados da resistência à tração em aços bifásicos ao Mn.....	69
Figura 2.16	- Curvas comparativas entre os valores calculados e observados da resistência à tração em aços bifásicos Mn-Si-V.....	70
Figura 2.17	- Efeito do revenimento sobre o alongamento uniforme em aços bifásicos contendo Mn e Mn-Si-V.....	71
Figura 2.18	- Efeito do revenimento sobre o alongamento total em aços bifásicos contendo Mn e Mn-Si-V.....	72
Figura 3.1	- Corpo de prova para ensaio de fadiga por flexão alternada simétrica.....	79
Figura 3.2	- Corpo de prova para ensaio de tração - Norma ASTM E8M.....	80
Figura 4.1	- Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TS780.....	88
Figura 4.2	- Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TS780/R200.....	88
Figura 4.3	- Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TS780/R350.....	89
Figura 4.4	- Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TS780/R500.....	89
Figura 4.5	- Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TD780.....	90
Figura 4.6	- Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TD780/R200.....	90
Figura 4.7	- Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TD780/R350.....	91

Figura 4.8	- Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TD780/R500.....	91
Figura 4.9	- Curvas tensão-deformação para têmpera de subida e revenimentos	93
Figura 4.10	- Curvas tensão-deformação para têmpera de descida e revenimentos.....	94
Figura 4.11	- Curvas logS vs. logN para a condição TS780....	99
Figura 4.12	- Curvas logS vs. logN para a condição TS780/R200.....	99
Figura 4.13	- Curvas logS vs. logN para a condição TS780/R350.....	100
Figura 4.14	- Curvas logS vs. logN para a condição TS780/R500.....	100
Figura 4.15	- Curvas logS vs. logN para a condição TD780.....	101
Figura 4.16	- Curvas logS vs. logN para a condição TD780/R200.....	101
Figura 4.17	- Curvas logS vs. logN para a condição TD780/R500.....	102
Figura 5.1	- Curva fração volumétrica das fases vs. temperatura de revenimento.....	105
Figura 5.2	- Curva microdureza da martensita vs. temperatura de revenimento.....	106
Figura 5.3	- Curva microdureza da ferrita vs. temperatura de revenimento.....	109
Figura 5.4	- Curva limite de escoamento vs. temperatura de revenimento.....	109
Figura 5.5	- Curva resistência à tração vs. temperatura de revenimento.....	111

Figura 5.6	- Curva alongamento uniforme vs. temperatura de revenimento.....	112
Figura 5.7	- Curva alongamento total vs. temperatura de revenimento.....	112
Figura 5.8	- Curva de fadiga para aços bifásicos nas situações como temperado e revenido.....	114

Capítulo 1 - INTRODUÇÃO.

Há aproximadamente quatro ou cinco bilhões de anos, através de uma bola incandescente de vapores e gases, inicia-se a formação da atmosfera e da crosta terrestre. Por intermédio de resfriamentos e transformações origina-se o planeta Terra. Inicialmente, uma atmosfera carregada e densa causando as primeiras chuvas, que, violentas e torrenciais, são responsáveis por imensas concentrações aquáticas. Depois, a solidificação, parcial ou total, de rochas ígneas gerando milhares de vulcões e altíssimas cordilheiras. Enormes extensões cobertas por gigantescas samambaias, que através de processos de decomposição, ocasionam o surgimento das primeiras jazidas de carvão mineral. É o aparecimento dos continentes, dos pólos, dos oceanos e dos mares, de uma atmosfera pura e respirável, o alicerce e a sustentação para consolidar toda uma era de evoluções. É a vida surgindo em paralelo a todo o ciclo de mudanças por que passa o planeta. De rudimentar a elementar. De antiga a média. De recente a nova. De algas e seres unicelulares as esponjas e os corais. De moluscos, peixes e insetos aos répteis, aves e mamíferos. Dos primatas ao homem.

Há apenas um milhão de anos surge o primeiro ser racional. No início, frágil e limitado, não traz como parte do seu corpo instrumentos de defesa e subsistência. Para proteger-se do frio não possui a lã que aquece o corpo das ovelhas. Na busca do alimento, a ausência de garras e dentes felinos para o abate de suas presas. Para cavar os abrigos, as mãos não se igualam a eficiência da pata dos coelhos. Na preservação de sua segurança, a necessidade de pernas suficientemente ágeis para fugir do inimigo.



A princípio, a pura e simples condição de luta pela sobrevivência, evitando a real possibilidade de sua extinção. Depois, a tarefa de se firmar como dono e transformador da natureza, como o ser pensante que, por fruto da sua inteligência, concentra o poder das mudanças. Da alteração do dia de amanhã.

Os grandes períodos da pré-história dividem-se em função das técnicas inventadas para viver e sobreviver em seu ambiente. A descoberta de materiais mais adequados, para as mais diversas tarefas, é um marco para a consolidação da espécie. É a agricultura de subsistência se modernizando. As madeiras, extraídas de galhos de árvores, transformam-se em pedaços de pau destinados a extrair raízes, derrubar frutos, fregar peixes, matar animais. As pedras, os chifres e o marfim se destacam por apresentarem melhores propriedades de dureza e resistência, e são aperfeiçoados por processos de polimento e afiação. A necessidade crescente da instrumentação de suas atividades faz com que o homem almeje, de maneira incansável, um constante desenvolvimento de suas ferramentas de trabalho. É o início de uma busca interminável do ideal, com o objetivo de se obter o ponto ótimo entre o material e sua exata aplicação.

É praticamente impossível precisar o momento exato da extração do primeiro metal de seu minério. Talvez o ouro, ou o cobre. Provavelmente a seis mil anos, ou um pouco mais. A incerteza, tanto do metal como da época de seu surgimento, se contrapõe quanto a forma do aparecimento [2]. Acredita-se que de forma acidental, com o calor da fogueira, onde pedaços do minério, através de processos de redução, alcançam a sua forma final. A idade dos metais está solidificada.

Data de 1500 A.C., imprecisamente, o início da utilização do ferro pelo homem, apesar de terem sido encontrados fragmentos de



ferramentas do metal com idade superior a sete mil anos. Seu aquecimento na presença de uma substância carbonácea, e a consequente absorção do carbono pelo ferro, gera o aparecimento do aço, sendo então processada a liga mais utilizada dentre todas as ligas metálicas [3]. Dentre os principais fatores, nos quais o ferro se apresenta numericamente como o metal de maior potencial aplicativo, estão o seu fácil processamento, a sua abundância na crosta terrestre e sua facilidade por ligar-se com muitos elementos metálicos e não metálicos, o principal dos quais o carbono. Além disso, sua propriedade polimórfica permite que suas ligas sejam submetidas a determinadas operações de tratamentos térmicos que modificam profundamente as suas propriedades mecânicas.

A trajetória mostra a idade média como um período muito obscuro da humanidade. Como uma censura a ciência e ao progresso. A superação desta fase traz consigo a revolução industrial e a modernidade. As fábricas e os operários. A transformação social gerando empregos e desenvolvimento. Iniciam-se os séculos dezenove e vinte. O primeiro, sedimentando as mudanças e as idéias marcado pela evolução da pesquisa básica como suporte e fundamento de um desenvolvimento científico e tecnológico. No segundo, o grande salto. Vinte séculos em um. É a era da informática, da eletrônica, da mecânica fina. A busca constante do aperfeiçoamento e do futuro.

Os períodos pós-guerra marcam definitivamente o século com grandes avanços. A concorrência pela melhor tecnologia se tornam uma das marcas registradas da filosofia industrial. Os estudos que envolvem o desenvolvimento dos metais são intensificados e novas ligas são descobertas. Por outro lado, os materiais mais antigos são cada vez mais pesquisados e, devido a características



particulares, ampliam a sua participação, como matéria-prima e manufaturados, no mercado internacional. A seleção do material aplicado torna-se cada vez mais importante, passando a ser tratada como item primordial, na realização de projetos [4]. Fatores como forma e função são ligados com a qualidade e a durabilidade. As propriedades mecânicas, como tenacidade, ductilidade e rigidez, são consideradas e os fatores ambientais, entre os quais podemos exemplificar as temperaturas elevadas e os meios corrosivos, não podem ser esquecidos. Na escolha do material mais adequado, a forma final de processamento é avaliada pelos projetistas. Sua capacidade em sofrer tratamentos térmicos, deformações, usinabilidade e conformabilidade também passa a ser analisada.

As ligas ferrosas são, de longe, os materiais metálicos com maior utilização comercial devido a larga gama de propriedades mecânicas, desde níveis moderados de resistência ($20-30\text{Kg}/\text{mm}^2$) associados a uma excelente ductilidade e tenacidade, até resistência muito altas ($204\text{Kg}/\text{mm}^2$) com ductilidades razoáveis [5]. Aliado a um baixo custo, e portanto sendo economicamente viáveis, cria-se a possibilidade de estender sua aplicação nas mais variadas condições de serviço. Acrescenta-se a esses fatos, um constante progresso que ocorre no aperfeiçoamento das técnicas de produção, inicialmente, com a adição de elementos de liga e, depois, com a obtenção de ligas ferrosas cada vez mais "limpas", processos que causam sensíveis melhorias nas propriedades dos aços. Portanto, sua correta aplicação está intimamente relacionada com um conhecimento adequado de suas características estruturais e mecânicas, para que determine o campo exato de atuação, e que possibilite seu estudo e desenvolvimento em níveis de pesquisa e utilização industrial.



O avanço tecnológico industrial, em paralelo com a pesquisa e desenvolvimento das ligas ferrosas, fica explicitado e exemplificado ao analisarmos a evolução da indústria automobilística [6]. Após a segunda grande guerra mundial, ela se caracteriza mais pela grandiosidade e pelo luxo do que pela otimização e pela eficiência. Os carros saídos das montadoras pesam em média mais de dois mil quilos, tendo cerca de cinco a seis metros de comprimento, e um consumo nunca maior do que seis quilômetros por litro de combustível. A fabricação é feita de maneira despreocupada com gastos e despesas, pois a produção em série consegue colocar o produto final com preços acessíveis para um consumidor de classe média.

A década de setenta chega carregada de transformações. A crise petrolífera, causada pela diminuição da extração e pela escassez do produto, gera uma grande elevação no preço dos combustíveis. A pressão econômica criada pela OPEP faz com que os países do primeiro mundo realizem pesados investimentos em pesquisa, adotando uma nova filosofia na confecção dos automóveis [7]. Em paralelo, outros fatores aceleram as mudanças. A normalização atinge o mercado [6]. As regras e as restrições se adequam as necessidades do momento e as regulamentações se multiplicam rapidamente. Com uma crescente preocupação mundial no controle da poluição e na defesa do meio ambiente, surge a necessidade de uma redução na emissão dos gases liberados pela queima do combustível, principalmente do COx e do NOx, forçando a uma dramática diminuição na eficiência dos motores.

Com a crise energética, a racionalização do petróleo passa a ser a principal preocupação dos projetistas norte-americanos, europeus e japoneses. Entre as soluções encontradas para amenizar essa situação destacam-se a redução da resistência do ar através



de evoluções aerodinâmicas nos projetos, a otimização dos motores e dos sistemas de engrenagens, a substituição do petróleo por combustíveis alternativos, como o álcool, e, principalmente, a redução do peso dos automóveis [8]. Dados publicados dão conta que, entre 1975 e 1985, a indústria automobilística norte-americana consegue diminuições de peso no projeto de seus carros em cerca de 35%, passando de aproximadamente 1936 Kg para 1260 Kg, em média, adaptando-se a uma nova situação de mercado [9].

Tais aperfeiçoamentos são conseguidos, basicamente, a custa de três fatores [10]. O primeiro é a diminuição do tamanho dos veículos procurando simultaneamente uma melhor utilização do espaço interno. O comprimento médio passa de cinco para quatro metros [6], com mínimos prejuízos na acomodação e no conforto dos passageiros. Uma segunda alternativa adotada é a substituição de materiais convencionais por outros de menor densidade, destacando-se o alumínio e o plástico [11]. Na década de setenta a utilização desses materiais tem, em média, um incremento de 37 para 52 Kg e de 47 para 86 Kg [10], respectivamente, por veículo, a despeito de suas desvantagens, entre as quais estão a difícil reciclagem do plástico e o alto preço do alumínio [12]. Em apenas dez anos, partes tradicionalmente feitas de ferro e aço de baixo carbono, as quais representam cerca de 74% dos materiais consumidos, passam a ser responsáveis por apenas 53% do total [6]. Por outro lado, os materiais com menor densidade, e portanto mais leves, passam de 6.5% para 17%, praticamente triplicando o seu potencial de utilização.

A terceira opção é a substituição do aço carbono comum por outros com melhores propriedades mecânicas, ou seja, o desenvolvimento de novos tipos de aço em resposta ao desafio do racionamento de energia e aos novos materiais. Surge assim uma



nova geração de aços com maior resistência, que permitem reduções no tamanho dos componentes sem prejuízo de seu desempenho [12]. Até o início dos anos 60, o aumento no teor de carbono é o critério utilizado para obter-se um aumento no nível de resistência mecânica. A vantagem em ser um processo rápido, fácil e barato acaba resultando em consideráveis perdas nas propriedades de conformabilidade e soldabilidade. Durante a década de 70, pesquisas realizadas nos Estados Unidos mostram que através de um cuidadoso controle na temperatura final de processamento do laminador, e por intermédio de um resfriamento forçado na saída do mesmo, pode ser obtido um aumento significativo na resistência mecânica [13]. A redução do teor de carbono, exigida para garantir as propriedades, necessárias na fabricação de chapas da indústria automobilística, pode não ser compensada através do resfriamento rápido e controlado na saída do laminador. Com isso, pequenas quantidades de elementos de liga como o vanádio, o nióbio e o titânio, são utilizadas atuando através de refinamento de grãos e/ou endurecimento por precipitação. Além disso, a redução na espessura das chapas visando ganhos de peso aumenta a importância do fator corrosão nos projetos automotivos [14], fazendo com que importantes processos de revestimentos superficiais sejam desenvolvidos para consolidar a aplicação dos aços de alta resistência e baixa liga.

Em paralelo a esse desenvolvimento foi gerada uma diferente linha de pesquisa, pela constatação de que o comportamento em serviço do material depende de vários fatores, dos quais o mais importante é a microestrutura. Reveste-se, portanto, de interesse prático e científico a correlação de resposta mecânica de um material e sua microestrutura [15]. Novos tipos de tratamentos térmicos são desenvolvidos. Através da concepção e do



desenvolvimento de aços especiais pela combinação de ferrita e martensita surgem os aços bifásicos [16-17]. Sua fabricação parte da conceituação de reforçamento de fibras, a mesma utilizada em materiais conjugados [18]. Obtidos por tratamentos térmicos intercríticos destacam-se por características marcantes como a influência da quantidade de martensita sobre as propriedades mecânicas e o rápido encruamento observado no início do escoamento [19]. A elevada taxa de encruamento permite aos aços bifásicos atingir, tipicamente, valores de 500 a 550 MPa após 2 a 4% de deformação, permitindo que o componente a ser deformado dificilmente deixe de atingir as propriedades mecânicas mínimas exigidas.

A pesquisa e o desenvolvimento destes tipos de aços proporcionam aplicações, atuais e potenciais, na indústria automobilística. Componentes, antes fabricados por aços ao carbono comuns, passam a ser confeccionados através de aços bifásicos, e em algumas situações, sem a necessidade de alteração do ferramental empregado [20]. É o caso da produção dos discos de rodas, onde ensaios de fadiga rotativos sugerem reduções de 14% no peso sem diminuição do tempo de vida. Com a substituição do ferramental podem ser esperadas maiores reduções de peso, com expectativa de uma vida à fadiga superior à obtida, utilizando-se cargas até 25% acima da especificada pela norma. É importante observar o reduzido efeito de mola ("spring back") experimentado pelo disco, face a elevada resistência desenvolvida pelo material. O nível de tensão atingido em todas as regiões do disco não foi inferior a 550MPa, não tendo sido notado, além disso, afinamentos locais de parede que fizessem pressupor o início da formação de estrição [10].



Outro item que vem recebendo atenção especial dos pesquisadores são os aros de rodas. As tentativas em se fabricar aros de rodas com aços ARBL convencionais tem dado como resultado um excessivo número de defeitos de fabricação, particularmente, nas operações de conformação de flange e, principalmente, na zona afetada pelo calor da solda [20]. Apesar das experiências iniciais de fabricação dos aros com aços bifásicos resultarem no mesmo tipo de problema verificado pelos aços ARBL, alguns cuidados operacionais foram tomados, entre os quais incluíram-se ajustes de ferramental e escolha de um aço com alongamento mínimo total de 27%. Garantiu-se, com isso, substanciais reduções na espessura da chapa de até 20%. Cumpre salientar que a vida em fadiga, medida pelo número de ciclos até a ruptura final, pode chegar a ser duplicada.

No caso dos para-choques o potencial de aplicação se torna ainda maior. Antes do advento comercial destes aços, os projetistas, preocupados com a redução de espessura, previram a necessidade da utilização de materiais com limite de escoamento entre 350 e 500 MPa, ao invés do uso daqueles situados na faixa de 250 a 280 MPa. No entanto, os aços de mais alta resistência não exibiam a conformabilidade requerida. Com a característica de poder desenvolver elevada tensão após pequena deformação plástica, os aços bifásicos parecem ser a resposta técnica a esse desafio, podendo esses componentes serem fabricadas com redução de peso de até 30% [21].

Além desses componentes, pode-se ainda relacionar a fabricação de polias, componentes da coluna de direção, suporte de molas, armação do assento, para-lamas, partes externas das portas e da tampa do porta malas, partes dos painéis internos, entre outros, com possibilidades de utilização de aços bifásicos



120-221. Esse potencial de utilização é motivo suficiente para justificar o grande esforço de pesquisa que vem sendo desenvolvido nestes materiais, considerado um dos mais bem sucedidos desenvolvimentos metalúrgicos na área dos aços, abrindo perspectivas para aplicação de projetos de até então difícil viabilização [10].

No presente trabalho foi estudado o aspecto do comportamento de um aço ao carbono com microestrutura bifásica em várias condições de revenimento. Durante o estudo, foi dado ênfase aos seguintes pontos:

- tratamentos térmicos intercríticos, objetivando uma sedimentação dos conhecimentos e técnicas realizadas de obtenção de estruturas bifásicas;
- tratamentos de revenimento, avaliando a influência da variação da temperatura e suas contribuições sobre a microestrutura, a morfologia e as propriedades mecânicas, principalmente tração e fadiga, do material;
- análise microestrutural, visando analisar as várias formas e quantidades das fases presentes, assim como suas interações, fornecendo dados a pesquisas posteriores à respeito do comportamento mecânico;
- ensaios de tração, avaliando as principais contribuições do tratamento intercrítico e do revenimento no que diz respeito as características mecânicas como escoamento, resistência e ductilidade;
- ensaios de fadiga, verificando a influência da temperatura de revenimento sobre a vida em fadiga de um aço bifásico.

Com relação a forma apresentada na dissertação pode-se dizer que, no capítulo 1, procurou-se realçar a importância do estudo dos aços bifásicos, correlacionando o seu surgimento e



desenvolvimento a todo processo histórico de evolução dos materiais, sendo ilustrado o seu potencial aplicativo em função de suas propriedades mecânicas.

No capítulo 2 é feita uma revisão bibliográfica onde procura-se apresentar aspectos importantes para o completo entendimento do assunto. Os principais tópicos discutidos são os métodos de obtenção do material, os tratamentos intercríticos, a formação da austenita na região intercrítica, a contribuição das fases presentes, as propriedades mecânicas, suas características em fadiga e, finalmente, o tratamento térmico de revenimento.

No capítulo 3 é descrita a metodologia utilizada no trabalho. Relaciona-se os processos de tratamentos térmicos, as técnicas de metalografia quantitativa empregadas, assim como os ensaios mecânicos realizados.

No capítulo 4 são apresentados os principais resultados obtidos, através dos ensaios descritos no capítulo anterior.

No capítulo 5 são feitas as discussões dos resultados encontrados, avaliando os dados obtidos experimentalmente apresentados no capítulo 4.

Finalmente, no capítulo 6, são apresentadas as conclusões finais, efetuando-se, também, as considerações finais e as sugestões para novos projetos de pesquisa.

Em resumo, pretende-se, com o presente trabalho, contribuir com o desenvolvimento tecnológico e científico, determinando novas características e abrindo novas perspectivas, para aplicações importantes e potenciais dos aços bifásicos.



Capítulo 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1. Aspectos Gerais.

Nos últimos anos, tem sido realizada uma quantidade significativa de pesquisas objetivando relacionar microestruturas com propriedades mecânicas em materiais compostos. Tal estudo proporcionou, além do desenvolvimento dos materiais já existentes, o surgimento de novos compostos através de combinações de constituintes. Avaliou-se que a interação sinérgica combinada com a quantidade e morfologia das fases presentes influenciam de maneira fundamental, no comportamento mecânico desses materiais [23].

O surgimento dos aços bifásicos foi inspirado na conceituação empregada em materiais compostos ou conjugados [18], interrelacionando nas ligas Fe-C as fases ferrita e martensita. Com características similares, em composição, às dos aços de alta resistência e baixa liga, porém distintas em suas microestruturas [10], os aços bifásicos (Dual Phase Steels) podem ser descritos como um aço de baixo carbono, que através de um tratamento térmico, denominado têmpera intercrítica, adquire uma constituição microestrutural formada, basicamente, por ferrita e martensita. A primeira fase, por apresentar-se mole e dútil, é a responsável pela ductilidade e conformabilidade do material; a segunda, com características de dureza e resistência, dá ao aço sua alta resistência mecânica [24-28]. Na prática, as microestruturas dos aços bifásicos são mais complexas, podendo conter teores de bainita, perlita e austenita retida [29], sendo, portanto, preferível conceituá-lo em função das condições de equilíbrio das fases (ferrita + austenita) existentes à temperatura do



processamento térmico ou termomecânico final [10].

O desenvolvimento tecnológico desse material teve grande impulso, quando, a partir dos resultados iniciais, pesquisadores japoneses, europeus e norte-americanos enfatizaram suas principais propriedades mecânicas. Foi mostrado que o tratamento térmico intercrítico reduz a tensão de escoamento do aço e aumenta sua ductilidade sem ocasionar diminuições nos níveis de resistência mecânica [16-17].

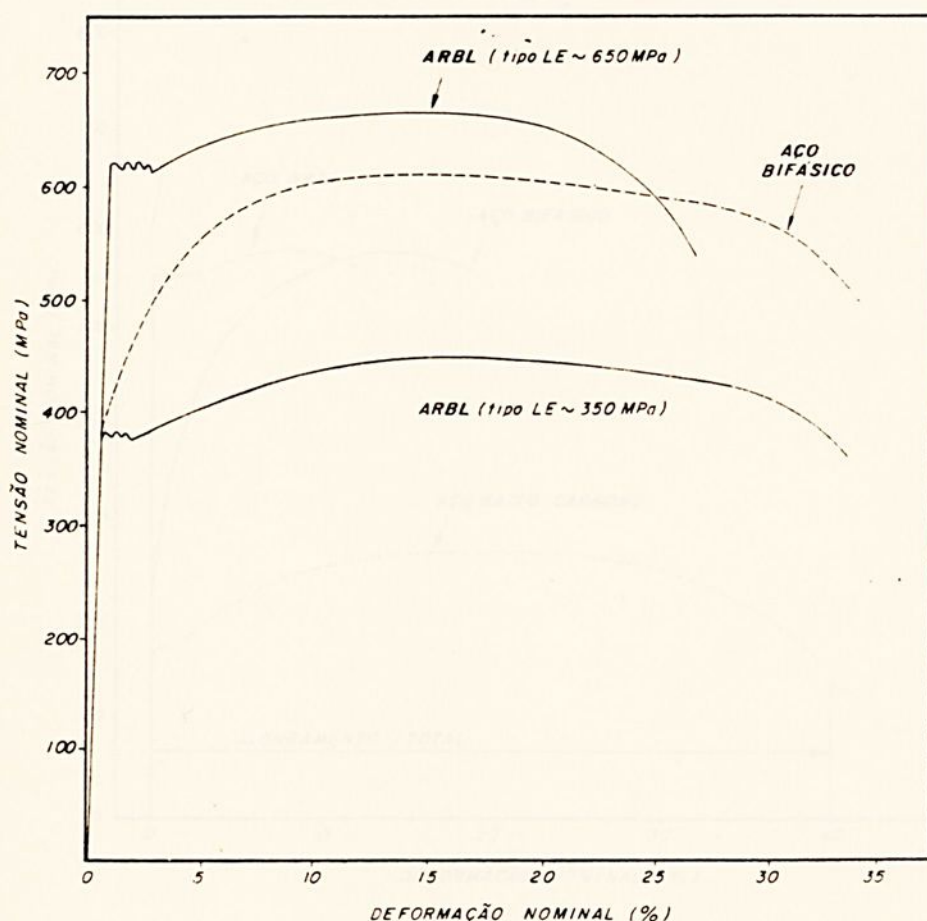


Fig.2.1 - Curvas tensão-deformação comparativas entre aços bifásicos e ARBL [10].

Através de curvas tensão-deformação pode-se comparar as características de um aço bifásico com as de aços de alta resistência e baixa liga típicos, e ressaltar as propriedades citadas (fig.2.1). Nota-se que o aço bifásico atinge níveis de resistência mecânica comparáveis a de um ARBL com tensão de escoamento de, aproximadamente, 650 MPa, aliado a valores de alongamento e escoamento semelhantes aos de um ARBL com limite de escoamento de 350 MPa [10].

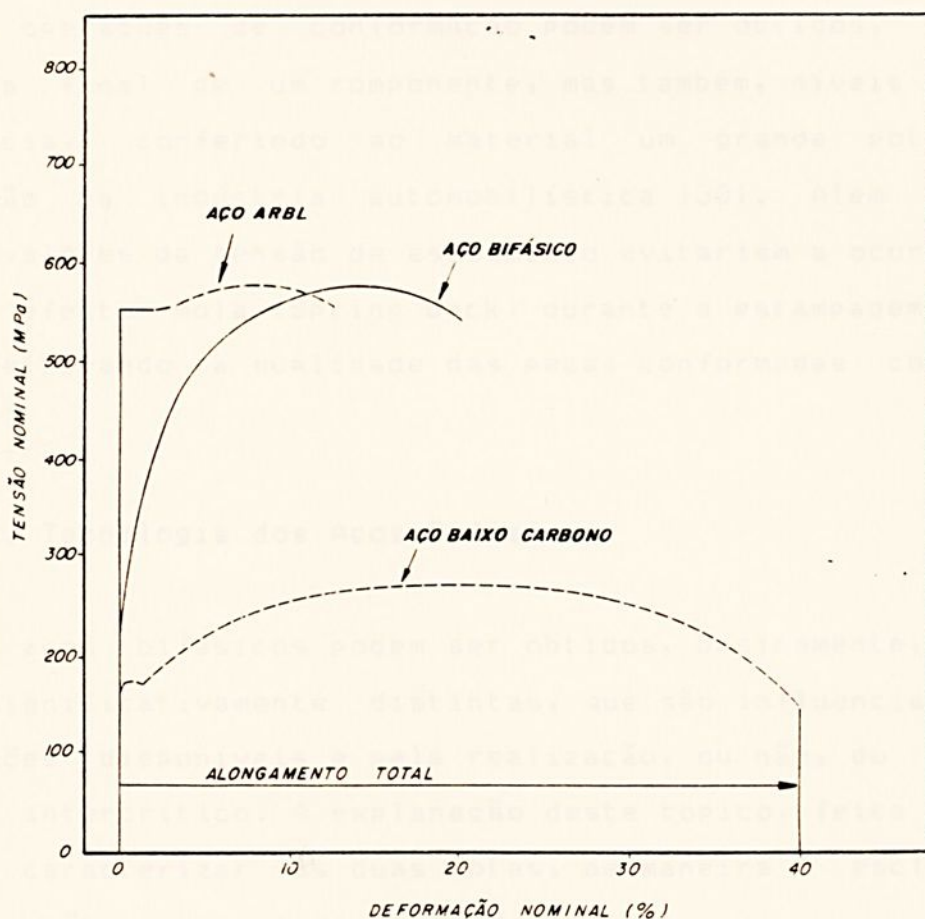


Fig.2.2 - Curvas tensão-deformação comparativas entre aços bifásicos, ARBL e ao carbono 1301.

Comparações entre aços bifásicos, ARBL e de baixo carbono comum também foram efetuadas em curvas tensão x deformação (fig. 2.2) [30]. Cabe mencionar que os aços de baixo carbono comuns apresentam uma ductilidade ligeiramente superior, mas níveis de resistência bem menores, que os aços com mesma composição química e com estrutura bifásica.

Além da característica de aliar propriedades antagônicas de ductilidade e resistência mecânica, os aços bifásicos tem a capacidade de exibir um rápido encruamento inicial. Foi mostrado que em operações de conformação podem ser obtidos, não só a geometria final de um componente, mas também, níveis altos de resistência, conferindo ao material um grande potencial de utilização na indústria automobilística [30]. Além disso, os baixos valores da tensão de escoamento evitariam a ocorrência do chamado efeito mola (Spring back) durante a estampagem da chapa [12], melhorando a qualidade das peças conformadas com formato complexo.

2.2. Tecnologia dos Aços Bifásicos.

Os aços bifásicos podem ser obtidos, basicamente, por duas rotas significativamente distintas, que são influenciadas pelas instalações disponíveis e pela realização, ou não, do tratamento termico intercrítico. A explanação deste tópico, feita a seguir, procura caracterizar as duas rotas, de maneira a esclarecer as diferenciações entre os dois métodos:



a) Primeira rota - Laminação de tiras a quente.

É o processo no qual placas de aço com espessuras entre 150mm e 200mm são aquecidas a uma temperatura de 1250°C, laminadas a quente, até atingir a espessura final desejada, e resfriadas rapidamente por intermédios de jatos d'água na saída do laminador.

A queda de temperatura, durante a realização do processo, oscila entre 50-60° C/s, até atingir uma temperatura final entre 200 e 600°C, dependendo da composição química do aço. O restante da operação de resfriamento é feita ao ar, após o bobinamento da placa, a aproximadamente 30° C/h [12]. Portanto, o aço, após laminação controlada, é resfriado e bobinado de forma adequada à formação da microestrutura desejada [31-32].

O primeiro aço bifásico extraído diretamente do processo de laminação a quente foi efetuado no final da década de 70, e marcou o surgimento da primeira geração deste material [33-34]. Constituídos por um baixo teor de carbono (aprox. 0,065%), altos teores de silício (0,90%), cromo (0,60%) e molibdênio (0,40%), e cerca de 1,20% de manganês, caracterizaram-se por apresentar um percentual de elementos de liga maior do que os aços utilizados em chapas de aço convencionais. Tais procedimentos foram necessário para garantir a formação da martensita, durante o resfriamento lento da bobina, a partir de uma temperatura de bobinamento relativamente alta, em função de uma limitação decorrente da baixa potência dos laminadores de tiras a quente.

Analisando-se a influência dos elementos de liga, sob o ponto de vista quantitativo nas fases presentes, constata-se que o baixo teor de carbono, o alto teor de silício e a elevada deformação a quente aceleram a reação ferrítica, permitindo a obtenção de 80% da fase no final do resfriamento acelerado. Por outro lado, o



manganês, o cromo e o molibdênio elevam a temperabilidade do material evitando a formação de perlita e aumentando a estabilidade da austenita na faixa de temperatura em que ocorre o bobinamento (entre 510°C e 620°C). Com isso, é garantida a presença da fase austenítica que se transforma em martensita durante o resfriamento lento da bobina. [12]

O desenvolvimento tecnológico dos equipamentos, demonstrado através de uma sofisticação na instrumentação e nos controles e de um aumento da potência dos bobinadores, proporcionaram evoluções nos processos de laminação a quente dos aços bifásicos. A redução da temperatura de bobinamento para $400\text{--}500^{\circ}\text{C}$, ocasionada por um rígido controle no resfriamento acelerado, causou o aparecimento da segunda geração do material. Esta caracterizou-se pela redução do teor dos elementos de liga, particularmente do molibdênio que é caro e de disponibilidade restrita. Uma composição típica, para exemplificar essa segunda série, pode ser dada por: $0,04\%\text{C}$, $1,55\%\text{Mn}$, $1,00\%\text{Si}$ e $1,00\%\text{Cr}$ [35].

A terceira geração dos aços bifásicos laminados a quente surgiu pelo desenvolvimento de uma mesa de saída, capaz de aplicar um ciclo de resfriamento complexo, e bobinadoras de alta pressão. A composição química típica dessa família ($0,06\%\text{C}$, $0,15\%\text{Si}$ e $1,50\%\text{Mn}$) [36] caracterizou uma redução ainda maior nos teores de elementos de liga utilizados, desde que seja aplicado um resfriamento escalonado na tira. Tal processo pode ser descrito através de um resfriamento rápido até cerca de 750°C , onde a transformação ferrítica alcança velocidade máxima, seguido de um resfriamento ao ar, até que se forme 80% de ferrita, e de uma têmpera até 200°C , ligeiramente abaixo do ponto M_s , onde se inicia a formação da martensita.



A evolução do processo de laminação de tiras a quente é mostrado na tabela 1, caracterizando a limitação imposta pelo equipamento disponível. No Japão, onde provavelmente se encontra a maior produção e aplicação comercial deste aço e existem as mais modernas instalações de processamento, tem-se predominância por formulações com baixos teores de elementos de liga, essencialmente aços C-Mn. Todavia, também são produzidos aços C-Mn-Si-Cr, C-Mn-Ti e C-Si-Al-P conforme mostra a tabela 2 [37].

Tabela 1. Evolução do processo de laminação de tiras a quente na produção de aços bifásicos [12].

Produtor	Composição química (% peso)	L E MPa	L R MPa	Alongam. %	r	n
Dofasco 19 Ger 2,8 Canadá	C = 0,06 Mn+Si = 1,35 Cr+Mo = 0,40	385	695	26	0,70	0,31
Finsider 19 Ger 2,5-3,5 mm Itália	C = 0,06 Mn = 1,00 Si = 0,90 Cr = 0,50 Mo = 0,35	425	585	34	0,80	0,20
Kawasaki 29 Ger 2,5 mm Japão	C = 0,17 Mn = 1,40 Si+Cr = 1,00	370	655	32	0,80	0,20
Thyssen 29 Ger 2,5-5,0 mm RFA	C = 0,15 Mn = 0,50 Si+Cr = 1,00	340	550	21	-	-
Nippon KK 39 Ger 2,0-3,0 mm Japão	C = 0,05 Mn = 1,35 Si = 0,68	385	610	31	-	-
Sumitomo 39 Ger 2,5 mm Japão	C = 0,06 Mn = 1,51 Si = 0,13	365	562	34	-	-

Nos Estados Unidos e Canadá predominam os aços com maiores percentuais de elementos de liga. Os aços C-Mn-Si, com adições de vanádio ou de cromo-molibdênio objetivando melhorar a temperabilidade, são os mais utilizados. Admite-se que o emprego de elementos de liga facilitam as operações de resfriamento e bobinamento, garantindo uniformidade na estrutura da chapa produzida [38]. A Europa, com tendência para formulações similares aos países da América do Norte, ainda tem uma discreta penetração dos aços bifásicos em escala industrial [39].

Tabela 2. Composições químicas de aços utilizados em laminação de tiras a quente na produção de aços bifásicos [10].

Composições (% peso)	Origem	Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento total em 50mm
0,12C-1,55Mn-0,61Si-0,064V 0,05Al-0,007N-0,006S-0,010P	Estados Unidos	422	675	19
0,11C-1,43Mn-0,12Cr-0,08Mo 0,58S-0,04Al-0,007N-0,012S-0,005P	Estados Unidos	384	659	18
0,08C-1,3Mn-1,3Si-0,6Cr-1,4Mo 0,02Al-N-0,015S-0,015P	Europa	260 / 360	550 / 650	25 / 30
0,11/0,15C-1,1/1,35Mn-0,12/0,2Si-0,07/0,10Mo 0,04/0,08V-0,02Al-N-0,02S-0,025P	Europa	220 / 250	500 / 600	27 / 32
0,11C-2,2Mn-0,3Si-0,10Ti 0,05Al-0,010S-0,025P	Japão	451	834	20
0,12C-2,5Mn-1,50Si 0,08Al-0,010S-0,025P	Japão	434	827	20
0,13C-1,80Mn-1,00Si-1,00Cr 0,08Al-0,02S-0,02P	Japão	294	569	31
0,06C-0,25Mn-0,03Si 0,040Al-0,015S-0,070P	Japão	275	402	39

b) Segunda rota - Têmpera intercrítica.

Chapas com espessura menor que 2,0mm têm que ser, obrigatoriamente laminadas a frio para que possam atingir essa espessura. Logo, a única forma para se produzir uma microestrutura bifásica é através da têmpera intercrítica, após a laminação a frio, feitas por intermédio de formas contínuas ou promovendo o seu recozimento em caixa. Neste último processo, o aço já bobinado é aquecido "em caixa", a uma temperatura no intervalo A1-A3, e resfriado naturalmente até a temperatura ambiente [10]. Trata-se de um processamento de longa duração (aprox. 30 horas), onde as bobinas são aquecidas a 710°C, com velocidade de aquecimento de 40°C/h, e mantidas por quatro horas, para, posteriormente, serem resfriadas a cerca de 80° C/h. Caracteriza-se por ser um processo descontínuo em que as condições de transmissão de calor reinantes requerem a adição de elementos de liga para garantir a temperabilidade [40]. Esse processo, de recozimento em caixa, não foi amplamente aceito devido a problemas causados pelo alto teor de Mn, como as condições de recozimento heterogêneas e a difícil soldabilidade das chapas assim produzidas.

Portanto, o processo de têmpera intercrítica tornou-se consagrado para a produção de chapas finas de aços bifásicos como mostrado na tabela 3 [12].

No Japão foram desenvolvidos diversos equipamentos, os quais diferem entre si quanto a velocidades de resfriamento. São utilizados como meio de resfriamento o gás (15° C/s, fornos CAPL, KM-CAL), uma mistura de água e ar (100° C/s, forno CAPL-ACC), a água (1000° C/s, forno CAL) e água fervente (forno HO-WAQ). Nesses equipamentos, o aquecimento e o encharque são muito rápidos, da ordem de minutos. Isso, aliado à alta velocidade de resfriamento,



assegura alta produtividade [12].

Tabela 3. Evolução do processo de têmpera intercrítica na produção de aços bifásicos [12].

<i>Produtor</i>	<i>Composição química (% peso)</i>	<i>L. E. MPa</i>	<i>L. R. MPa</i>	<i>Alongam. %</i>	<i>r</i>	<i>n</i>
<i>LTV Steel</i> <i>Rec Galv.</i> <i>1 a 13mm</i> <i>EUA</i>	<i>C = 0,15</i> <i>Mn = 1,60</i> <i>Si = 0,60</i>	<i>310</i>	<i>518</i>	<i>32</i>	<i>-</i>	<i>-</i>
<i>Sumitomo</i> <i>Rec caixa</i> <i>0,7 mm</i> <i>Japão</i>	<i>C = 0,05</i> <i>Mn = 2,40</i> <i>Si = 0,11</i>	<i>237</i>	<i>438</i>	<i>35</i>	<i>1,31</i>	<i>0,23</i>
<i>Nippon St</i> <i>C.A.P.L.</i> <i>0,8 mm</i> <i>Japão</i>	<i>C = 0,10</i> <i>Mn = 1,30</i> <i>Si = 1,15</i> <i>Cr = 0,35</i>	<i>330</i>	<i>510</i>	<i>34</i>	<i>1,14</i>	<i>-</i>
<i>Nippon KK</i> <i>C.A.L.</i> <i>0,8 mm</i> <i>Japão</i>	<i>C = 0,06</i> <i>Mn = 0,50</i> <i>Si = 0,50</i>	<i>275</i>	<i>535</i>	<i>26</i>	<i>1,15</i>	<i>0,16</i>

2.3. Tratamentos térmicos intercríticos.

A têmpera intercrítica consiste no aquecimento da chapa em sua forma final, por um tempo determinado, a uma temperatura situada na faixa intercrítica, entre A1 e A3, seguido de resfriamento controlado. A temperatura utilizada neste processo, é função da composição química do aço e, situa-se na região de coexistência de ferrita e austenita. Nessa faixa de temperatura, a austenita se enriquecerá de carbono adquirindo, assim, composição suficiente para que se transforme em martensita, durante o resfriamento acelerado posterior [12]. A grande vantagem do processo, reside no fato de permitir a utilização de ligas com menores teores de elementos de liga, apesar do tratamento posterior implicar em custos adicionais ao produto.

Em níveis de pesquisa, a obtenção de uma microestrutura bifásica em aços com baixos teores de carbono e de elementos de liga é efetuada, de maneira quase que exclusiva, por intermédio de têmperas intercríticas. O tratamento térmico é realizado mantendo-se o material entre as temperaturas de transformação A1 e A3 do diagrama de equilíbrio Fe-C, seguido de têmpera intercrítica, resultando numa estrutura final constituída, basicamente, de ferrita e martensita.

Desde o surgimento dos aços bifásicos, diversas formas de tratamentos térmicos intercríticos vem sendo estudadas, na tentativa de correlacionar esta variável com as propriedades mecânicas do material. A diferenciação básica, entre cada tipo de tratamento térmico, reside na constituição da microestrutura anterior à realização da têmpera intercrítica. Essas variações acarretam alterações na formação da microestrutura e na morfologia das fases presentes no produto final, assim como na cinética de



formação da austenita na temperatura intercrítica.

Publicações efetuadas durante o desenvolvimento inicial dos aços bifásicos 1411 caracterizaram dois tipos de tratamentos térmicos intercríticos. O primeiro, denominado recozimento intercrítico ("intercritical annealing"), produziu uma microestrutura final constituída de uma fase martensítica contínua isolando ilhas da fase ferrítica. Tal tratamento pode ser descrito detalhadamente pela seguinte sequência de operações:

Etapa 1 - Homogeneização a 1200°C durante uma hora seguido de resfriamento no forno até atingir a temperatura ambiente.

Etapa 2 - Reaquecimento a 950°C , durante cinco horas, para obtenção de um tamanho de grão austenítico desejado, seguido de resfriamento no forno até atingir a temperatura ambiente.

Etapa 3 - Reaquecimento a 760°C , mantido por uma hora, seguido de resfriamento ao ar. Repete-se este processo por três vezes, com exceção para o resfriamento final. O propósito deste múltiplo reaquecimento é o de reverter a perlita em austenita e desenvolver uma austenita contínua reticulada ao longo dos contornos de grão ferríticos, sem o desenvolvimento de uma estrutura ferrítica grosseira.

Etapa 4 - No resfriamento final, têmpera em água gelada, transforma-se a austenita em martensita.

Nota-se que, antes da elevação da temperatura do aço até a região de austenitização, a microestrutura era constituída de perlita e ferrita uniformemente distribuídas. A figura 2.3 ilustra o tratamento aplicado.



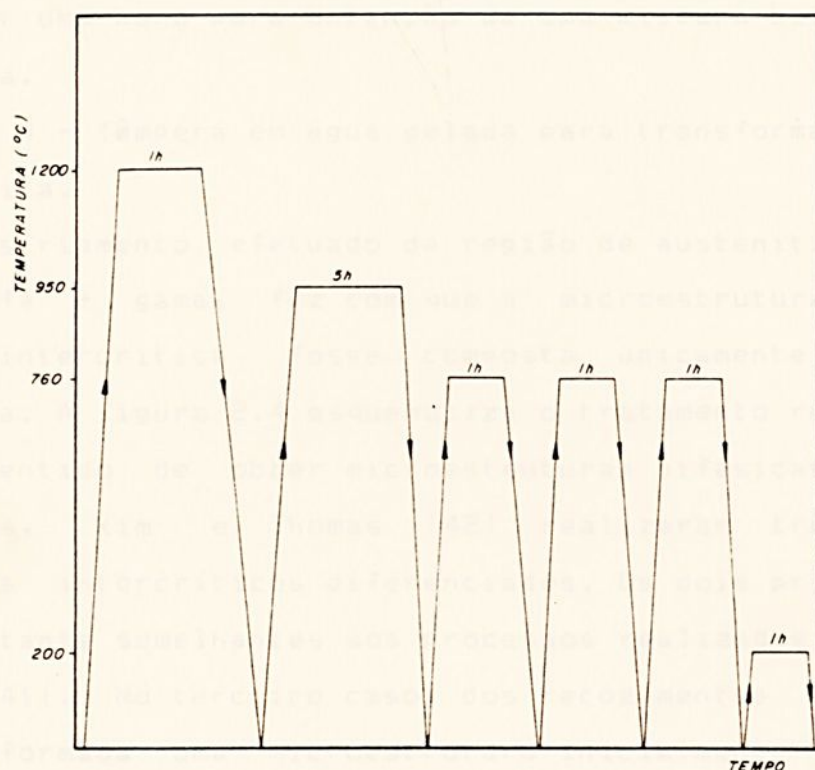


Fig.2.3 - Representação esquemática do recozimento intercrítico realizado por Suzuki e McEvily [41].

O segundo tipo de tratamento térmico, também estudado por Suzuki e McEvily [41], denominado por Têmpera em Degrau ("Step quenching"), produziu-se uma microestrutura final constituída por ilhas de martensita embutidas em uma rede contínua de ferrita. A sequência de operações efetuados na têmpera em degrau é caracterizada pelos seguintes etapas:

Etapa 1 - Homogeneização a 1200°C durante uma hora, seguido de resfriamento no forno até atingir a temperatura ambiente.

Etapa 2 - Reaquecimento a 950°C , por cinco horas, para obtenção do tamanho de grão austenítico desejado.

Etapa 3 - Resfriamento no forno, de 950°C até 760°C , e mantido por uma hora para obtenção de uma mistura bifásica ferrita e austenita.

Etapa 4 - Têmpera em água gelada para transformar a austenita em martensita.

O resfriamento efetuado da região de austenitização até a região alfa + gama, fez com que a microestrutura anterior a têmpera intercrítica fosse composta unicamente pela fase austenítica. A figura 2.4 esquematiza o tratamento realizado.

No sentido de obter microestruturas bifásicas com várias morfologias, Kim e Thomas [42] realizaram três tipos de tratamentos intercríticos diferenciados. Os dois primeiros casos foram bastante semelhantes aos processos realizados por Suzuki e McEvily [41]. No terceiro caso, dos recozimentos intercríticos, foi transformada uma microestrutura inicialmente composta por ferrita e perlita hipoeutetóide. Após a elevação da temperatura até a região alfa + gama, a fase austenítica nucleou-se e cresceu nas interfaces ferrita/carboneto [43], tendo como resultado final, após o processo de têmpera, uma distribuição de martensita globular fina ao longo dos contornos de grão da ferrita.

Na têmpera em degrau, a fase anterior à têmpera intercrítica foi a austenita. Com o decréscimo da temperatura, atingindo a região alfa + gama, nucleou-se ferrita nos contornos de grão da austenita. Após a têmpera, observou-se o surgimento de uma estrutura formada por martensita grosseira circundada por ferrita.



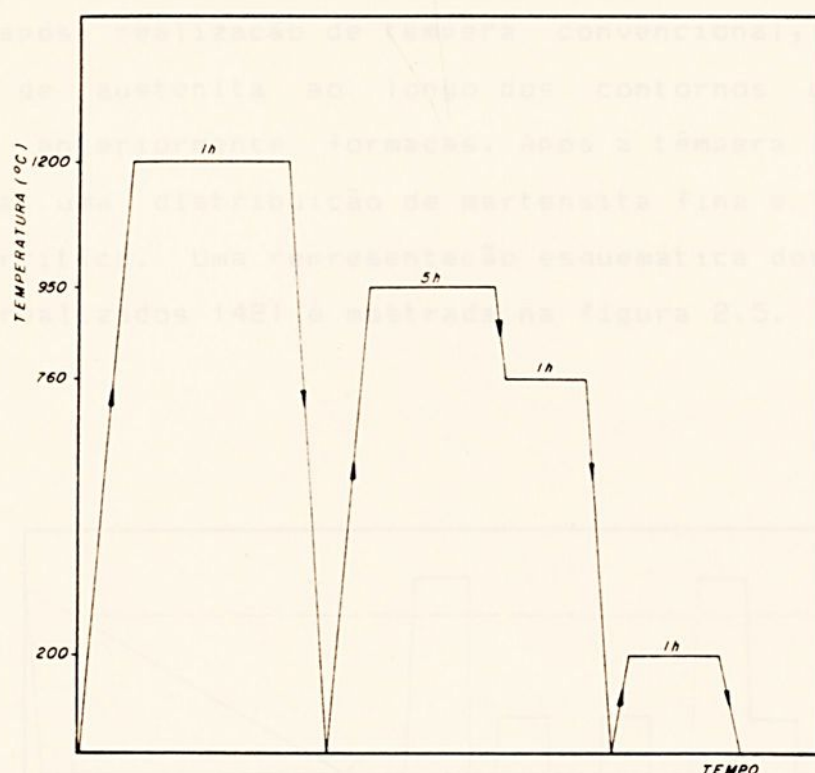


Fig.2.4 - Representação esquemática da têmpera em degrau realizada por Suzuki e McEvily [41].

A têmpera intermediária ("intermediate quenching") pode ser caracterizada como a inovação nas pesquisas realizadas por Kim e Thomas [42]. Trata-se de um tratamento térmico intercrítico, que teve como microestrutura prévia a martensita. O processo realizado para obtenção desta morfologia pode ser descrito da seguinte forma.

Etapa 1 - Aquecimento a 1100°C por uma hora e subsequente têmpera em salmoura, objetivando formação de uma estrutura martensítica.

Etapa 2 - Reaquecimento a 760°C, mantido por uma hora, seguido de têmpera intercrítica formando ferrita e martensita.

Este tratamento, com reaquecimento na zona intercrítica (alfa + gama) após realização de têmpera convencional, resultou na nucleação de austenita ao longo dos contornos das ripas de martensita anteriormente formadas. Após a têmpera intercrítica, foi obtida uma distribuição de martensita fina e fibrosa numa matriz ferrítica. Uma representação esquemática dos tratamentos bifásicos realizados [42] é mostrada na figura 2.5.

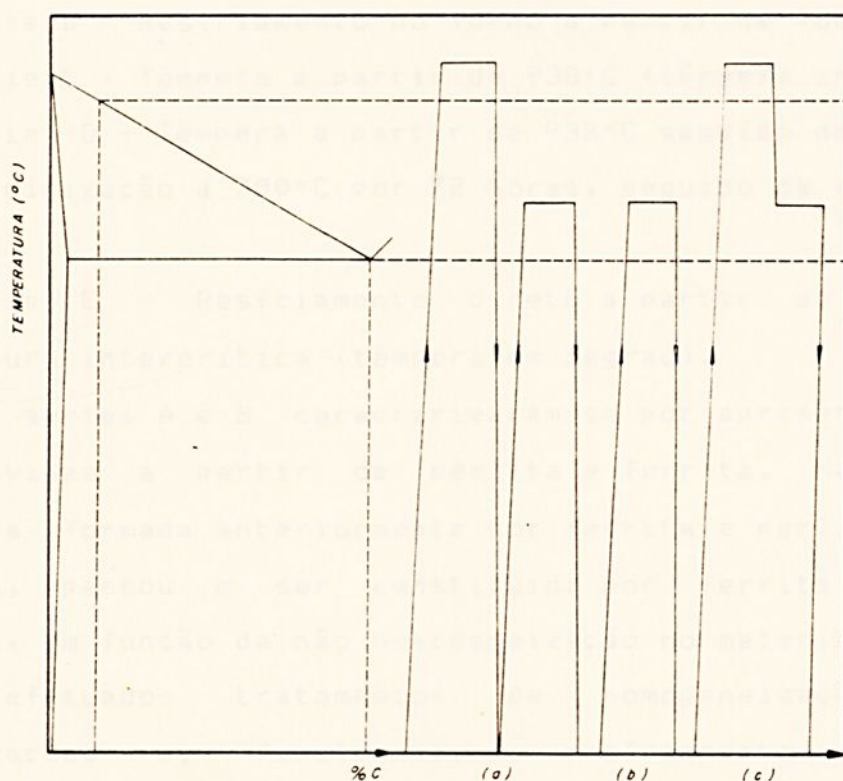


Fig.2.5 - Representação esquemática dos tratamentos intercríticos realizados por Kim e Thomas [42].

Buscando analisar o desenvolvimento de estruturas bifásicas partindo de diferentes microestruturas iniciais, Xue-Ling Cai e colaboradores [44] também enfatizaram a importância da microestrutura antes do tratamento térmico intercrítico e da distribuição de elementos de liga substitucionais. No trabalho dos referidos autores foram efetuados cinco diferentes tratamentos, antes do recozimento intercrítico, que podem ser resumidos em:

Série A : Material como fornecido. Neste caso não é efetuado nenhum tratamento prévio. As amostras foram extraídas da chapa no estado laminada.

Série B - Resfriamento no forno a partir de 938°C.

Série C - Têmpera a partir de 938°C (têmpera intermediária).

Série D - Têmpera a partir de 938°C seguido de um tratamento de esferoidização a 700°C por 72 horas, seguido de resfriamento ao ar.

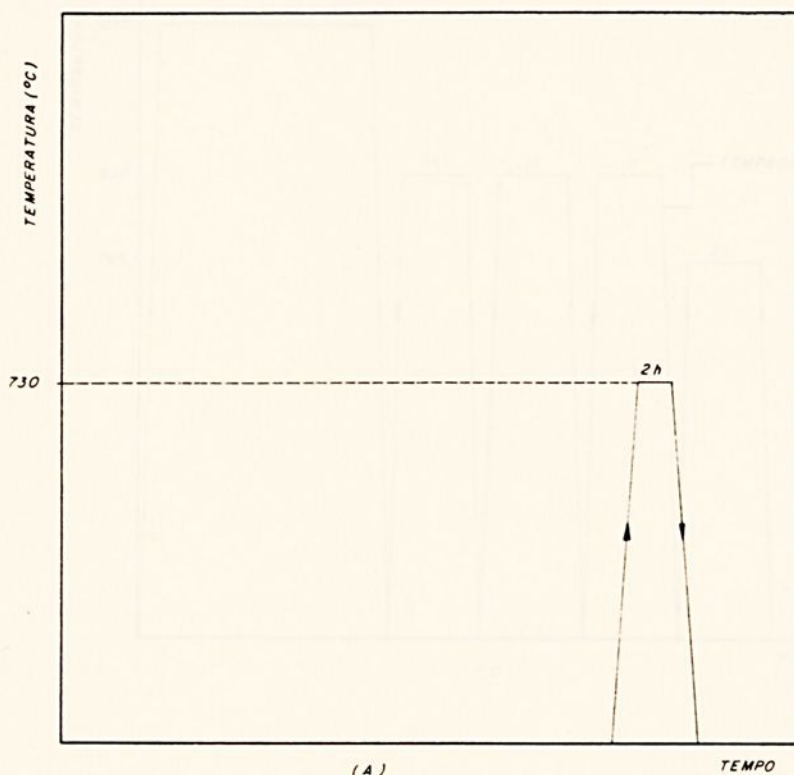
Série E - Resfriamento direto a partir de 938°C até a temperatura intercrítica (têmpera em degrau).

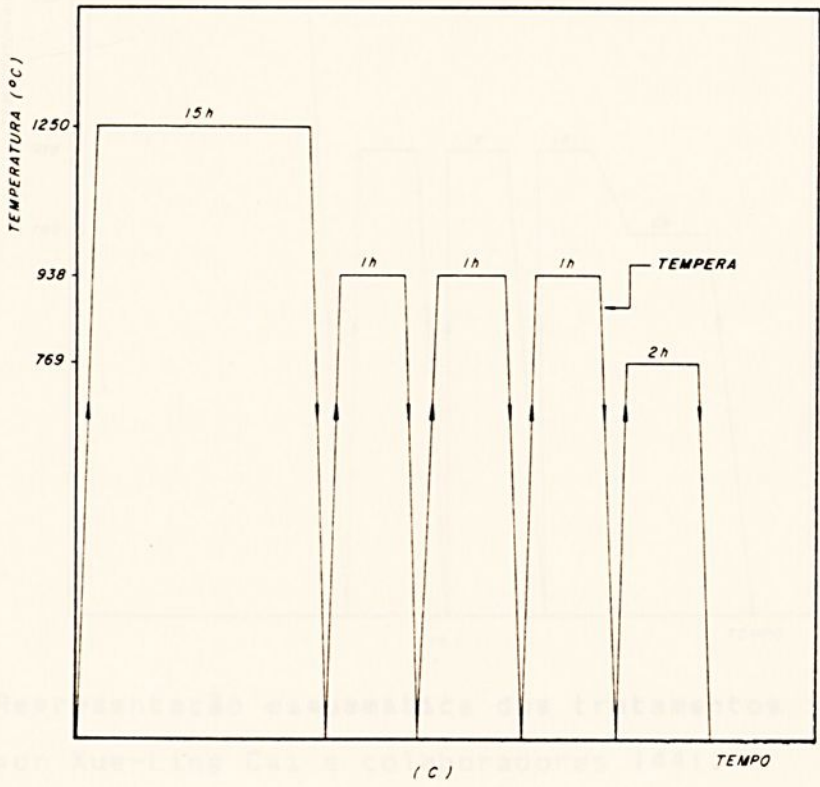
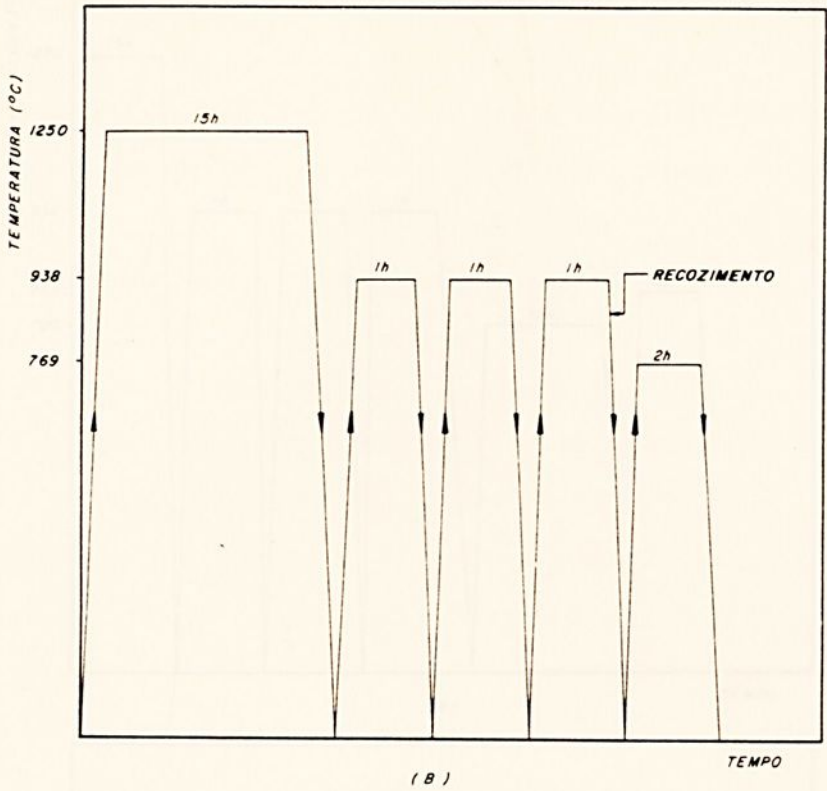
As séries A e B caracterizaram-se por apresentar estruturas desenvolvidas a partir de perlita e ferrita. Na série A, a estrutura formada anteriormente por ferrita e perlita severamente bandada, passou a ser constituída por ferrita e martensita bandada, em função da não homogeneização no material. Na série B, foram efetuados tratamentos de homogeneização, repetidas normalizações e, finalmente, o resfriamento no forno. A microestrutura que, inicialmente, apresentava uma característica de distribuição uniforme de colônias de perlita envolvida em uma matriz ferrítica, passou a ter a forma de um reticulado aproximadamente contínuo de martensita circundando grãos equiaxiais de ferrita .

No caso C, a microestrutura inicialmente formada por martensita ripada de baixo carbono, passou a ser composta por uma mistura de fibras finas de ferrita e martensita.

Por outro lado, após sofrer a esferoidização, a microestrutura da série D, que era inicialmente formada por partículas finas, aproximadamente esféricas, de cementita envolvidas na ferrita, passou a ser constituída por uma mistura martensita-ferrita de fibras grosseiras contendo pequenas partículas de cementita não dissolvidas [45]. Portanto, não houve dissolução completa da cementita no tratamento intercrítico realizado.

Analisando a última série, a qual sofreu o processo de têmpera em degrau, tem-se uma estrutura desenvolvida à partir da fase austenítica. Após a realização do recozimento intercrítico, a microestrutura passou a ser composta por uma matriz contínua de ferrita contendo volumes dispersos de martensita [45]. A representação esquemática feita na figura 2.6 ilustra os tratamentos efetuados das séries A,B,C,D e E citadas [44].





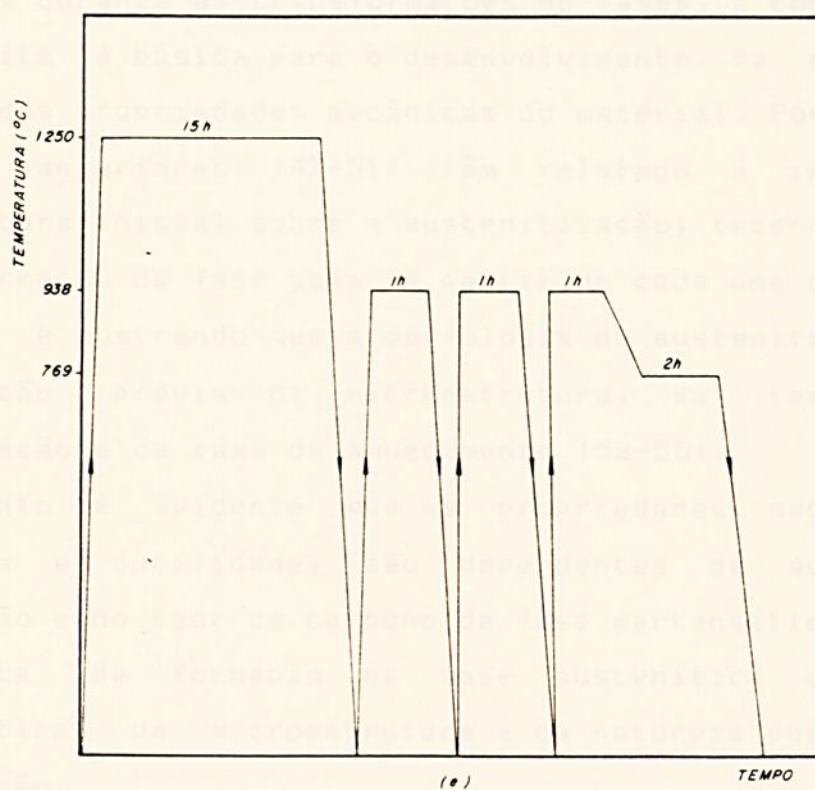
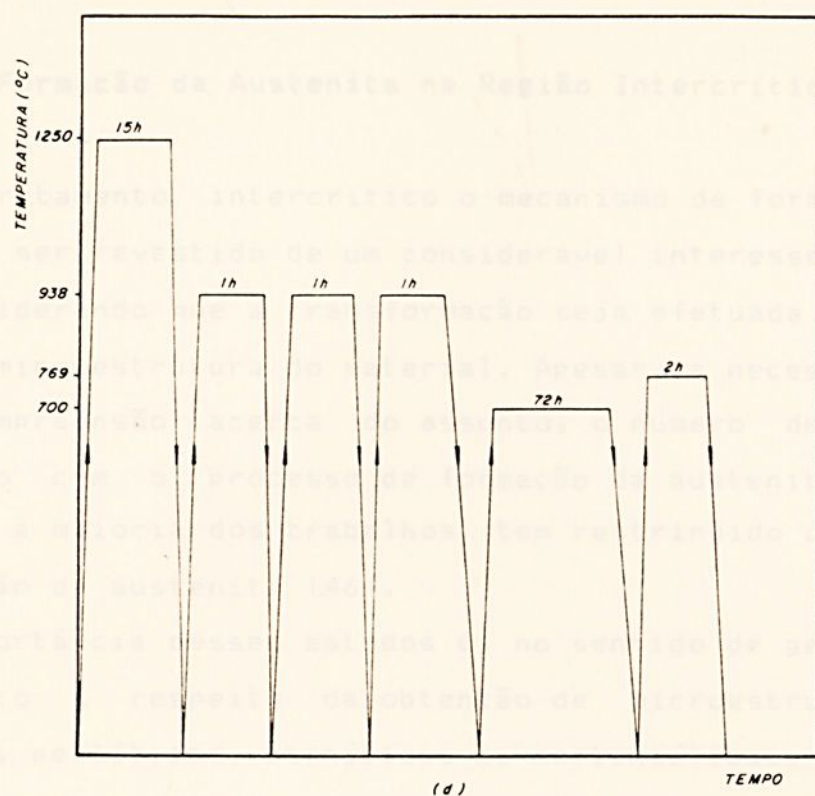


Fig.2.6 - Representação esquemática dos tratamentos intercríticos realizados por Xue-Ling Cai e colaboradores [44].

2.4. Formação da Austenita na Região Intercrítica.

No tratamento intercrítico o mecanismo de formação da fase gama deve ser revestido de um considerável interesse científico, mesmo considerando que a transformação seja efetuada em apenas uma parte da microestrutura do material. Apesar da necessidade de uma sólida compreensão acerca do assunto, o número de publicações relacionado com o processo de formação da austenita é pequeno, sendo que a maioria dos trabalhos tem restringido os estudos na decomposição da austenita [46].

A importância desses estudos é no sentido de gerar um melhor entendimento a respeito da obtenção de microestruturas finais ferríticas, perlíticas, bainíticas ou martensíticas. Embora ocorra por reações durante as transformações de fases, a condição inicial da austenita é básica para o desenvolvimento da microestrutura final e das propriedades mecânicas do material. Por outro lado, trabalhos anteriores [47-51] têm relatado a importância da microestrutura inicial sobre a austenitização, tecendo comentários sobre a formação da fase gama a partir de cada uma das estruturas iniciais, e mostrando que a morfologia da austenita é dependente da condição prévia da microestrutura, da temperatura de austenitização e da taxa de aquecimento [52-55].

Portanto é evidente que as propriedades mecânicas, como resistência e ductilidade, são dependentes da quantidade, da distribuição e do teor de carbono da fase martensítica [25], e que a cinética de formação da fase austenítica determina as características da microestrutura e da natureza dos produtos de transformação.

Nos últimos anos, apesar da grande quantidade de pesquisas efetuadas sobre aços bifásicos, pouco se tem relacionado,

especificamente, com a formação de fases ferríticas e austeníticas durante o tratamento intercrítico. Entre os artigos que enfocam o assunto, enfatizou-se a importância da microestrutura anterior ao tratamento e a repartição de elementos de liga substitucionais, particularmente do manganês [44].

Garcia e Deardo [56] estudaram a influência de variáveis como a morfologia da cementita, o estado inicial da estrutura ferrítica e o teor de carbono, que foram avaliados em termos de seus respectivos efeitos sobre a cinética da formação da austenita e a microestrutura final. A partir de microestruturas formadas por ferrita e cementita, a nucleação da austenita ocorreu, preferencialmente, em partículas de cementita localizadas nos contornos de grãos da ferrita. No caso de estruturas iniciais, constituídas de perlita e ferrita, a nucleação foi mais complexa, surgindo nas partículas de cementita localizadas nos contornos das colônias perlíticas ou nos contornos que separam os grãos ferríticos da perlita. No trabalho dos referidos autores foram caracterizados três estágios no processo de formação da austenita partindo de microestruturas perlíticas e ferríticas. Durante o primeiro estágio, a fase gama nucleia-se preferencialmente nos contornos das colônias perlíticas e na região bandada onde existe um fino espaçamento interlamelar. Isto explica as altas taxas da cinética de nucleação em pequenos tempos. No estágio de número dois, a ferrita lamelar começa a esferoidizar e o carbono proveniente das partículas de cementita migra para a "crescente" austenita por intermédio de difusão. A taxa de crescimento é menor quanto maior é a distância percorrida pelos átomos de carbono que sofrem difusão, e a completa dissolução das partículas de cementita ocorre após 40 minutos. No estágio três, ocorre um subsequente crescimento de austenita na matriz ferrítica com

taxas bem menores.

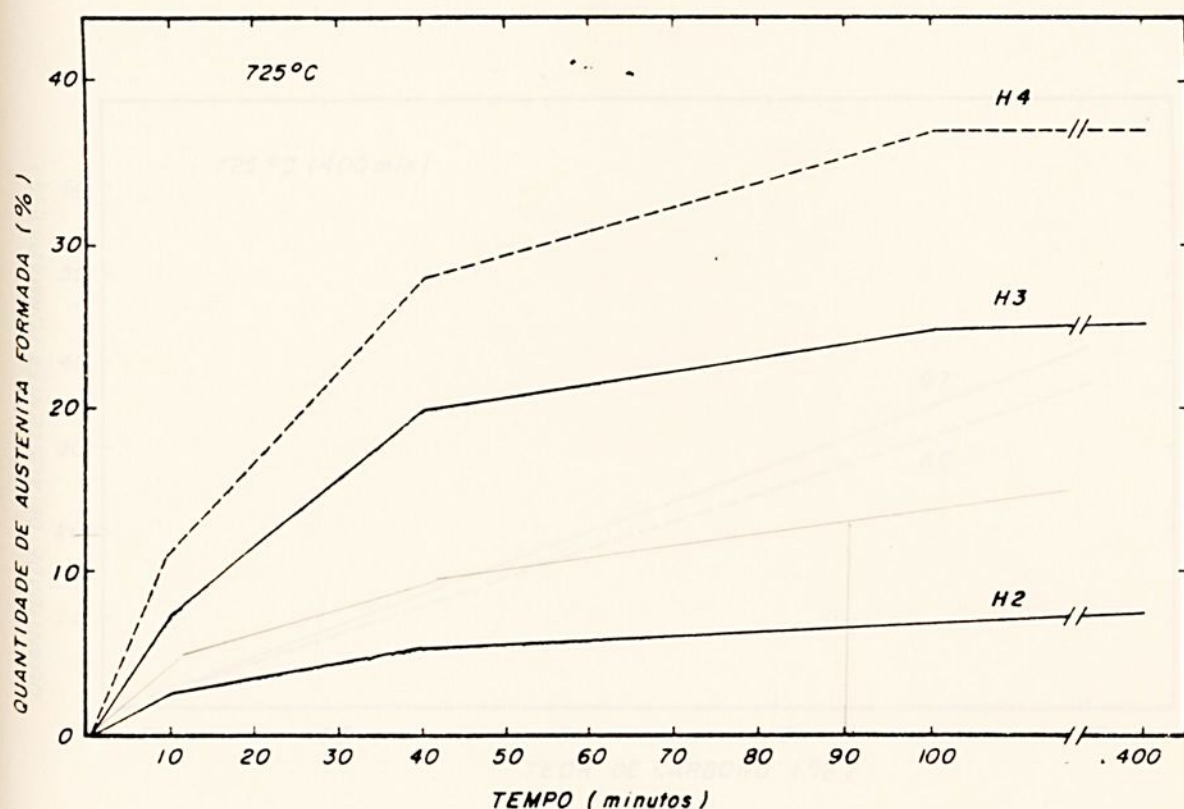


Fig.2.7 - Estágios de formação da austenita para aços com diferentes teores de carbono 1561.

As figuras 2.7 e 2.8 indicam, respectivamente, os estágios de formação de austenita para aços com diferentes teores de carbono (H2-0,05%, H3-0,15% e H4-0,22%) e a máxima quantidade de austenita formada para diferentes microestruturas iniciais (QT-ferrita e cementita, AC-ferrita + perlita). Nota-se que o comportamento das curvas traçadas são compatíveis com a regra da balança, a qual relaciona a quantidade de fase gama formada com o teor de carbono. Esta observação indica que a máxima quantidade de austenita formada está muito próxima da quantidade em equilíbrio 1561.

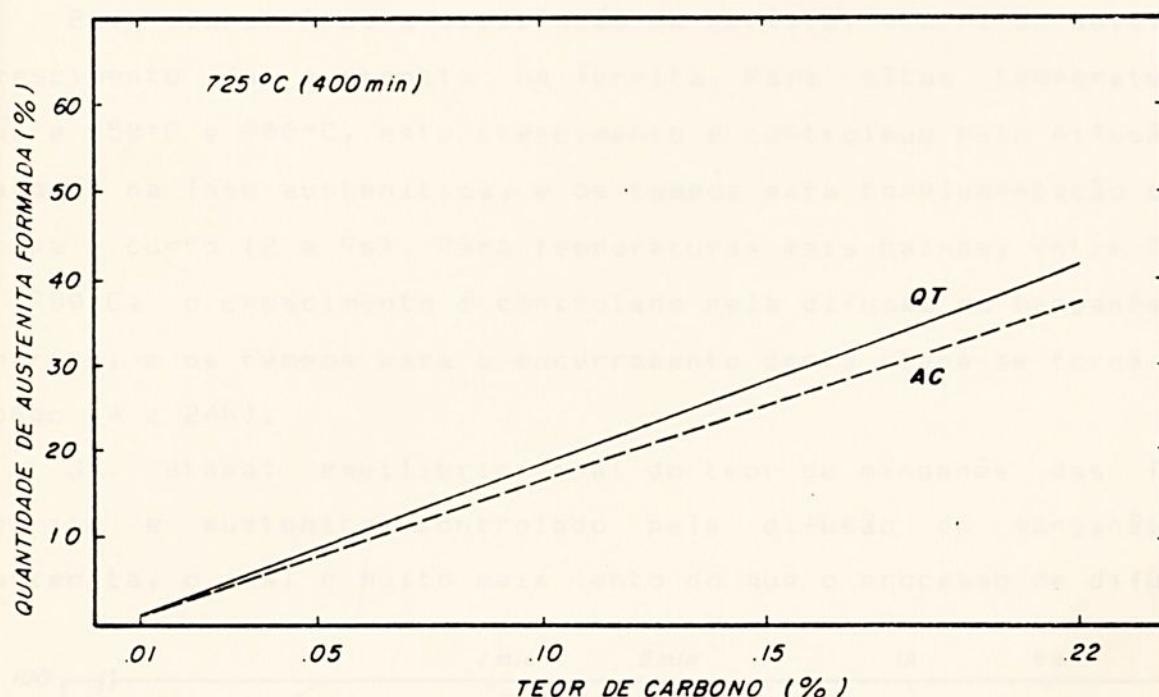


Fig.2.8 - Máxima quantidade de austenita formada a partir de diferentes microestruturas iniciais [56].

Os trabalhos desenvolvidos por Speich, Demarest e Miller [57] realizaram estudos em aços contendo 1,5% de manganês, restringindo-se a uma microestrutura inicial formada por ferrita e perlita, típica de chapas laminadas a quente. A microestrutura e os teores de carbono e manganês foram característicos dos aços de baixo carbono utilizados na produção de bifásicos. A cinética da formação de austenita pode ser separada em três etapas:

1a. etapa: nucleação de austenita nas interfaces ferrita-perlita e um crescimento muito rápido da austenita na perlita. Os tempos para uma completa dissolução da perlita são muito curtos

(0,0002 a 0.200s) para temperaturas entre 780°C e 900°C . Por outro lado, para níveis entre 700°C e 740°C , os tempos para dissolução se tornam mais longos, variando de 15s a 1h.

2a. etapa: Após a dissolução da perlita, ocorre um adicional crescimento da austenita na ferrita. Para altas temperaturas, entre 850°C e 900°C , este crescimento é controlado pela difusão de carbono na fase austenítica, e os tempos para complementação desta etapa é curto (2 a 9s). Para temperaturas mais baixas, entre 740°C e 780°C , o crescimento é controlado pela difusão do manganês na ferrita, e os tempos para o encerramento desta etapa se torna mais longo (4 a 24h).

3a. etapa: equilíbrio final do teor de manganês das fases ferrita e austenita controlado pela difusão do manganês na austenita, o qual é muito mais lento do que o processo de difusão

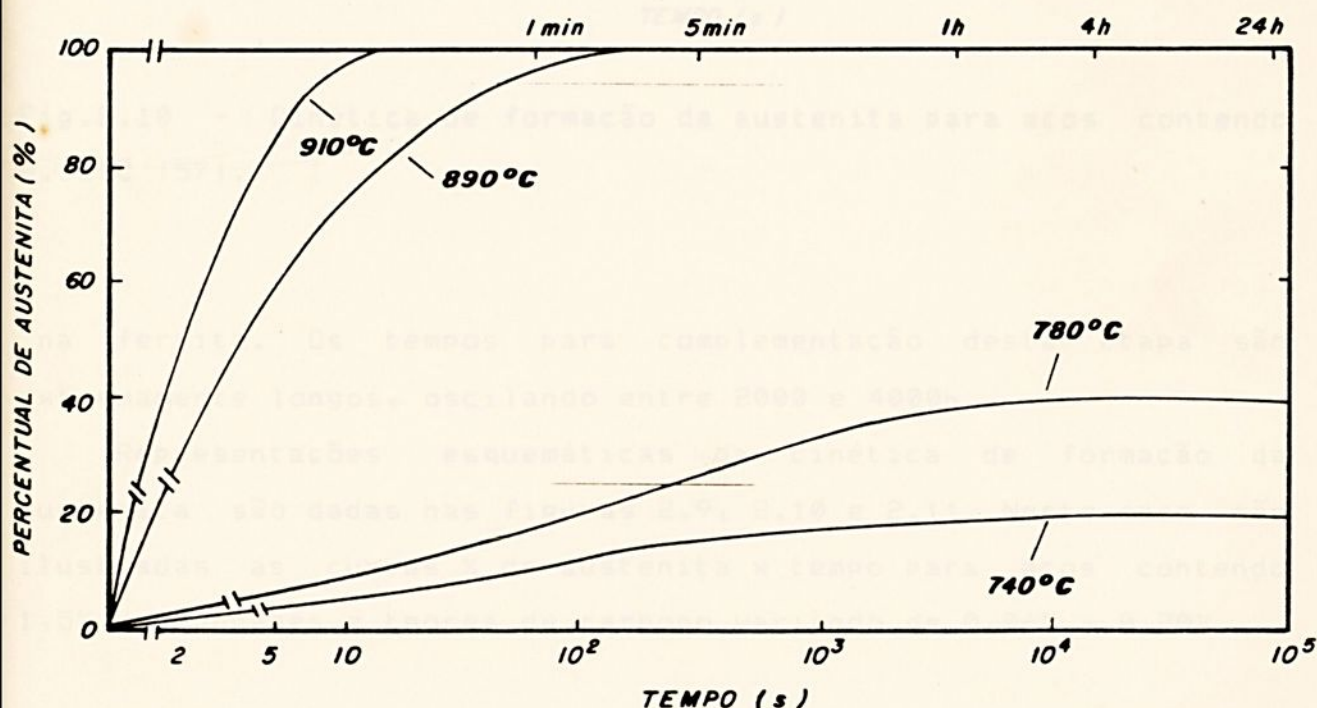


Fig.2.9 - Cinética de formação da austenita para aços contendo 0.06% C 1571.

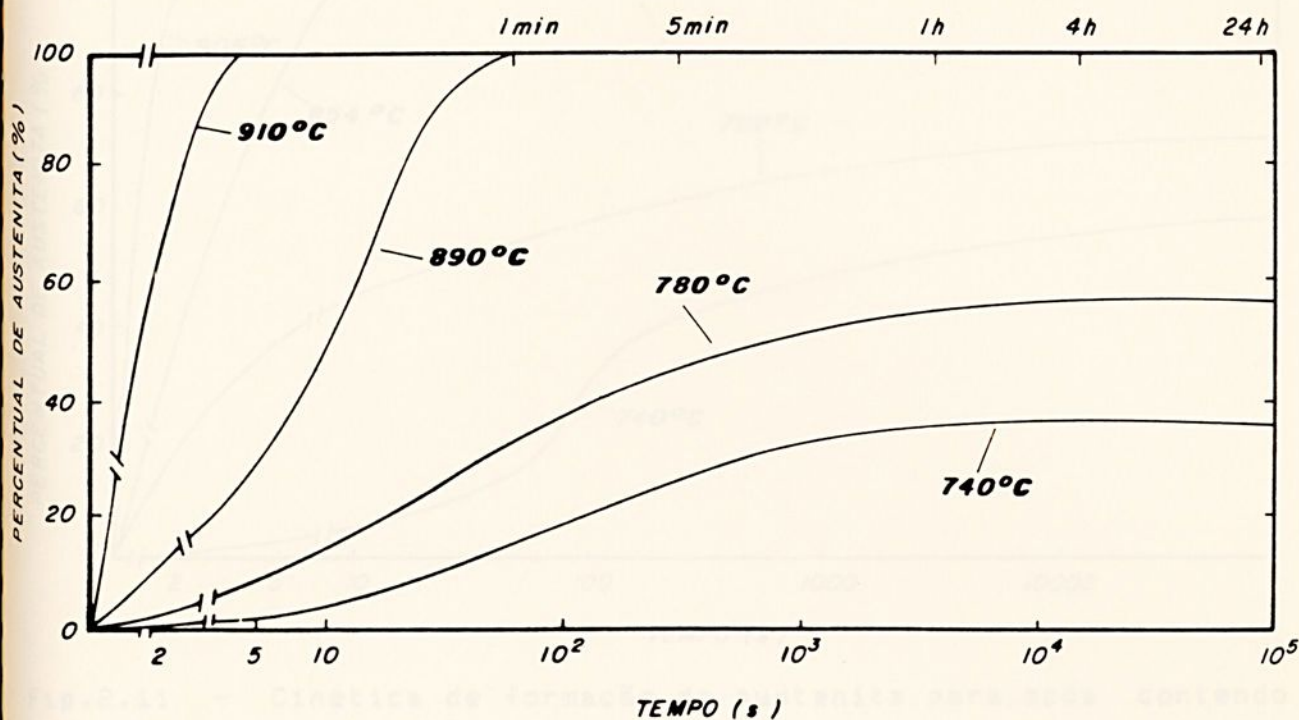


Fig.2.10 - Cinética de formação da austenita para aços contendo 0.12% C 1571.

na ferrita. Os tempos para complementação desta etapa são extremamente longos, oscilando entre 2000 e 4000h.

Representações esquemáticas da cinética de formação da austenita são dadas nas figuras 2.9, 2.10 e 2.11. Neste caso são ilustradas as curvas % de austenita x tempo para aços contendo 1,5% de manganês e teores de carbono variando de 0,06% a 0,20%.

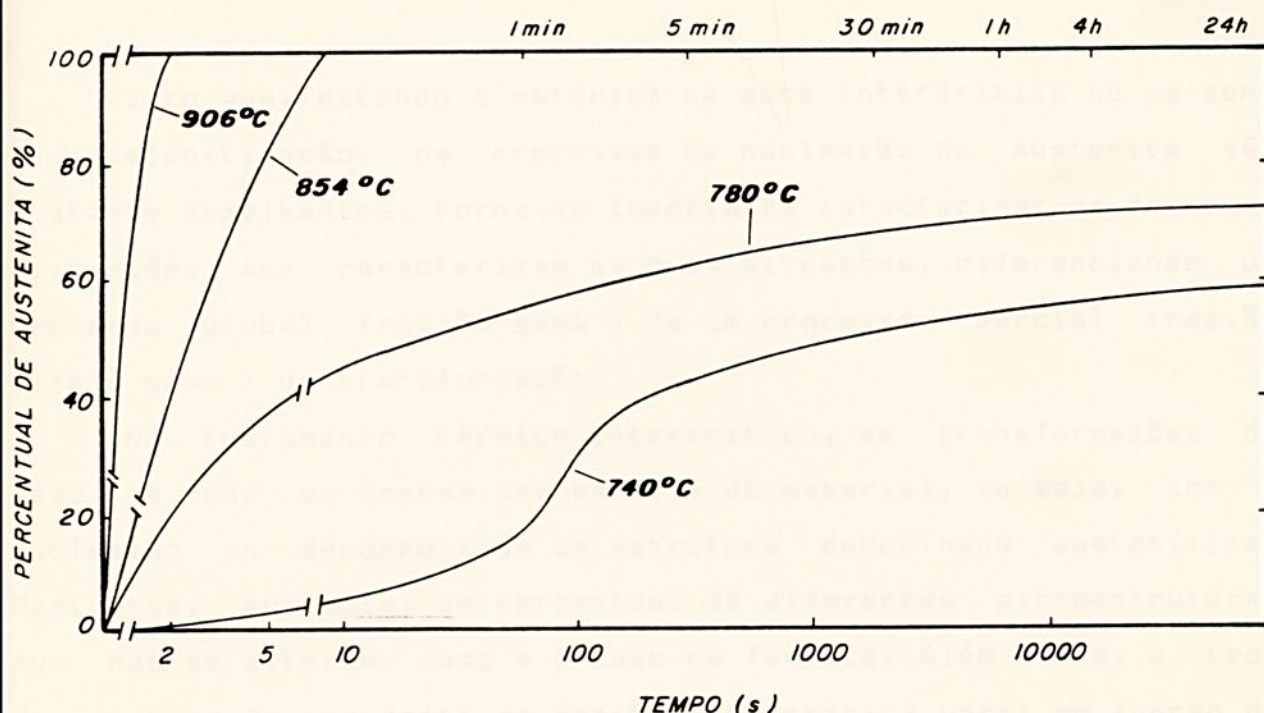


Fig.2.11 - Cinética de formação da austenita para aços contendo 0.20% C 1571.

Buscando reafirmar a influência da microestrutura inicial, pesquisadores efetuaram novas variações nos tratamentos térmicos prévios à austenitização. Partindo-se de uma estrutura composta por martensita ripada, Cai, Reed e Owen [44] mostraram que a formação da austenita ocorre nos contornos de grão da austenita retida, e que o seu crescimento acontece, quase em sua totalidade, nas interfaces entre as placas ou ripas de martensita. Um crescimento lento da austenita é detectado no estágio de nucleação, justificado pela consequência direta de uma ausência de segregação de manganês na estrutura inicial martensítica. Contudo, a taxa de crescimento da fase gama é significativamente maior no segundo estágio, acarretando uma estrutura de grãos grosseiros da austenita.

2.5. Contribuição das fases - Influência da Microestrutura.

Visto que, estando o material na zona intercrítica ou na zona de austenitização, os processos de nucleação da austenita são bastante semelhantes, torna-se importante caracterizar as pequenas distinções que caracterizam as duas situações, diferenciando um processo global (região gama) de um processo parcial (região alfa + gama) de transformação.

No tratamento térmico intercrítico, as transformações de fase se dão em apenas uma parcela do material, ou seja, com a nucleação ou decomposição da estrutura denominada austenítica. Mantém-se, portanto, um percentual de diferentes microestruturas que não se alteram, como é o caso da ferrita. Além disso, o teor de carbono da austenita na região intercrítica varia em função da temperatura do tratamento, resultando em uma martensita com diferentes níveis de dureza.

Analizando o diagrama ferro-carbono, e especificamente a região alfa + gama, nota-se que a transformação da austenita é influenciada tanto pelo teor de carbono como pela temperatura do tratamento intercrítico da liga. O aquecimento de um aço de baixo carbono é esquematizado na figura 2.12, e ilustra a variação da morfologia e da microestrutura relacionada com as alterações de temperatura. Pode-se dizer que um aço hipoeutetóide, com baixo teor de carbono, seja constituído à temperatura ambiente de ferrita e perlita. Através de um aquecimento, o aço mantém essa estrutura típica até atingir a temperatura da linha Ac1. A partir desse instante, inicia-se o processo de nucleação da austenita, a princípio com alto teor de carbono (0,8%). Uma estimativa da constituição estrutural da liga na região intercrítica, é efetuada pela regra da alavanca. Com o auxílio da figura 2.12,



pode-se quantificar as fases presentes e o seu respectivo teor de carbono.

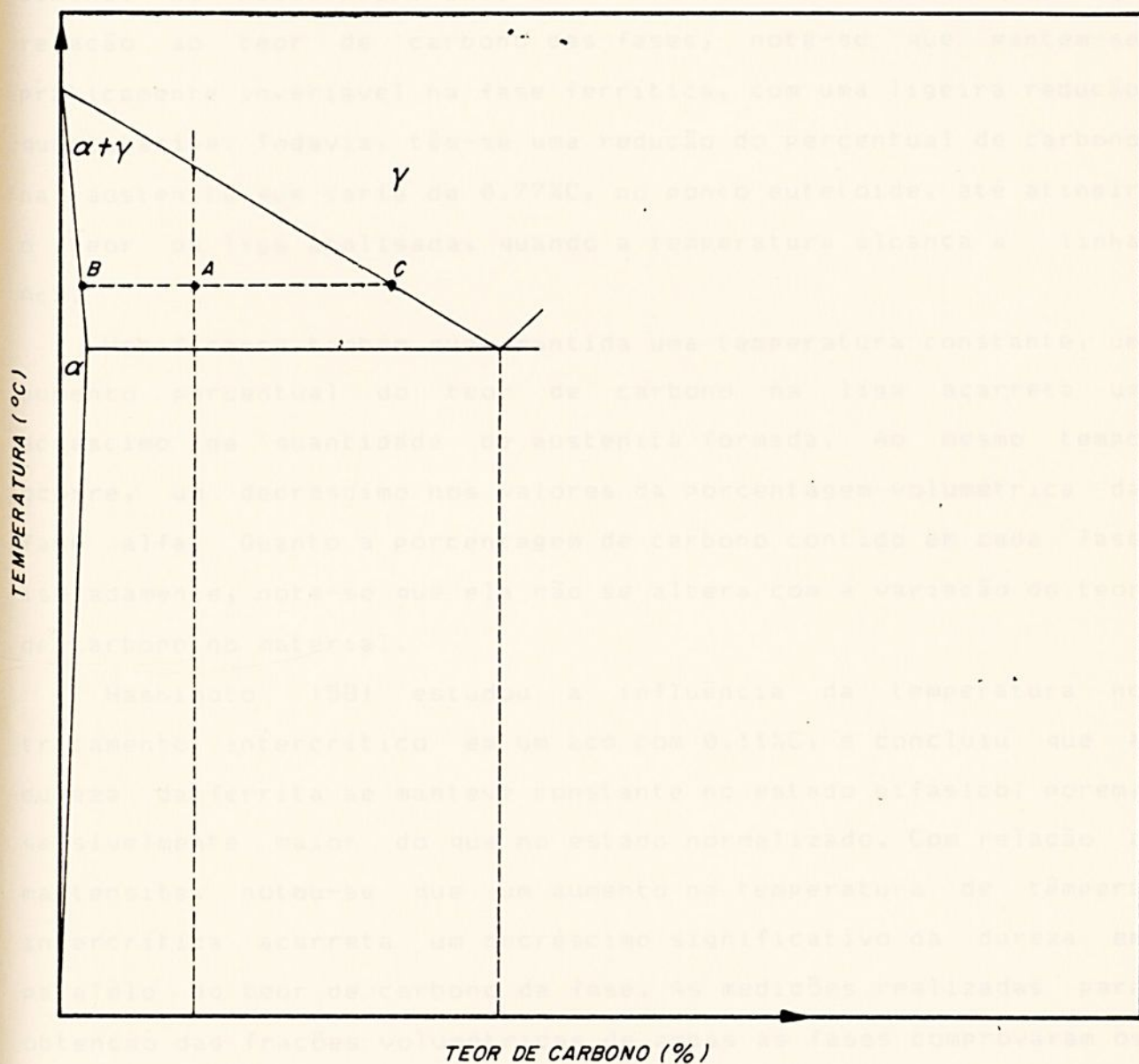


Fig.2.12 - Representação da região ferrita-austenita no diagrama ferro-carbono.

Como observações importantes, pode-se dizer que a quantidade de austenita aumenta progressivamente, até atingir a região austenítica do diagrama ferro-carbono, e que a fase ferrítica diminui na mesma proporção, com a elevação da temperatura. Com relação ao teor de carbono das fases, nota-se que mantém-se praticamente invariável na fase ferrítica, com uma ligeira redução quantitativa. Todavia, têm-se uma redução do percentual de carbono na austenita que varia de 0.77%C, no ponto eutetóide, até atingir o teor da liga analisada, quando a temperatura alcança a linha Ac3.

Verifica-se também que, mantida uma temperatura constante, um aumento percentual do teor de carbono na liga acarreta um acréscimo na quantidade de austenita formada. Ao mesmo tempo ocorre, um decréscimo nos valores da porcentagem volumétrica da fase alfa. Quanto à porcentagem de carbono contido em cada fase isoladamente, nota-se que ela não se altera com a variação do teor de carbono no material.

Hashimoto [58] estudou a influência da temperatura no tratamento intercrítico em um aço com 0.11%C, e concluiu que a dureza da ferrita se manteve constante no estado bifásico, porém, sensivelmente maior do que no estado normalizado. Com relação a martensita, notou-se que um aumento na temperatura de têmpera intercrítica acarreta um decréscimo significativo da dureza em paralelo ao teor de carbono da fase. As medições realizadas para obtenção das frações volumétricas de ambas as fases comprovaram os estudos teóricos. Com o acréscimo da temperatura, ocorreu um aumento do percentual da martensita e uma diminuição da quantidade de ferrita presentes. A tabela 4 ilustra os resultados obtidos.



Tabela 4. Influência da temperatura intercrítica sobre as frações volumétricas e as microdurezas das fases em aços bifásicos 1581.

ESTADO	MARTENSITA			FERRITA	
	DUREZA (HV)	% VOL.	% C	DUREZA (HV)	% VOL.
Normalizado	-	-	-	133	-
T 720	741	22,6	0,49	168	77,4
T 760	591	36,8	0,30	171	62,2
T 800	482	45,9	0,24	171	54,1
T 950	182	100	0,11	-	-

2.5.1. Contribuição e características dos microconstituintes.

Apesar do nome genérico "aços bifásicos", os aços de baixo carbono que sofrem têmpera intercrítica podem conter, além de ferrita e martensita, pequenas quantidades de bainita, perlita, austenita retida e outras microestruturas mais complexas. Portanto, torna-se importante estudar o comportamento de cada fase e suas contribuições, relacionando-as com as propriedades mecânicas dos aços bifásicos.

a) Ferrita.

O comportamento mecânico dos aços bifásicos é muito influenciado pela composição e morfologia da fase ferrítica presente [59]. Com esse componente apresentando uma granulação fina consegue-se aliar uma boa combinação de ductilidade e resistência mecânica no material [60]. Sabe-se, também, que mesmo em baixas temperaturas de envelhecimento a fase alfa tem afetado suas propriedades mecânicas [61].

Dois tipos de ferrita podem ser identificados em aços temperados a partir da região intercrítica [62-63]. O primeiro, é denominado ferrita retida e, trata-se da fase alfa que está presente em temperaturas intercríticas e se mantém na microestrutura após a têmpera [62]. O segundo, é a ferrita epitaxial ou transformada que surge da fase austenítica durante o resfriamento [64-66].

Durante a manutenção do aço em temperaturas da região intercrítica, átomos de manganês e silício podem funcionar como elementos divisores entre as fases alfa e gama [67]. Desta forma, a ferrita epitaxial pode herdar teores mais altos de manganês e/ou teores mais baixos de silício, através do resfriamento. Estudos iniciais [65] indicaram que, durante o resfriamento, a ferrita transformada deve crescer de forma epitaxial em relação à ferrita retida na fase austenítica, não existindo uma interface estrutural entre os dois tipos, e caracterizando a ferrita epitaxial como uma extensão dos grãos da ferrita retida [64-66,68]. Tem sido analisado que o crescimento da ferrita transformada pode variar com a taxa de resfriamento, e que estas mudanças resultam em diferentes microestruturas, influenciando o comportamento em deformação dos aços bifásicos [66]. A ferrita retida tem se

encruado mais facilmente e apresentado níveis mais homogêneos de deformação do que a ferrita epitaxial, devido a diferenças em compressão causadas por partículas martensíticas. Além disso, os níveis de heterogeneidade nas deformações aumentam com a elevação da tensão em ambas as ferritas [63].

Yi e Kim [69] realizaram observações com relação a transformação da austenita e, em conflito aos resultados apresentados, concluíram que a ferrita transformada não cresce de forma epitaxial na ferrita retida. Ela se nucleia no interior dos contornos de grãos da austenita e cresce para o interior da fase gama, comprimindo a austenita entre as ferritas retidas e transformadas. Analisaram, também, que a resistência da ferrita transformada foi sempre mais alta do que a ferrita retida, enquanto a austenita comprimida foi preservada durante o resfriamento, pois, os átomos de carbono da ferrita retida poderiam ter sido expulsos para dentro da austenita, resultando numa diminuição da resistência da ferrita retida.

b) Martensita.

Sabe-se que em soluções de ferro contendo teores de carbono há um endurecimento adicional devido a presença do soluto. Acredita-se que, o carbono aumenta a dureza pela sua interação com as discordâncias, acontecendo por segregação nas discordâncias, nas paredes das células e por endurecimento por solução sólida [67]. Com isso, a transformação martensítica pode ser vista como um modo de aprisionar, de forma anormal, alta concentração de átomos de carbono em solução sólida, o que, por sua vez, produz um

grande endurecimento [70].

A martensita se caracteriza como o componente responsável pela resistência dos aços bifásicos, e nos aços ao carbono pode formar-se por intermédio de duas reações [71], variando em função do teor de carbono e, aparentemente, da temperatura de transformação. A primeira, originária da austenita de baixo teor de carbono, é denominada martensita ripada [72-73]. Esta apresenta uma alta densidade de discordâncias, arranjadas em células com formato de plaquetas. Esses níveis de concentração de defeitos afetam a distribuição dos átomos de carbono no seu interior. Na martensita do tipo em forma de ripas, os átomos tendem a se difundir e segregar em torno das discordâncias, e mesmo num resfriamento muito rápido, há tempo suficiente para ocorrer difusão [67,71]. A segunda, advinda de uma austenita com teor mais alto de carbono, é conhecida como martensita maclada [72,73] ou martensita lenticular [71]. Uma temperatura mais baixa de transformação favorece uma concentração maior da martensita lenticular maclada. Como o aumento da concentração de carbono geralmente abaixa a temperatura M_s , os aços com mais alto teor tendem a ter grandes frações volumétricas da componente maclada. Nesse tipo de estrutura a densidade de discordâncias é muito mais baixa e os átomos de carbono são forçados a ocupar os interstícios normais [67,75].

O nível de resistência à tração dos aços bifásicos está diretamente ligado a fração volumétrica e ao teor de carbono da martensita [74-76]. Artigos publicados mostraram que o limite de resistência a tração é uma função linear da fração volumétrica [24,42], que por sua vez é influenciada pelo teor de carbono da liga e pela temperatura intercrítica utilizada no tratamento.



c) Bainita.

A necessidade em se desenvolver um novo tipo de aço bifásico, com melhores propriedades de deformação em flanges, mantendo sua baixa relação tensão de escoamento/resistência à tração e sua boa capacidade de alongamento, fez com que pesquisadores japoneses produzissem teores de bainita no material, passando a microestrutura, composta por ferrita, bainita e martensita, a ser denominada como trifásica 1771. A fase bainítica mostrou um favorável efeito sobre as deformações em flanges e a tenacidade a fratura em estampagens profundas, quando comparada aos aços que contém apenas as fases martensita-ferrita. Nos casos onde a fração volumétrica da bainita foi maior do que a martensita, existiram, provavelmente, as melhores combinações de propriedades para aços laminados a frio 1771. Foi mostrado que um aumento da terceira fase (bainita) acarreta um acréscimo no limite de escoamento com, praticamente, nenhuma variação na resistência à tração do material, caracterizando um pequeno aumento na relação escoamento/resistência. Variações positivas no alongamento também foram notadas. Este acréscimo da deformabilidade foi justificado pela redução na formação de vazios devido a dissociações na interface ferrita-bainita e ao menor tamanho de grão da martensita, embora esses vazios possam ser facilmente nucleados na interface ferrita-martensita 1781. Sabe-se, também, que partículas de perlita e martensita nucleiam trincas facilmente, e que a substituição por partículas bainíticas resultam num aumento da ductilidade.

d) Austenita Retida.

Teoricamente, pode-se dizer que a reação martensítica nunca se completa, mesmo na temperatura zero absoluto. A transformação dos últimos resíduos de austenita se torna cada vez mais difícil, quanto menor for a quantidade da fase alfa remanescente e, portanto, menores teores variáveis de austenita retida podem ser encontrados após o encerramento do processo [67]. Apesar da dificuldade em se notar as pequenas quantidades presentes, principalmente pela associação da fase a numerosas plaquetas pequenas e superpostas de martensita, desenvolveram-se técnicas capazes de detectar e quantificar a austenita retida com relativa precisão. Os métodos de estimativas visuais em corpos de prova metalográficos [79] e de difração de raio-X [80] são um exemplo dessas técnicas. Roberts [80] mostrou que a porcentagem em volume de austenita retida variou em função da temperatura de resfriamento e da porcentagem em peso de carbono, pois um aumento quantitativo dessas duas variáveis acarretaram acréscimos no percentual da fase gama não transformada.

No caso de aços bifásicos, a importância da austenita retida sobre as propriedades mecânicas, assim como sua caracterização, tem sido foco de importantes estudos [81-82]. Cerca de 2 a 9% de sua composição é formada por austenita retida [67], que aparece em forma de partículas isoladas de filmes envolvendo a martensita maclada [38]. Foi demonstrado também que, o percentual da fase retida depende, particularmente, da taxa de resfriamento [83]. Reduções de temperaturas realizadas em meios mais brandos, como por exemplo o ar, ocasionaram a formação de maiores teores de austenita retida (7%) quando comparados aos resfriamentos mais bruscos, como a têmpera intercrítica em óleo, com apenas 3%.



A ocorrência de deformação plástica tem acarretado a transformação de austenita em martensita, caracterizada por um aumento de volume no material, servindo como fonte de nucleação de discordâncias, que resultarão em um aumento da taxa de encruamento [81,84]. Alguns artigos relacionaram, também, o volume de austenita retida com a ductilidade dos aços bifásicos [81,84-85]. Concluiu-se que, quando a quantidade de austenita for alta e sua estabilidade for suficiente, tal que a transformação ocorre após o processo de deformação plástica, então pode ser esperado um efeito considerável no alongamento uniforme. Porém, 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 [58].



2.6. Propriedades Mecânicas.

2.6.1. Aspectos Gerais.

A maioria dos artigos publicados, a respeito das principais características mecânicas dos aços bifásicos, enfatizam suas discussões na capacidade do material aliar propriedades antagônicas de resistência e ductilidade. No capítulo 2, item 2.1, foram mostrados gráficos tensão-deformação comparando essas características [10,30]. Porém, de uma maneira mais ampla, pode-se dizer que as propriedades mecânicas típicas em tração dos aços bifásicos incluem baixa tensão de escoamento, escoamento contínuo, alta taxa de encruamento inicial, alto limite de resistência à tração, boa ductilidade e boa conformabilidade [29].

a) Resistência à tração.

Não se pode prever, exatamente, as propriedades de escoamento das misturas bifásicas através das propriedades de escoamento de cada fase isoladamente, porque a distribuição de tensões e deformações entre as fases individuais não pode ser especificada com precisão [19,86-88]. Contudo, a resistência ao escoamento das misturas bifásicas pode ser entendida de uma maneira semiquantitativa, através da utilização do modelo empírico de Tamura e colaboradores [89]. Neste modelo, as tensões e deformações são admitidas como sendo distribuídas entre as fases individuais, de acordo com as equações,

$$S = S_f \cdot P_f / 100 + S_m \cdot P_m / 100 \dots \dots \dots (1)$$

$$e = e_f \cdot P_f / 100 + e_m \cdot P_m / 100 \dots \dots \dots (2)$$



onde S , S_f e S_m são as tensões nominais na mistura, na ferrita e na martensita, respectivamente; onde e , e_f e e_m são as deformações nominais na mistura, na ferrita e na martensita, respectivamente; e onde P_f e P_m são as porcentagens volumétricas da ferrita e da martensita, respectivamente.

Para a resistência à tração, a equação se torna,

$$St = St_f \cdot P_f / 100 + St_m \cdot P_m / 100 \dots \dots \dots (3)$$

onde St é a resistência à tração da mistura, St_f e St_m são as tensões nominais na ferrita e na martensita em carregamento máximo.

A resistência da ferrita é dependente do tamanho de grão e do teor de soluto. Speich e Miller [25] analisaram aços onde o tamanho de grão ferrítico e o teor de manganês foram constantes, e concluíram que um valor da resistência à tração na ferrita igual a 400MPa (58Ksi), obtidos através dos dados para um material com quase 0,0%C, pode ser usado para todos os aços, com uma excelente concordância entre os resultados experimentais e teóricos.

Em aços bifásicos, a alteração da resistência à tração com a temperatura intercrítica, para percentuais constantes de martensita, pode ser justificada através da variação do teor de carbono da fase martensítica com a temperatura intercrítica. Além disso, uma alteração não-linear da resistência à tração com a porcentagem de martensita, à temperatura constante, pode também ser justificada através da variação do teor de carbono da fase martensítica motivada pela segregação do manganês em diferentes teores de carbono do material. Conclui-se que a resistência à tração aumenta com a elevação da fração volumétrica ou do teor de carbono da fase martensítica [25].



Em discordância aos resultados obtidos por Speich e Miller [25], Davies [24,60], com base na teoria de Mileiko [90], mostrou que a resistência da estrutura bifásica foi independente da composição e da resistência da martensita, sendo influenciada somente pelo tamanho de grão da ferrita e pela fração volumétrica da fase martensítica [60].

b) Tensão de Escoamento.

A presença de descontinuidade no escoamento, na curva tensão-deformação de aços ao carbono e de baixa liga, pode ser anulada pelo tratamento térmico intercrítico, e pela obtenção de uma microestrutura final composta por martensita e ferrita [91,92]. Os aços bifásicos apresentam, como importantes características, um escoamento contínuo e uma baixa tensão de escoamento.

Hahn [93] propôs um modelo de comportamento que pode ser explicado pela presença de uma alta densidade de discordâncias móveis, introduzidas na ferrita por deformação plástica [91,92]. Elas são capazes de mover-se sobre baixas tensões aplicadas, e aumentam a função das zonas de escoamento preferenciais, promovendo o escoamento contínuo [28]. Estudos de microscopia eletrônica de transmissão revelaram um aumento da densidade de discordâncias na ferrita, localizadas na vizinhança da região martensítica [68,94].

Outra explicação, a respeito das características do escoamento, é justificada através das tensões internas geradas na fase ferrítica devida a transformação martensítica [28]. Quando os aços bifásicos são deformados cria-se um grande número de zonas de escoamento preferenciais. A deformação plástica começa com uma baixa tensão aplicada, quando comparada à tensão de escoamento da

fase ferrítica isolada, por causa das tensões internas que influenciam o escoamento inicial 1911. Quando as tensões aplicadas aumentam, as zonas de escoamento preferenciais se propagam e, próximo ao limite de deformação do material, ocorre o escoamento generalizado na ferrita. Contudo, pode-se concluir que o escoamento contínuo dos aços bifásicos é atribuído, primariamente, às tensões internas, e de forma secundária, às discordâncias móveis 1281.

O rápido retorno da descontinuidade do escoamento, em aços bifásicos pré-deformados e envelhecidos, é resultado da extinção das zonas de escoamento preferenciais, devido ao escoamento generalizado na ferrita e na mistura ferrita-martensita durante a pré-deformação 1281.

No caso do revenimento, três razões são atribuídas ao retorno das bandas de Luders e ao endurecimento por precipitação. A primeira, é o fortalecimento da ferrita por precipitação de carbonetos nas discordâncias 1951, quando a função das zonas preferenciais de escoamento se tornam mais efetivas. A segunda razão é a relaxação das tensões internas, originárias da contração de ilhas de martensita, devido a precipitação de carbonetos nesta fase, que ocorrem em temperaturas de revenimento da ordem de 200°C a 300°C 196-971. Esta relaxação também atenua a função das zonas preferenciais de escoamento. Se os aços bifásicos forem revenidos a cerca de 400°C, supõe-se que ocorra a recuperação da ferrita ocasionando o encerramento das discordâncias introduzidas na transformação martensítica 1981. A perfeita relaxação das tensões internas e a perfeita eliminação das zonas de escoamento preferenciais, levam a um aumento na tensão de escoamento e ao retorno do alongamento no modelo de Luders.



c) Encruamento.

Speich e Miller [25] investigaram o comportamento do encruamento dos aços bifásicos, através da determinação de equações de regressão linear derivadas do modelo empírico de Tamura e colaboradores [89], para deformações plásticas reais de 0.2, 2.0, 4.0 e 8.0%. A partir destas equações, a tensão de escoamento, para os níveis de deformação plástica acima citados, foi calculada, com teores de carbono na martensita iguais a 0.2 e 0.4%C e com diferentes frações volumétricas.

A taxa de encruamento $\Delta \sigma / \Delta \epsilon$, onde σ é a tensão real e ϵ é a deformação real, aumentou linearmente com a porcentagem de martensita. Contudo, a taxa de encruamento foi significativamente sensível à deformação plástica, diminuindo rapidamente enquanto a deformação plástica foi aumentada. A taxa de encruamento foi também sensível ao teor de carbono da martensita, sendo substancialmente mais alta para aços contendo 0.4% de carbono na martensita do que quando comparada para aços com 0.2% de carbono na martensita, para deformações plásticas abaixo de 5%. Estes resultados são similares aos reportados por Karlsson e Sundstrom [86]. Contudo, acima de 5% de deformação plástica, aços com 0.2% de carbono na martensita tem uma taxa de encruamento significantivamente mais alta do que aços com 0.4% de carbono na martensita.

O rápido aumento no encruamento para baixas deformações plásticas resultam de três fatores. Primeiro, as tensões residuais geradas durante a transformação de austenita em martensita, no processo de têmpera, são aliviadas através de pequenas quantidades de deformação plástica. Segundo, a densidade de discordâncias na ferrita é aumentada através da geração de discordâncias



"estatísticas" e "geometricamente necessárias". As discordâncias "estatísticas" são aquelas que resultam de um simples encruamento da ferrita. As discordâncias "geometricamente necessárias" são criadas através da necessidade de manter-se um contato entre as duas fases durante deformação plástica. Terceiro, por causa da incompatibilidade plástica das duas fases, não podendo ser acomodadas completamente através de deformação plástica. Com isso, tensões são criadas no interior da fase martensítica, as quais são compensadas através de tensões reversas na fase ferrítica. Estas tensões reversas restringem os movimentos das discordâncias na ferrita. Uma complicada interação entre esses três fatores fazem com que o exato estudo do encruamento inicial destes aços seja muito dificultado.

Nos últimos estágios de deformação plástica, quando as tensões residuais são eliminadas, o comportamento do encruamento deve ser similar ao da ferrita contendo outras dispersões grosseiras de partículas duras. Neste sistema, para deformações de até 3.5%, o aumento da tensão reversa na ferrita causada por gradientes de deformação plástica não relaxadas entre a ferrita e a cementita é a principal causa do encruamento. Para altas deformações plásticas, a tensão reversa e a densidade de discordâncias "geometricamente necessárias" se tornam praticamente constantes. Desta forma o encruamento é originado devido a um aumento na densidade de discordâncias "estatísticas". Presumivelmente uma situação similar existe nos aços ferríticos-martensíticos.

A mais alta taxa de encruamento em baixa deformação plástica para aços com 0,4% de carbono na martensita, comparada com aços com 0,2% de carbono na martensita, origina-se da grande incompatibilidade plástica de partículas mais duras de martensita



com a matriz ferrítica, e das mais altas tensões residuais associadas com suas temperaturas mais baixas de transformação. Em mais altas deformações plásticas, onde parece existir um efeito contrário ao do teor de carbono, pode ocorrer uma mudança no mecanismo de encruamento, como no sistema ferrita-cementita.

O efeito possível da transformação da austenita retida durante deformação plástica sobre a taxa de encruamento não foi considerado ser importante nos presentes aços, porque o teor de austenita retida geralmente não excede a 4.0%.

Crebb e Rigsbee 1991 mostraram, através de uma análise de deformação, que os aços bifásicos exibem um comportamento complexo na variação dos valores do coeficiente de encruamento (n). Uma interpretação dos estágios de deformação foi efetuada baseada nas atuais teorias de encruamento, dividindo-as em três fases assim propostas.

Estágio 1. Resulta na deformação homogênea da matriz ferrítica produzida pelas discordâncias móveis e pelas tensões residuais, que circundam as partículas de martensita uniformemente distribuídas.

Estágio 2. Cobre a região da curva tensão-deformação onde a taxa de diminuição do encruamento é atenuada. Este estágio é associado à deformação induzida na ferrita pela presença de martensitas duras, através da transformação de austenita retida em martensita.

Estágio 3. Começa com a formação das estruturas de discordâncias, após a qual toda a deformação posterior é, provavelmente, governada por processos de escorregamento transversal e recuperação na ferrita e de escoamento na martensita.



Com o aumento da fração volumétrica da segunda fase, a transição entre os respectivos estágios da deformação, deslocam-se para os estágios anteriores. A distinção entre os estágios 1 e 2 tornam-se menos óbvias, e há uma propensão em exibir uma transitória diminuição no efeito do escoamento.

Em resumo, pode-se dizer que os aços bifásicos exibem uma taxa de encruamento inicial, que, em paralelo ao comportamento contínuo do escoamento, diminui rapidamente com o aumento da deformação plástica. A taxa de encruamento diminui quando a fração volumétrica ou o teor de carbono da martensita são aumentados [25].

d) Dutilidade .

Embora o alongamento uniforme possa ser relacionado com as características de encruamento da matriz ferrítica, a previsão deste parâmetro, através das características de encruamento e do percentual volumétrico de cada fase individualmente, é muito difícil. Contudo, muitas tentativas tem sido feitas através da utilização de suposições simplificadas.

Davies [24] utilizou a teoria de Mileiko [90], para materiais de fibras reforçadas, objetivando calcular o alongamento uniforme como uma função das características de encruamento da ferrita e da martensita. Esta teoria supõe que as deformações na mistura, na ferrita e na martensita, sejam iguais. Assim, o comportamento da mistura, e de cada fase isoladamente, deveria obedecer a simples lei do encruamento.

$$\sigma = K \epsilon^n \quad \text{.....(4)}$$

Os grandes desvios da linearidade em curvas de tensão (log) por deformação (log), obtidas para aços bifásicos, resultaram em

um valor de "n" que variou rapidamente com a deformação plástica, indicando que a equação é uma simples aproximação do comportamento do encruamento dos aços ferríticos-martensíticos.

Desde que, as deformações nas duas fases sejam consideradas constantes, o alongamento uniforme da mistura pode ser relacionado ao alongamento uniforme na ferrita. Estes dados, podem ser trabalhados, através de uma análise por regressão linear, e utilizados no desenvolvimento de relações entre os alongamentos uniformes, da mistura e da ferrita, e os valores do teor de carbono e da fração volumétrica da martensita, e entre a resistência à tração e os alongamentos das fases presentes [25].

Um aumento no alongamento uniforme dos aços bifásicos, para altas temperaturas intercríticas, pode ser resultado através de mais baixos teores de carbono na martensita. É claro que, menores teores de carbono na austenita, e consequentemente na martensita, resultam em menores endurecimentos, porém essa forma de aumento do alongamento uniforme é limitada. Um método mais prático poderia ser o aumento do valor do alongamento uniforme da ferrita através da adição de elementos de liga, como o silício [100], especialmente, por essas adições também aumentarem a capacidade de endurecimento da austenita.

O alongamento total e a redução de área também podem ser equacionados através de regressões lineares, similares as do alongamento uniforme. Estas equações apresentaram excelentes concordâncias com resultados obtidos experimentalmente, e indicaram que maiores alongamentos totais podem ser obtidos para mais baixos valores do percentual volumétrico da martensita, e mais altos valores do alongamento uniforme na ferrita.

O alongamento total é a soma do alongamento uniforme e do alongamento não uniforme que ocorre durante a estricção da



amostra. Esta última etapa de alongamento é dependente, numa maneira complexa, da nucleação de vazios nas partículas de segunda fase e seu subsequente crescimento nos campos de tensões hidrostáticas da estrição. Nos aços com pequenas quantidades de martensita a nucleação dos vazios se dá nas inclusões de manganês e enxofre, enquanto em aços com quantidades substanciais de martensita ocorre a descoesão ou fissuramento das partículas da fase, que também influencia nos níveis do alongamento. O crescimento desses vazios tem levado a uma superfície típica de fratura dútil por cisalhamento.

Desde que o fissuramento ou a descoesão de partículas martensíticas estejam envolvidos nos processos de nucleação e crescimento, os valores do alongamento não-uniforme e da redução de área são esperados ser dependentes tanto da quantidade como do teor de carbono da martensita. Maiores quantidades de martensita diminuem o espaçamento entre vazios, resultando em mais baixas ductilidades. Além disso, partículas martensíticas com mais altos teores de carbono causam fissuração e descoesão mais facilmente, e desta forma a ductilidade deve diminuir para teores de carbono mais altos nesta fase.

Em resumo, o alongamento uniforme, o alongamento total e a redução de área diminuem quando a quantidade de martensita e resistência à tração aumentam. Além disso, para mais altas temperaturas intercríticas, o alongamento total e a redução de área são grandemente aumentadas por causa do teor mais baixo de carbono na martensita [25].



2.7. Revenimento.

2.7.1. Conceitos Básicos.

A necessidade científica e tecnológica de um constante desenvolvimento dos materiais metálicos fez com que o homem buscasse formas alternativas de processamentos, objetivando, com isso, melhorias em suas propriedades mecânicas, aliadas a um crescente aumento de seu potencial de utilização. Através destas formas, pode-se alterar desde a morfologia e a microestrutura até as características mecânicas finais do material. As diversas formas de tratamentos térmicos são um exemplo dessa evolução.

Definidos como o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os materiais, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar propriedades ou conferir-lhes características determinadas [3], os tratamentos térmicos são, hoje, objeto de profundo estudo por parte de pesquisadores de todo o mundo. Alterações em propriedades como dureza, resistência mecânica, ductilidade, usinabilidade, desgaste, resistência à corrosão, assim como remoção de tensões internas e modificação nas características elétricas e magnéticas são evidências claras de sua importância e necessidade. Como exemplo típico, os aços têm se mostrado, através dos tempos, como um dos materiais mais susceptíveis às transformações causadas por tratamentos térmicos.

Numa análise microestrutural, pode-se caracterizar que os aços temperados são formados por austenita retida e martensita. Ambas as formas são instáveis e se decompõe lentamente quando deixadas a temperatura ambiente. Com este tipo de microestrutura, o aço se apresenta extremamente frágil e propício ao

desenvolvimento de trincas, o que ocasiona uma diminuição no seu interesse prático. Nesse sentido, um tratamento térmico, denominado revenimento, é quase sempre utilizado para melhorar as propriedades físicas do material, funcionando como um atenuante de inconvenientes gerados pela têmpera. Define-se revenimento como um tratamento térmico onde o aço é aquecido até uma temperatura inferior à eutetóide, nela mantido durante um certo tempo, e a seguir novamente resfriado até a temperatura ambiente, com o intuito de permitir que processos de difusão produzam uma estrutura dimensionalmente mais estável e menos frágil [67]. Como resultado final, tem-se uma estrutura que não tem a dureza, nem a resistência, que tinha inicialmente, porém, com ductilidade e tenacidade aumentadas [101].

Estudos aprofundados sobre o revenimento em aços tiveram início a partir de 1931, quando Bain e colaboradores analisaram o endurecimento secundário em aços de alta liga [102]. Cerca de oito anos depois, o mesmo autor realizou extensas discussões sobre o efeito dos elementos de liga no revenimento [103], concluindo o estudo com uma análise da estrutura durante o revenimento da martensita [104]. Porém, pode-se dizer que, somente após o advento da microscopia eletrônica de transmissão, em 1965, é que o conhecimento da estrutura da martensita revenida tornou-se razoavelmente completo [72].

No ciclo de revenimento, a estrutura e as propriedades mecânicas são determinadas pelo tempo de manutenção do material no processo e pela temperatura do tratamento [105]. Verifica-se que, com o aumento da temperatura, as transformações acontecem em questão de segundos a 200°C, em minutos a 100°C, e podem levar anos a cerca de 25°C [101]. Portanto, fica caracterizado que o tempo de revenimento será menor quanto maior for a temperatura de



trabalho, para que se obtenha as mesmas características finais no material.

A cinética do processo de revenimento pode, também ser caracterizada através da dureza da martensita. Na figura 2.13 a dureza é plotada contra o logaritmo do tempo de revenimento, para temperaturas que variaram entre 400°C e 700°C. Nota-se um decréscimo repentino nos primeiros segundos, indicando uma perda rápida das características iniciais. Após este período, a dureza decresce gradualmente com o tempo, à um nível praticamente constante, ocorrendo uma relativa estabilização de valores [106]. Em resumo, as transformações ocorrem rapidamente no início do processo, e após um curto espaço de tempo tem sua velocidade diminuída, com a taxa de transformação sendo muito mais baixa após cerca de 30 minutos [105].

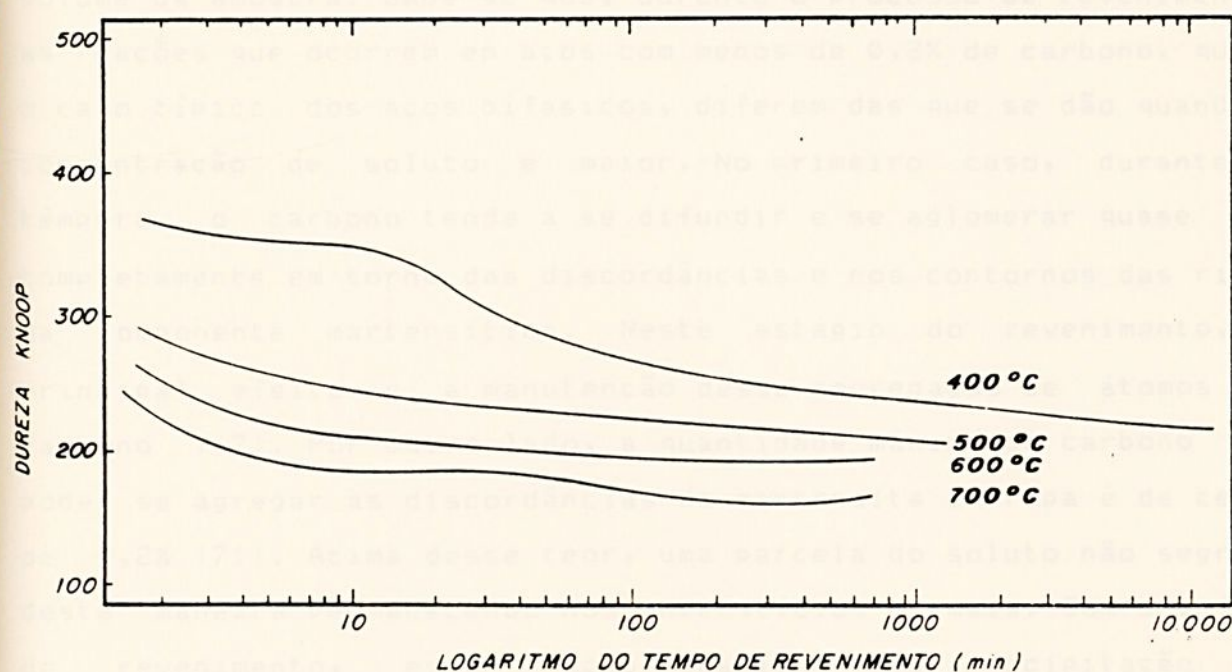


Fig.2.13 - Curva dureza vs. log do tempo de revenimento [106].

Através de uma análise criteriosa, da influência da temperatura no revenimento, pode-se desenvolver um estudo bastante detalhado sobre as transformações microestruturais e, conseqüentemente, sobre as alterações nas características mecânicas de um aço. Estudos iniciais mostraram que o revenimento da martensita envolve segregação de carbono, precipitação de carbonetos e decomposição da austenita retida, além de recuperação e recristalização da estrutura ferrítica [72]. Posteriormente, foi possível agrupar essa série de reações em cinco categorias, chamadas de os cinco estágios do revenimento [67], o que proporciona uma maior clareza no seu entendimento.

a) 1º estágio. Caracteriza-se por ocorrer a uma temperatura abaixo de 200°C e apresentar uma variação dimensional negativa no volume da amostra. Sabe-se que, durante o processo de revenimento, as reações que ocorrem em aços com menos de 0,2% de carbono, que é o caso típico dos aços bifásicos, diferem das que se dão quando a concentração de soluto é maior. No primeiro caso, durante a têmpera, o carbono tende a se difundir e se aglomerar quase que completamente em torno das discordâncias e nos contornos das ripas da componente martensítica. Neste estágio do revenimento, o principal efeito é a manutenção dessa segregação de átomos de carbono [67]. Por outro lado, a quantidade máxima de carbono que pode se agregar às discordâncias da martensita em ripa é de cerca de 0,2% [71]. Acima desse teor, uma parcela do soluto não segrega desta maneira permanecendo nos interstícios normais. Com o início do revenimento, essa fração ocasiona uma precipitação de carbonetos epsilon, de estrutura hexagonal compacta e de composição química semelhante a do $\text{Fe}_2,4\text{C}$, não caracterizado como uma etapa preliminar da formação da cementita [107]. Em resumo, os

aços que inicialmente apresentavam-se formados por martensita de alto carbono, após o primeiro estágio do revenimento, se decompõe em uma mistura bifásica de carboneto e martensita de baixo carbono com aproximadamente 0,2%.

b) 2º estágio. Em temperaturas entre 200°C e 300°C, ocorre uma variação dimensional grande e positiva, causada pela decomposição da austenita retida. Esta transformação refere-se ao segundo estágio do revenimento, e tem como produto final a bainita (ferrita + carboneto epsilon) [67,72]. A austenita retida está presente em quantidades apreciáveis somente quando o teor de carbono é maior do que 0,4% e, portanto, esta reação tem sua importância aumentada para aços de médio e alto carbono [72].

c) 3º estágio. Ocorre em temperaturas acima de 200°C e apresenta, após o processo ser completado, uma variação dimensional que tem o mesmo sentido do primeiro estágio, ou seja, a amostra sofre uma redução de volume e comprimento. Inicialmente, ocorre o desenvolvimento de uma partícula de carboneto em forma de bastão, que surgem às custas do carboneto segregado nas discordâncias e nos contornos de ripa da martensita. Esta formação acontece de maneira diferenciada a do carboneto epsilon, pois este último se forma a partir de átomos de carbono que não deixam suas posições nas discordâncias. A partir de 260°C ocorre dissolução do carboneto epsilon e a martensita de baixo carbono perde rapidamente seu carbono e sua tetragonalidade, tornando-se ferrita ou ferro cúbico. A cinética dessa transformação pode ser vista na figura 2.14 [102], acompanhando a variação da relação c/a pelo tempo de revenimento. A partir de 400°C ocorre uma dissolução dos carbonetos em forma de bastão, o que acarreta o surgimento do

precipitado esferoidal Fe_3C que se nucleiam nos contornos de ripa e nos antigos contornos de grão da austenita. A temperaturas acima de 500°C ocorrem as reações na matriz ferrítica. Primeiramente, entre 500 e 600°C , acontece uma recuperação das discordâncias dos contornos de ripa causando a formação de uma estrutura acicular de baixa densidade de discordâncias. Depois, a elevação da temperatura, entre 600 e 700°C , causa uma recristalização dos grãos da ferrita acicular formando uma estrutura ferrítica equiaxial [67,72]. A estrutura final formada no terceiro estágio caracteriza-se por um agregado de grãos ferríticos equiaxiais, contendo um grande número de partículas de carbonetos de ferro esferoidais (cementita).

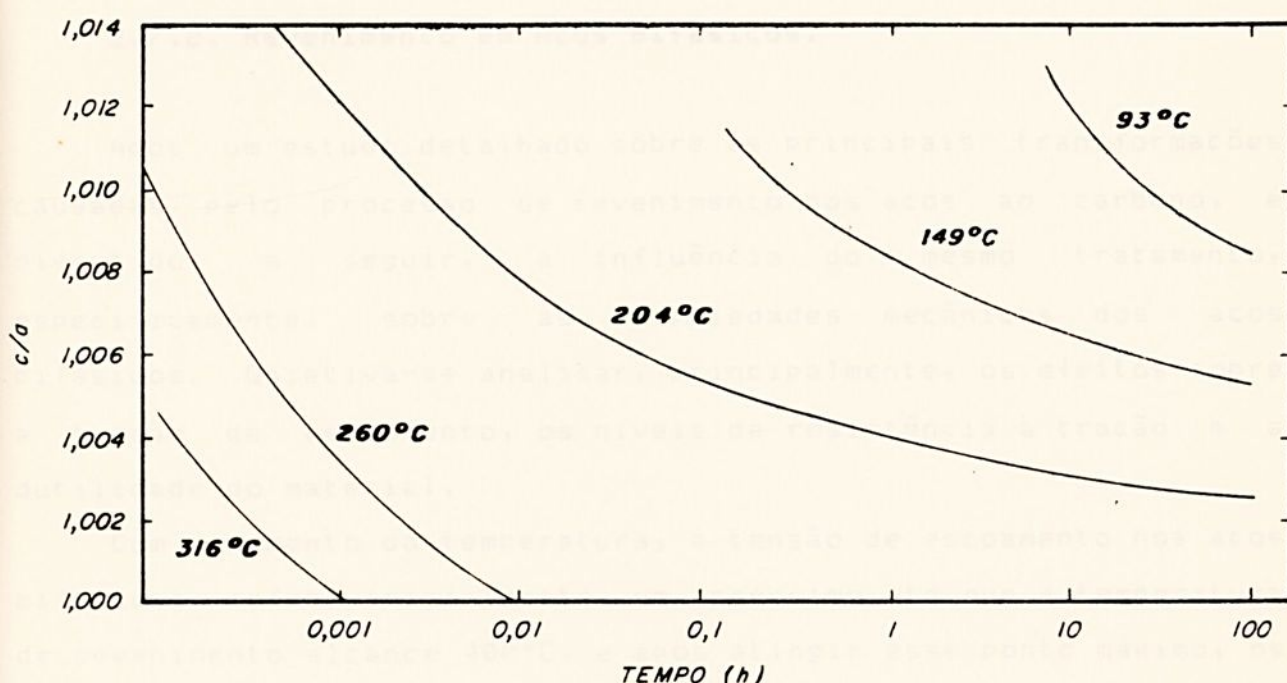


Fig.2.14 - Curva relação c/a vs. tempo de revenimento [108].

d) 4º estágio. Caracteriza-se pelo crescimento das partículas esferoidais de carbonetos, controlado através de processos de difusão [109], onde partículas maiores possuem menores energias livres do que partículas menores.

e) 5º estágio. Tem importância destacada quando as estruturas bifásicas forem obtidas por intermédio de aços microligados. O quinto estágio se caracteriza pela precipitação de carbonetos através de elementos de liga dissolvidos na estrutura. Esse efeito, que aparece como uma nova forma de endurecimento, é especialmente importante para aços bifásicos que contenham apreciáveis quantidades de elementos formadores de carbonetos, como por exemplo, o manganês, o cromo, o tungstênio, o molibdênio, o vanádio e o titânio [67].

2.7.2. Revenimento em Aços Bifásicos.

Após um estudo detalhado sobre as principais transformações causadas pelo processo de revenimento nos aços ao carbono, é discutido, a seguir, a influência do mesmo tratamento, especificamente, sobre as propriedades mecânicas dos aços bifásicos. Objetiva-se analisar, principalmente, os efeitos sobre a tensão de escoamento, os níveis de resistência à tração e a ductilidade do material.

Com o aumento da temperatura, a tensão de escoamento nos aços bifásicos sofre, inicialmente, um acréscimo até que a temperatura de revenimento alcance 400°C, e após atingir esse ponto máximo, os níveis de tensão começam a diminuir [110-111]. A tabela 5 mostra essa evolução.



Tabela 5. Influência da temperatura de revenimento sobre o limite de escoamento em aços bifásicos 1110-1111.

TEMPERATURA (°C)	RASHID	SPEICH	
	Mn - Si - V (MPa)	Mn (MPa)	Mn - Si - V (MPa)
As quenched	390 - 386	440	405
200	400 - 409	471	454
300	474 - 462	-	-
400	521 - 512	484	520
500	499 - 508	449	481
600	-	371	452

Essas variações são justificadas, inicialmente, pela segregação de carbono nas discordâncias, que causa uma diminuição da densidade de discordâncias móveis [64]. Estas tendem a favorecer um aumento na tensão de escoamento e um retorno da descontinuidade do escoamento. Outro fator importante é o surgimento de tensões microresiduais durante a têmpera, causadas pela transformação da austenita em martensita, a qual ocasiona uma mudança de volume de, aproximadamente, 4%. As tensões causam a formação de uma zona plástica na ferrita imediatamente circundando a martensita, e de um campo de tensões elásticas na fase alfa removido da fase martensítica, que produzem um escoamento abaixo

dos níveis normais [110]. O aumento da temperatura de revenimento gera um alívio das tensões residuais, acarretando uma contração volumétrica [112], e um consequente aumento no escoamento.

A temperaturas de 200°C, aproximadamente, uma fina precipitação é observada na austenita retida, a qual pode levar a um acréscimo na estabilidade mecânica da fase. Com o aumento da temperatura de revenimento, a cerca de 300°C, ocorrem novas mudanças estruturais, e a densidade de finos ~~s~~ precipitados em ambas ferritas se torna tão alta quanto na austenita retida, resultando, também, num observado aumento da tensão de escoamento. É importante ressaltar que o acréscimo na estabilidade mecânica da austenita, pode levar a uma mudança no mecanismo de transformação induzida por deformação (TRIP) da austenita retida, passando de uma transformação induzida por tensão para a induzida por deformação [111].

A partir de 400°C, a tensão de escoamento começa a diminuir. Esta redução é justificada, basicamente, pela eliminação das tensões residuais e pela segregação do carbono que é completada. Nesta etapa o amolecimento da fase martensítica se torna dominante [110]. A decomposição da austenita retida também pode causar uma diminuição na tensão de escoamento, mas este fator ainda não foi perfeitamente avaliado [111].

Uma importante característica da influência do revenimento, na tensão de escoamento dos aços bifásicos, é o retorno gradual da descontinuidade do ponto de escoamento. Com a elevação da temperatura, acontece o surgimento das Bandas de Luders, claramente notadas a partir de revenimentos a 600°C [110].

Os níveis de tensão da resistência máxima decrescem com a elevação da temperatura de revenimento [110-111]. Uma quantificação desses valores é dada na tabela 6.

Tabela 6. Influência da temperatura de revenimento sobre a resistência máxima em aços bifásicos 1110-1111.

TEMPERATURA (°C)	RASHID	SPEICH	
	Mn - Si - V (MPa)	Mn (MPa)	Mn - Si - V (MPa)
As quenched	699 - 707	831	700
200	683 - 685	749	712
300	660 - 647	-	-
400	637 - 629	643	647
500	612 - 622	581	603
600	-	489	553

Essa redução da resistência à tração tem sido discutida por diversos pesquisadores e apresentada em vários artigos. Avalia-se que em baixas temperaturas, ou seja, até 200°C, ocorre uma remoção do carbono em solução sólida através de uma precipitação de partículas de cementita nos contornos da martensita 11111. Essa diminuição da quantidade de carbono em solução sólida acarreta um amolecimento na martensita 11131 e uma, consequente, redução nos níveis de tensão. Sabe-se também que, até 300°C, a cementita precipitada na fase martensítica se torna mais grosseira, o que caracteriza a progressão no revenimento, e quando o processo atinge os 400°C, é completada a transformação da austenita retida em bainita superior, pois com a elevação da temperatura, a fase se

torna instável e se decompõe diminuindo ainda mais a resistência à tração 1621. Tal redução sofre as últimas influências da estrutura quando até 500°C, a cinética da decomposição da martensita e da austenita se torna mais rápida, o que resulta numa estrutura grosseira de precipitados na ferrita e nas partículas de cementita na martensita 11111.

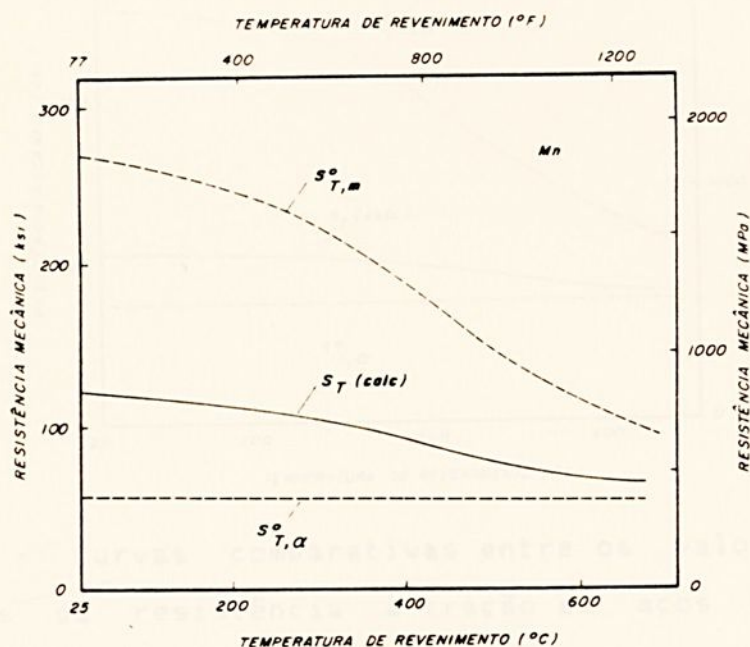


Fig.2.15 - Curvas comparativas entre os valores calculados e observados da resistência à tração em aços bifásicos ao Mn 11101.

Speich 11101 propôs que os níveis de resistência à tração fossem interpretados como um simples modelo de endurecimento composto, assumindo que a deformação nas fases ferríticas e martensíticas não são iguais mas concentradas na ferrita. A lei modificada das misturas é dada por

$$S_t = S_{tf} + (S_{ym} - S_{tf}) P_m / 100, \dots \dots \dots (5)$$

onde S_t é a resistência à tração do aço bifásico, S_{tf} é a resistência à tração da ferrita, S_{ym} é a tensão de escoamento da

martensita, e P_m é a fração volumétrica da fase martensítica. Através da lei modificada, foram traçados gráficos comparativos entre o valor teórico e o valor experimental, figuras 2.15 e 2.16.

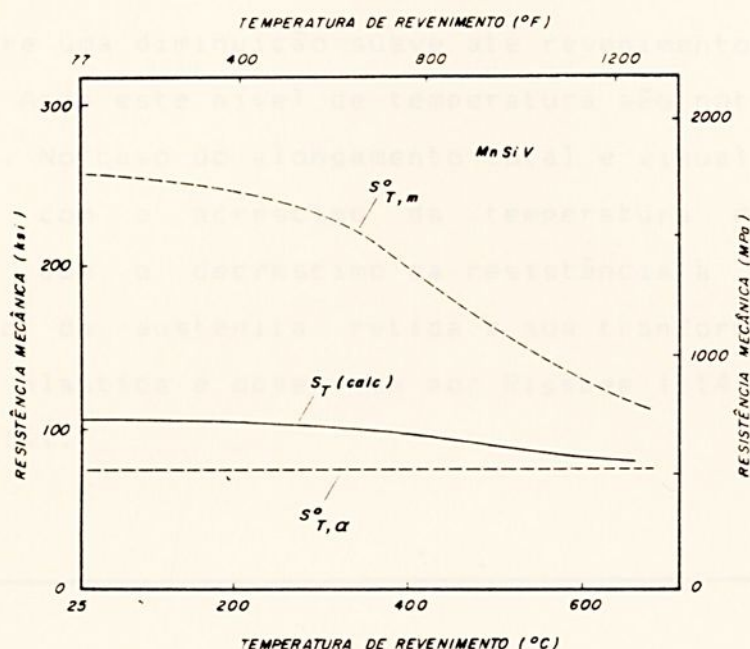


Fig.2.16 - Curvas comparativas entre os valores calculados e observados da resistência à tração em aços bifásicos Mn-Si-V [110].

A propriedade de ductilidade tem sido avaliada pelas variações nos alongamentos uniforme e total, em função da temperatura de revenimento. A influência dos elementos de liga, como o silício e o vanádio, assim como a quantidade de austenita retida, também tem sido analisada. Speich [110] mostrou que os aços bifásicos com teores de elementos de liga apresentam alongamentos bem maiores do que em aços ao manganês. Parte da diferença inicial, pode ser explicada pela mais alta resistência à tração do aço ao manganês, quando comparada ao aço manganês-silício-vanádio. Porém, após um revenimento a 200°C os níveis de resistência se igualam e a

dutibilidade ainda mantém a alta diferença.

As mudanças nos alongamentos uniforme e total, em função da temperatura de revenimento, podem ser analisadas através das figuras 2.17 e 2.18. Para a curva do alongamento uniforme, nota-se que ela sofre uma diminuição suave até revenimentos a temperaturas de 400°C. Após este nível de temperatura são notados um aumento nos valores. No caso do alongamento total é visualizado um aumento constante com o acréscimo da temperatura de revenimento, consistente com o decréscimo da resistência à tração [110]. A contribuição da austenita retida e sua transformação durante a deformação plástica é observada por Rigsbee [114], Furukawa [115] e Rashid [111].

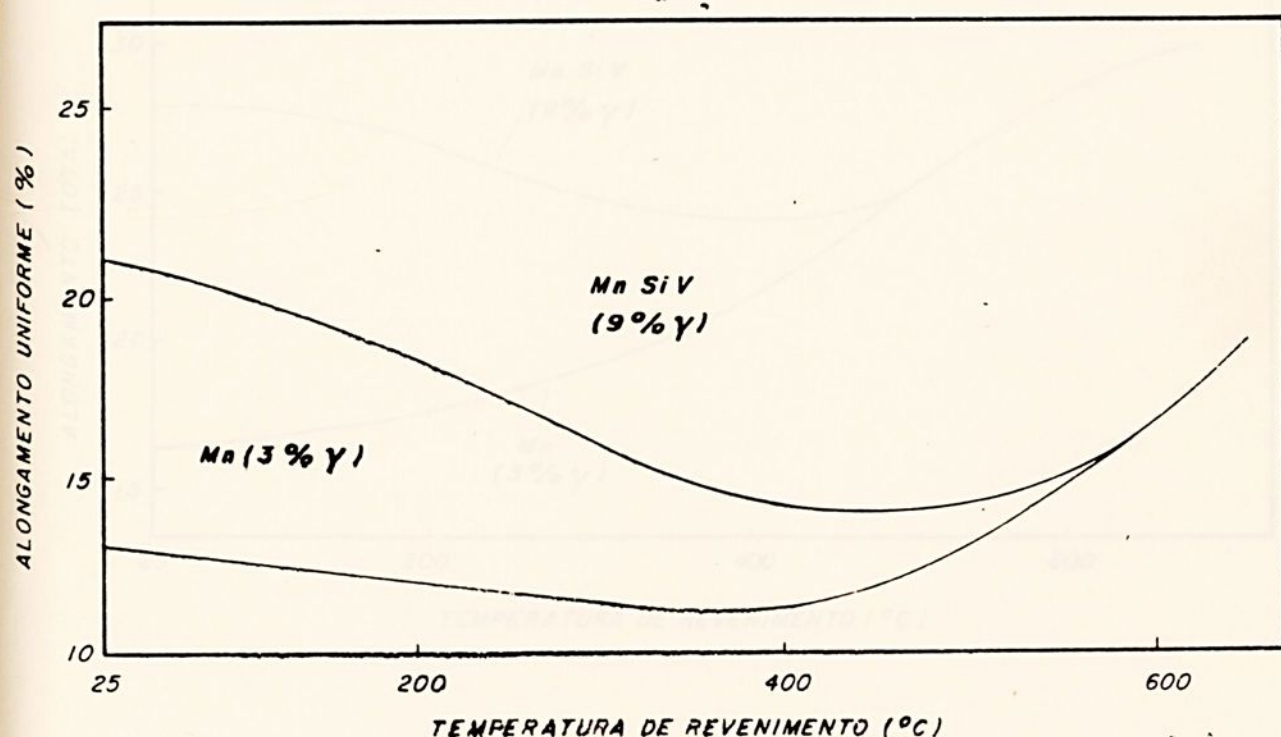


Fig. 2.17 - Efeito do revenimento sobre o alongamento uniforme em aços bifásicos contendo Mn e Mn-Si-V [110].

A fase gama diminui os níveis de ductilidade pela transformação em martensita durante elevação de temperatura ou deformação plástica. Porém, após 400°C, ocorre a decomposição da austenita retida em bainita, causando um aumento nos valores de ductilidade.

No tocante a influência do revenimento nas propriedades de fadiga as informações são escassas (ou inexiste). No entanto, o revenimento pode ser utilizado para provocar transformações na fase martensítica, alterando com isso a interação ferrita-martensita e, certamente, modificando os mecanismos de fadiga.

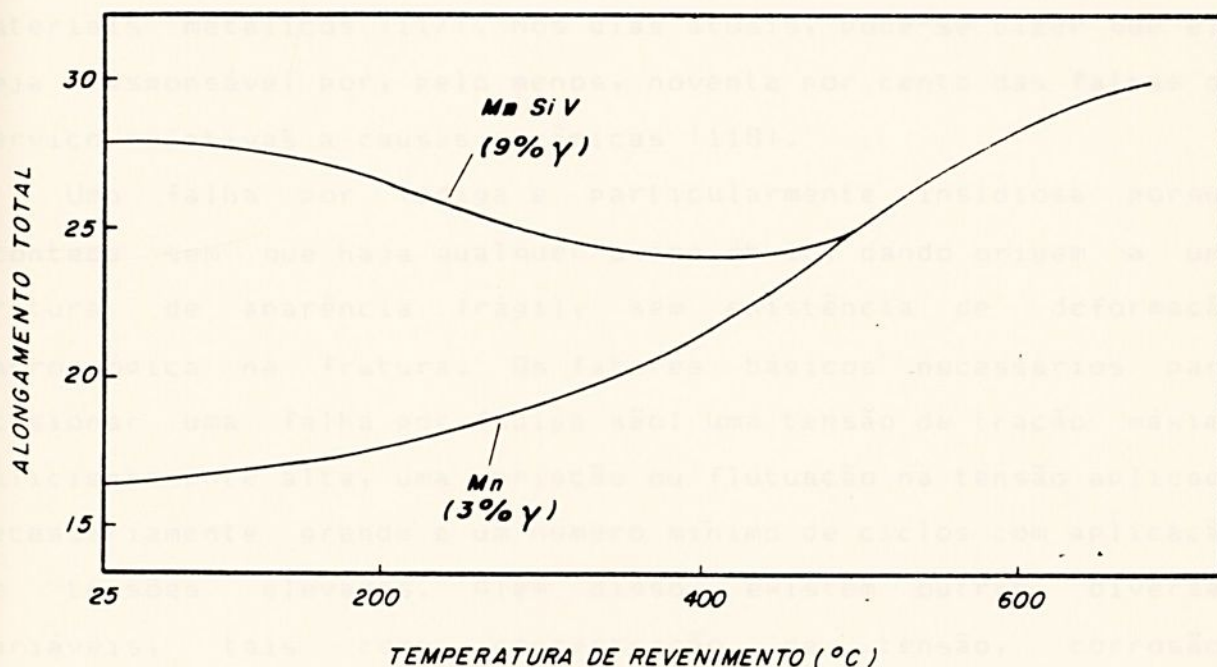


Fig.2.18 - Efeito do revenimento sobre o alongamento total em aços bifásicos contendo Mn e Mn-Si-V [110].

2.8. Fadiga.

É conhecido o fato de que, um metal submetido a uma tensão, repetida ou flutuante, rompe a uma tensão muito inferior aquela necessária para ocasionar fratura devido a aplicação de uma carga estática. As falhas mecânicas decorrentes destas condições de carregamento dinâmico são chamadas de falhas por fadiga [116], em virtude de serem observadas, geralmente, após um período de serviço considerável. A fadiga tornou-se progressivamente importante à medida que a tecnologia desenvolveu um número maior de equipamentos, tais como automóveis, aviões, compressores, bombas e turbinas, sujeitos a carregamento repetido e a vibração, e seu ensaio tornou-se um processo essencial no projeto de muitos materiais metálicos [117]. Nos dias atuais, pode-se dizer que ela seja responsável por, pelo menos, noventa por cento das falhas de serviço relativas a causas mecânicas [118].

Uma falha por fadiga é particularmente insidiosa porque acontece sem que haja qualquer aviso óbvio, dando origem a uma fratura de aparência frágil, sem existência de deformação macroscópica na fratura. Os fatores básicos necessários para ocasionar uma falha por fadiga são: uma tensão de tração máxima suficientemente alta, uma variação ou flutuação na tensão aplicada necessariamente grande e um número mínimo de ciclos com aplicação de tensões elevadas. Além disso, existem outras diversas variáveis, tais como concentração de tensão, corrosão, temperatura, sobrecarga, tensões residuais e tensões combinadas, que tendem a alterar as condições de ocorrência de fadiga [116].

Pesquisas relacionadas com as variações estruturais básicas, experimentadas por um metal sujeito a tensões cíclicas, levaram à divisão do processo de fadiga em estágios de nucleação, propagação



e fratura [116-119]. Alguns estudos, ainda mais detalhados, sobre o mecanismo de fadiga [120] permitem a caracterização de um estágio anterior à nucleação, definido por uma microdeformação plástica causada pelas solicitações cíclicas.

Baxter [117] relatou que a fadiga resulta de uma repetida solicitação de um metal, a qual produz uma gradual acumulação de deformação plástica. Esta deformação não é uniformemente distribuída, mas concentrada em regiões localizadas conhecidas como bandas de deslizamento. Nestas regiões ocorreram a formação de ressaltos e reentrâncias, denominados extrusões e intrusões [121], produzindo, ao longo dos planos de carregamento, uma superfície altamente irregular. Metalografias realizadas cuidadosamente nas seções transversais dos corpos de prova, mostraram que as trincas de fadiga tem início nas intrusões e extrusões [122], ou seja, no interior das bandas de deslizamento. Posteriormente, as tensões cíclicas produziram uma zona plástica na ponta da trinca [117], e a aplicação de pequenas deformações de tração transformaram as trincas nucleadas, ou microtrincas, em trincas macroscópicas. A propagação ocorreu, inicialmente, ao longo dos planos de deslizamento, embora em seguida tomaram a direção normal à maior tensão de tração aplicada, sendo normalmente transgranular.

Em resumo, os conhecimentos atuais sobre o mecanismo de fadiga permitem dividi-lo em cinco estágios [58,120]:

- 1º estágio: microdeformação plástica sob solicitações cíclicas que antecede a nucleação das microtrincas;
- 2º estágio: nucleação de 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

Atualmente, a determinação de leis que regem a propagação de trinca tem sido objeto de intensas pesquisas [123-124]. A obtenção de relações realísticas para a propagação permitem a implementação de uma filosofia de projeto que reconhece a inevitabilidade de trincas nas estruturas de engenharia, mas que intenciona determinar a carga e o comprimento de trinca admissíveis para que não haja falha por fadiga num tempo de serviço estimado.

2.8.1. Fadiga em Aços Bifásicos.

Sabe-se que diferentes mecanismos de fratura estão envolvidos na falha dos aços bifásicos, principalmente, por este material apresentar uma vasta gama de diferentes morfologias [42]. Portanto, não é de se esperar que um simples critério possa ser aplicado a todos os tipos de aços bifásicos, pois, aliado a este fator, os mecanismos de nucleação e, subsequente propagação de trincas, também, são dependentes da história térmica do material [125].

Considerações sobre o comportamento em fratura dos aços bifásicos tem sido bastante realizadas. Foi relatado que a formação de vazios e, conseqüentemente, a nucleação de trincas resultaram da descoesão da interface ferrita-martensita [126-129], ou da fratura da partícula martensítica aliada a descoesão interfacial [25,30], para altos níveis de deformação. Essas

características observadas são muito similares às encontradas em aços esferoidizados [130], ou seja, quando a nucleação de vazios interfaciais ocorrem, preferencialmente, nas posições associadas com partículas grandes, alongadas e proximamente espaçadas, localizadas nos contornos de grão da ferrita, na porção estriccionada de uma amostra solicitada em tração [129].

Jeong e Kim [126] avaliaram a propagação das trincas nos aços bifásicos, e concluíram que ela ocorre ao longo das interfaces ferrita-martensita em amostras temperadas em altas temperaturas. Em situações onde a temperatura intercrítica utilizada foi baixa, a propagação ocorreu nas partículas martensíticas. Os contornos da ferrita retida e transformada também agiram como locais de nucleação e propagação de trincas. Quanto ao comportamento da fratura por tração, relataram que ele não foi influenciado pela taxa de resfriamento, mas pela temperatura intercrítica utilizada no tratamento. Para ambas as taxas de resfriamento de 0.1 e 5.6°C/s, as amostras temperadas a partir de altas temperaturas fraturaram através de um modo parcial de fratura frágil. Porém, com a diminuição da temperatura de têmpera, o modo de fratura mudou para fratura dútil.

O efeito das diferentes estruturas, presentes nos aços bifásicos, também tem sido estudado por diversos pesquisadores. No caso da ferrita, demonstrou-se que o efeito da ferrita transformada sobre o comportamento de fratura não foi substancialmente diferente da ferrita retida. Contudo, a variação do comportamento do crescimento da ferrita transformada, por diferentes taxas de resfriamento, levaram a diferentes distribuições da martensita na microestrutura final, influenciando a nucleação e a propagação de trincas [126].



Com relação a martensita, avaliou-se que o comportamento da tensão em resposta aos ciclos variou com o teor da fase. Um amolecimento cíclico ocorreu quando a fração volumétrica foi aumentada para 50%, sendo a deformação da fase gama e o alívio das concentrações de tensões elásticas locais os principais responsáveis por essa característica. A saturação das estruturas de discordâncias e a localização da nucleação das trincas também foram afetadas pelo teor de martensita [191]. Szewazyk e Gurland [129] concluíram que o papel das grandes inclusões e das bandas ricas em martensita pode ser importante na determinação do alongamento na fratura. Foi observado que os vazios atribuídos a grandes inclusões, devido a sua natureza de atuar como fator de concentração de tensões, podem decidir a localização e o momento da fratura dútil [132]. Além disso, a coalescência de vazios conduz a fratura a ocorrer mais rapidamente, motivada por uma distribuição de vazios não uniforme, devido a presença da martensita ripada. Uma investigação realizada por computadores [133] confirmou que a deformação na fratura pode ser influenciada através das distribuições aleatórias ou não aleatórias de vazios na fratura dútil.



Capítulo 3 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.

3.1. Material.

O material utilizado para confecção dos corpos de prova, de tração e fadiga, foi adquirido em uma única chapa de 2000x1500 mm, com espessura de 3 mm. Inicialmente, a chapa foi cortada numa guilhotina, em tiras de 115x45 mm, no sentido da laminação. Posteriormente, essas mesmas tiras foram usinadas, para obtenção dos corpos de prova em sua forma final, de acordo com dimensões normalizadas.

Foi efetuada uma análise química das amostras caracterizando o material como um aço de baixo carbono, contendo 0,12% do elemento. Essas amostras foram extraídas de diferentes posições da chapa utilizada, visando verificar a homogeneidade da composição.

3.2. Corpos de Prova.

Os corpos de prova, apropriados para ensaios de fadiga por flexão alternada simétrica, foram confeccionados de acordo com a geometria fornecida em catálogo, pelo fabricante da máquina de ensaio. Eles foram usinados e o acabamento superficial feito com uma sequência de lixas, com granulacões de 100, 220, 320, 400 e 600. A figura 3.1 ilustra o corpo de prova utilizado. Foram confeccionadas 225 unidades.

Para os ensaios de tração foram usinados 24 corpos de prova. A norma utilizada para confecção dos mesmos foi a ASTM. A figura 3.2 caracteriza as dimensões. O processo de usinagem e de acabamento superficial foram os mesmos utilizados para os corpos de prova de fadiga.

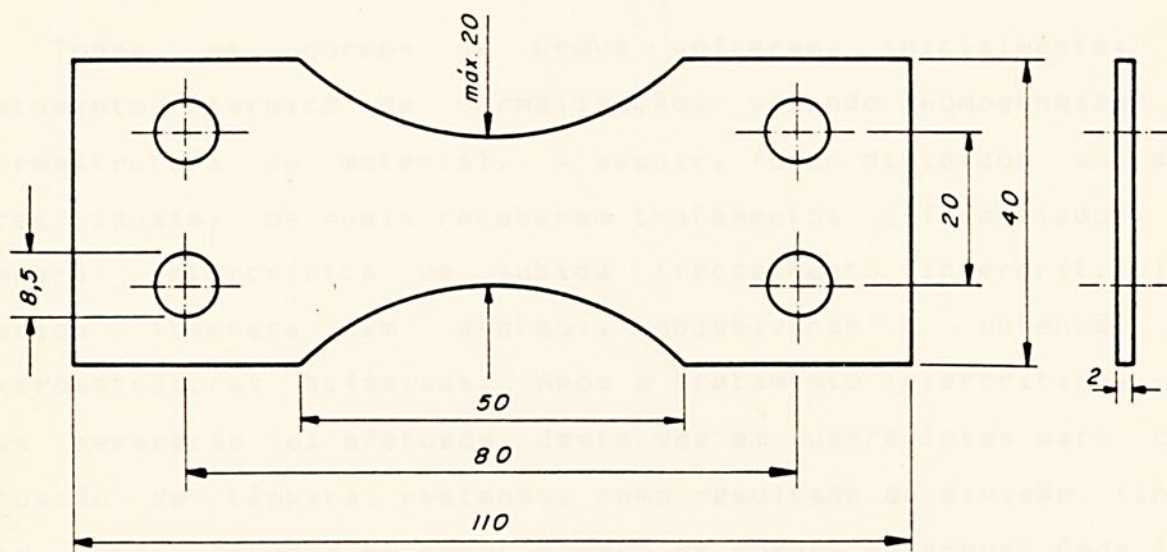
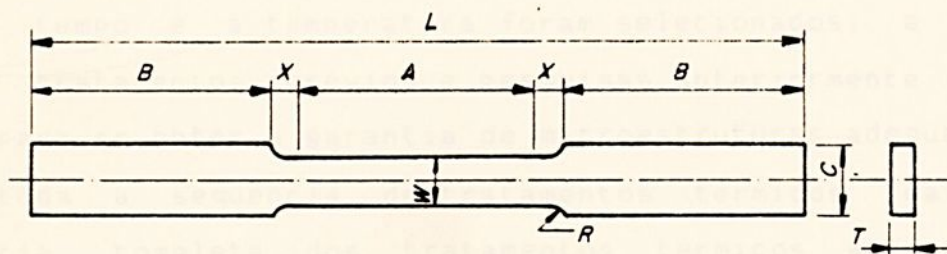


Fig.3.1 - Corpo de prova para ensaio de fadiga por flexão alternada simétrica.



A - 31,75 mm

B - 31,75 mm

C - 9,53 mm

L - 101,6 mm

R - 6,35 mm

T - 3,15 mm

W - 6,35 mm

X - 3,175 mm

Fig.3.2 - Corpo de prova para ensaio de tração - Norma ASTM.

3.3. Tratamentos Térmicos.

Todos os corpos de prova sofreram, inicialmente, um tratamento térmico de normalização, visando homogeneizar a microestrutura do material. A seguir, foram divididos em dois lotes iguais, os quais receberam tratamentos diferenciados, de têmpera intercrítica de subida (recozimento intercrítico) e descida (têmpera em degrau), objetivando a obtenção de microestruturas bifásicas. Após o tratamento intercrítico, uma nova separação foi efetuada, desta vez em quatro lotes para cada situação de têmpera, restando, como resultado da divisão final, oito lotes contendo um mesmo número de corpos de prova. Cada lote recebeu um tratamento de revenimento diferenciado, variando a temperatura do tratamento para cada caso. Os lotes 1 e 5 foram mantidos no estado temperado. Os lotes 2 e 6, 3 e 7, e 4 e 8, sofreram revenimentos de 200°C, 350°C e 500°C, respectivamente.

O tempo e a temperatura foram selecionados, a partir de alguns tratamentos prévios e pesquisas anteriormente realizadas [58], para se obter a garantia de microestruturas adequadas, assim como toda a sequência de tratamentos térmicos realizados. A sequência completa dos tratamentos térmicos aplicados está indicada no esquema abaixo:

Lote 1. Tratamento Térmico TS780.

Etapa 1. Aquecimento a 950°C por 60 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

Etapa 2. Reaquecimento a 780°C por 60 minutos.

Etapa 3. Têmpera em água gelada mantida a 5°C.



Lote 2. Tratamento Térmico TS780/R200.

Além da repetição das três etapas realizadas no lote 1, foi efetuado um posterior revenimento, descrito por:

Etapa 4. Reaquecimento a 200°C por 30 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

Lote 3. Tratamento Térmico TS780/R350.

Processo semelhante ao lote 1, seguido de:

Etapa 4. Reaquecimento a 350°C por 30 minutos com, posterior, resfriamento ao ar.

Lote 4. Tratamento Térmico TS780/R500.

Repete o processo do lote 1, seguido de uma etapa caracterizada por:

Etapa 4. Reaquecimento a 500°C por 30 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

Lote 5. Tratamento Térmico TD780.

Etapa 1. Aquecimento a 950°C por 60 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

Etapa 2. Reaquecimento a 950°C por 30 minutos.

Etapa 3. Resfriamento de 950°C para 780°C, mantendo esta temperatura por 30 minutos.

Etapa 4. Têmpera em água gelada.



Lote 6. Tratamento Térmico TD780/R200.

Repetição das quatro etapas do lote 5, seguido de:

Etapa 5. Reaquecimento a 200°C por 30 minutos e resfriamento ao ar.

Lote 7. Tratamento Térmico TD780/R350.

Realização das etapas efetuadas no lote 5, seguido de:

Etapa 5. Reaquecimento a 350°C por 30 minutos, mais resfriamento ao ar.

Lote 8. Tratamento Térmico TD780/R500.

Repetição do processo efetuado no lote 5, e realização de uma etapa posterior caracterizada por:

Etapa 5. Reaquecimento a 500°C por 30 minutos seguido de resfriamento ao ar.

Todos os tratamentos térmicos foram efetuados em fornos mufla, onde as diferentes formas de tratamentos propiciaram a obtenção de corpos de prova com diferentes microestruturas.



3.4. Análise por Microscopia ótica.

As amostras, utilizadas na análise por microscopia ótica, foram retiradas das oitos formas diferentes de tratamentos térmicos realizados, sendo uma amostra para cada situação. Elas foram embutidas a frio, lixadas em uma sequência granulométrica de 100, 220, 320, 400 e 600, polidas em pasta de óxido de alumínio e atacadas com nital a 2%. Com o auxílio de um banco metalográfico, Neophot 30, foram efetuadas observações qualitativas e quantitativas de aspectos microestruturais, tais como fases presentes, grãos, frações volumétricas e microdurezas das fases.

A princípio foram realizadas observações sobre a microestrutura, fotografando-se as amostras preparadas, caracterizando as fases presentes. A fração volumétrica da martensita foi determinada pela técnica da contagem de pontos [134, 135]. Tal técnica consiste na análise de diversas áreas da amostra, sobrepondo uma grade ou reticulado de pontos sobre a microestrutura. A relação entre as intersecções dos traços horizontais e verticais da grade incidentes sobre a fase martensítica e o número total de intersecções do reticulado fornece, diretamente, a quantidade em volume da martensita. Foram efetuadas, pelo menos, dez medições para cada situação.

As microdurezas da fase ferrita e martensita foram medidas em escala Vickers, utilizando-se uma carga de 10gf. As principais vantagens, pelo qual o método foi escolhido, foram uma escala contínua, permitindo que essa escala cubra uma ampla faixa de dureza, e uma impressão extremamente pequena, possibilitando a medição da dureza de um grão específico. Foram efetuadas, aproximadamente, dez medições da microdureza, para cada fase presente na amostra.



3.5. Ensaios de Tração.

Os ensaios de tração foram efetuados em uma máquina EMIC, com capacidade de 10 toneladas. Foram usinados corpos de prova para todos os tratamentos térmicos realizados, retirados no sentido da laminação da chapa, com as dimensões estabelecidas pela norma ASTM. Os ensaios objetivaram a determinação dos parâmetros de tensão de escoamento, limite de resistência, deformações uniforme e total e redução de área.

3.6. Ensaios de Fadiga.

Os ensaios de fadiga foram feitos em flexão plana alternada simétrica. Foi utilizado um equipamento marca Schenck, modelo PWS, com velocidade de ensaio de 1500 ciclos por minuto, que permite a aplicação da tensão de flexão pré-estabelecida no corpo de prova. Os níveis de tensão utilizados variaram entre 343 MPa e 539 MPa, situando-se no trecho inicial da curva de Wohler.

Com os dados obtidos, foram traçadas curvas tensão x número de ciclos, em escala logarítmica para os lotes de 1 a 8, com exceção do lote 7 que não foi efetuado. Todos os valores obtidos experimentalmente foram trabalhados com o auxílio de um programa computacional, Statgraf, para determinação de parâmetros do tipo equação de reta (regressão linear) e intervalo de confiança.



Capítulo 4 - RESULTADOS.

4.1 Análise Química.

A análise química realizada no material apresentou a composição, em peso, indicada na tabela 7, caracterizando o material como um aço de baixo carbono:

Tabela 7. Composição química do aço utilizado.

ELEMENTO	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Al
% em peso	0,12	0,77	0,21	0,013	0,015	0,01	0,02	0,033

4.2 Microscopia ótica.

Com o auxílio de um banco metalográfico, Neophot 30, foram efetuadas observações qualitativas e quantitativas das várias amostras, obtidas pelas diferentes formas de tratamentos térmicos realizados neste trabalho.

A princípio foram efetuadas observações das microestruturas finais e, em seguida, a documentação de cada amostra e a caracterização das fases presentes. A figura 4.1 mostra uma microestrutura constituída de ferrita e martensita da condição TS780. Em função do tratamento térmico anterior a têmpera, pode-se

dizer que, ocorreu a nucleação da fase austenítica nos contornos da fase ferrítica e, portanto, produziu-se uma estrutura apresentando uma matriz martensítica envolvendo ilhas de ferrita. As condições TS780/R200, TS780/R350 e TS780/R500, em função da têmpera intercrítica, apresentaram as mesmas características microestruturais iniciais da situação TS780, porém, diferenciando-se com as transformações causadas pela realização do tratamento térmico posterior e pela variação da temperatura do revenido. As figuras 4.2, 4.3, e 4.4 ilustram, pela ordem, as situações TS780/R200, TS780/R300 e TS780/R500. A figura 4.5 define uma microestrutura também formada por ferrita e martensita, condição TD780, porém, em virtude da elevação da temperatura à região de austenitização antes da têmpera intercrítica, caracteriza uma matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita. As figuras 4.6, 4.7 e 4.8 documentam as microestruturas das condições TD780/R200, TD780/R350 e TD780/R500, respectivamente.

As frações volumétricas das fases martensítica e ferrítica foram influenciadas pelo tratamento de revenimento. A elevação da temperatura do revenido ocasionou uma diminuição do percentual da fase martensítica na microestrutura. Essa redução foi caracterizada por uma pequena variação do percentual da fase até revenimentos de 200°C, porém de uma maneira significativa em níveis de temperaturas superiores. Tal comportamento ocorreu de maneira semelhante, tanto para corpos de prova obtidos por têmpera intercrítica a partir de estruturas perlíticas - ferríticas, lotes TS, como para amostras temperadas intercriticamente a partir de estruturas austeníticas, lotes TD.

A microdureza da martensita apresentou uma acentuada diminuição em baixas temperaturas de revenimento, e continuou a decrescer, porém de maneira mais sensível, para temperaturas mais

altas. Com relação a fase ferrítica, notou-se que a microdureza decresceu significativamente com a aplicação do tratamento de revenido. Porém, com a variação nos níveis de temperatura do tratamento de revenimento foram notadas pequenas alterações. A tabela 8 indica os tratamentos térmicos efetuados e, respectivamente, as frações volumétricas e as microdurezas das fases.

Tabela 8 - Influência da temperatura de revenimento sobre as frações volumétricas e as microdurezas das fases em aços bifásicos.

LOTE	TRATAMENTOS TÉRMICOS	MARTENSITA		FERRITA	
		DUREZA (HV)	% VOL.	DUREZA (HV)	% VOL.
1	TS 780	759	36,9	231	63,1
2	TS 780 / R 200	516	35,4	175	64,6
3	TS 780 / R 350	453	20,1	167	79,9
4	TS 780 / R 500	376	15,1	151	84,9
5	TD 780	742	35,6	228	64,4
6	TD 780 / R 200	510	34,4	171	65,6
7	TD 780 / R 350	451	19,3	165	80,7
8	TD 780 / R 500	379	15,3	152	84,7

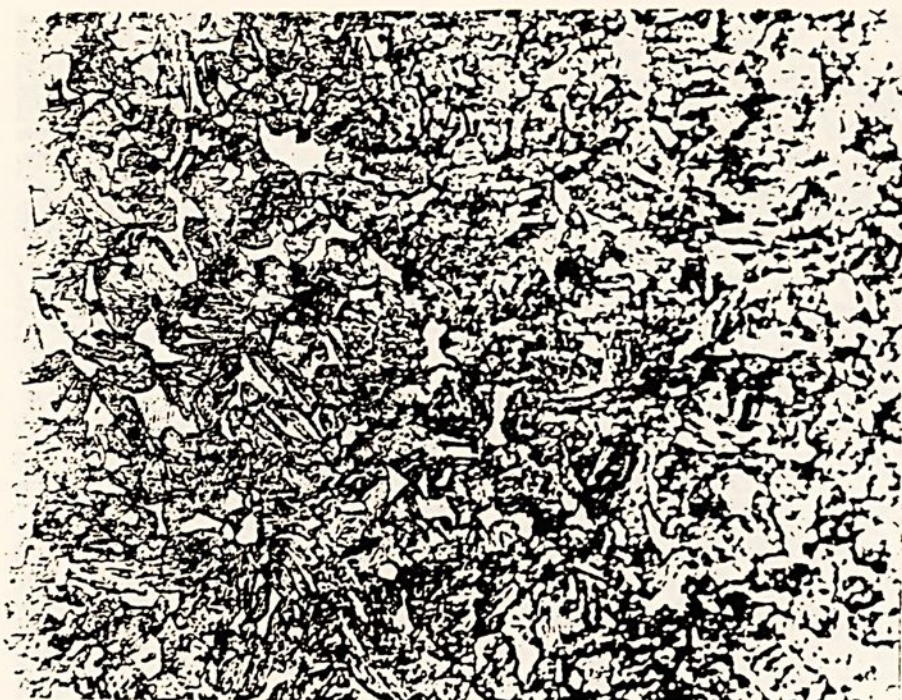


Fig. 4.1 - Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TS780. Aumento 500x.

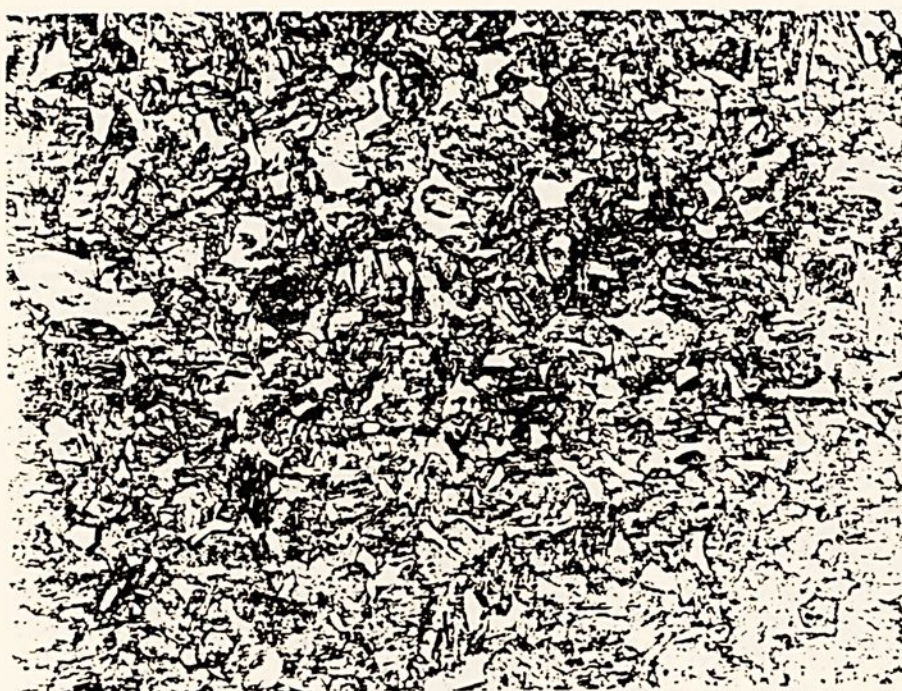


Fig. 4.2 - Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TS780/R200. Aumento 500x.

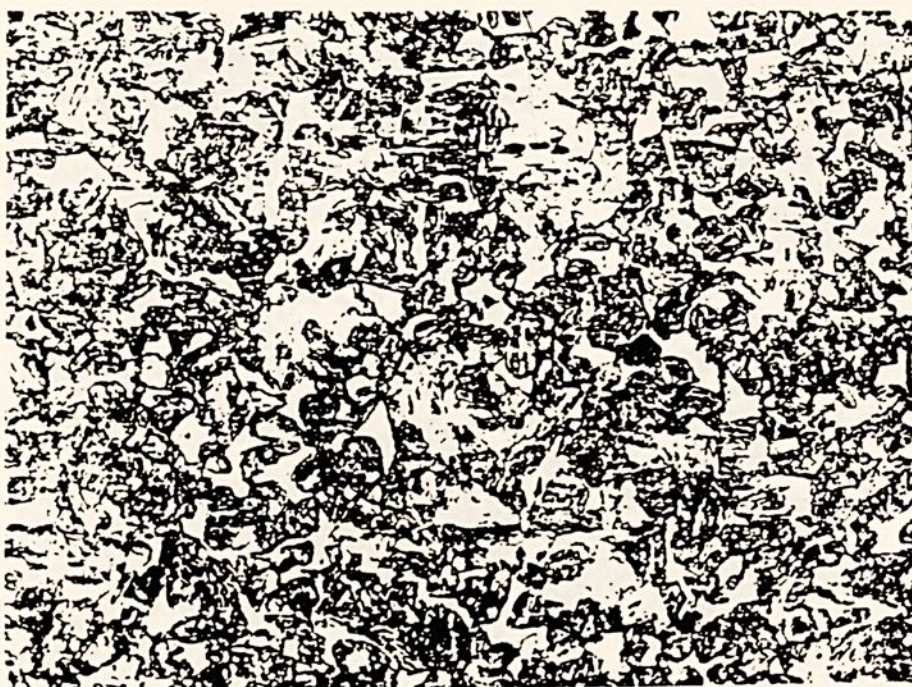


Fig. 4.3 - Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TS780/R350. Aumento 500x.

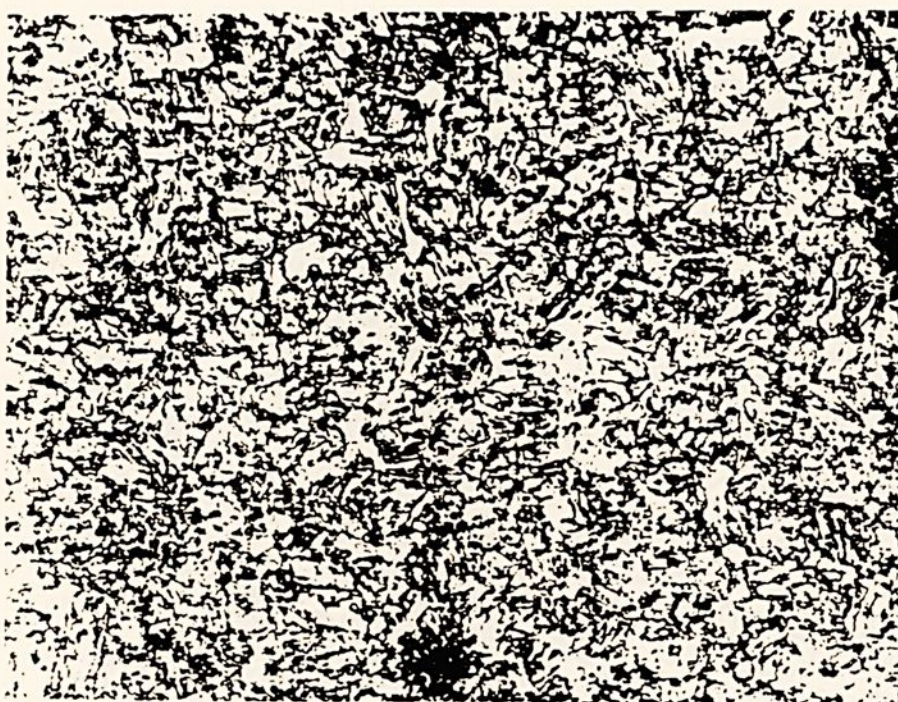


Fig. 4.4 - Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TS780/R500. Aumento 500x.



Fig. 4.5 - Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TD780. Aumento 500x.



Fig. 4.6 - Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TD780/R200. Aumento 500x.



Fig. 4.7 - Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TD780/R350. Aumento 500x.



Fig. 4.8 - Microestrutura bifásica obtida a partir do tratamento térmico TD780/R500. Aumento 500x.

4.3. Propriedades de Tração.

Os ensaios de tração, realizados em uma máquina EMIC, apresentaram os resultados indicados na tabela 9.

Tabela 9. Resultados obtidos em ensaios de tração.

LOTE	TRATAMENTOS TÉRMICOS	TENSÃO DE ESCOAMENTO (MPa)	RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (MPa)	ALONGAM. UNIFORME (%)	ALONGAM. TOTAL (%)	REDUÇÃO DE ÁREA (%)
1	TS 780	431	818	13,1	17,7	33,2
2	TS 780/R200	457	745	12,8	17,9	35,1
3	TS 780/R350	472	660	11,1	21,5	39,3
4	TS 780/R500	449	591	13,8	24,6	45,6
5	TD 780	423	765	11,9	15,7	32,4
6	TD 780/R200	441	713	11,4	16,3	33,5
7	TD 780/R350	459	630	10,6	19,9	37,3
8	TD 780/R500	443	546	11,2	23,1	42,6

Com relação as propriedades mecânicas do material, notou-se que a elevação da temperatura de revenimento causou um decréscimo nos valores da resistência à tração, de forma mais acentuada a partir de 350°C, tanto na condição TS como na condição TD. Causou também uma elevação inicial nos níveis da tensão de escoamento, até 350°C, seguido de uma diminuição de valores, a partir de revenimentos em temperatura superior. Da mesma forma, o tratamento de revenimento ocasionou um aumento nos níveis de ductilidade, representada pelos valores dos alongamentos, uniforme e total, e redução de área, de uma forma mais significativa a partir de 350°C.

As curvas tensão-deformação estão traçadas nas figuras 4.9, para têmpera de subida, e 4.10, para têmpera de descida.

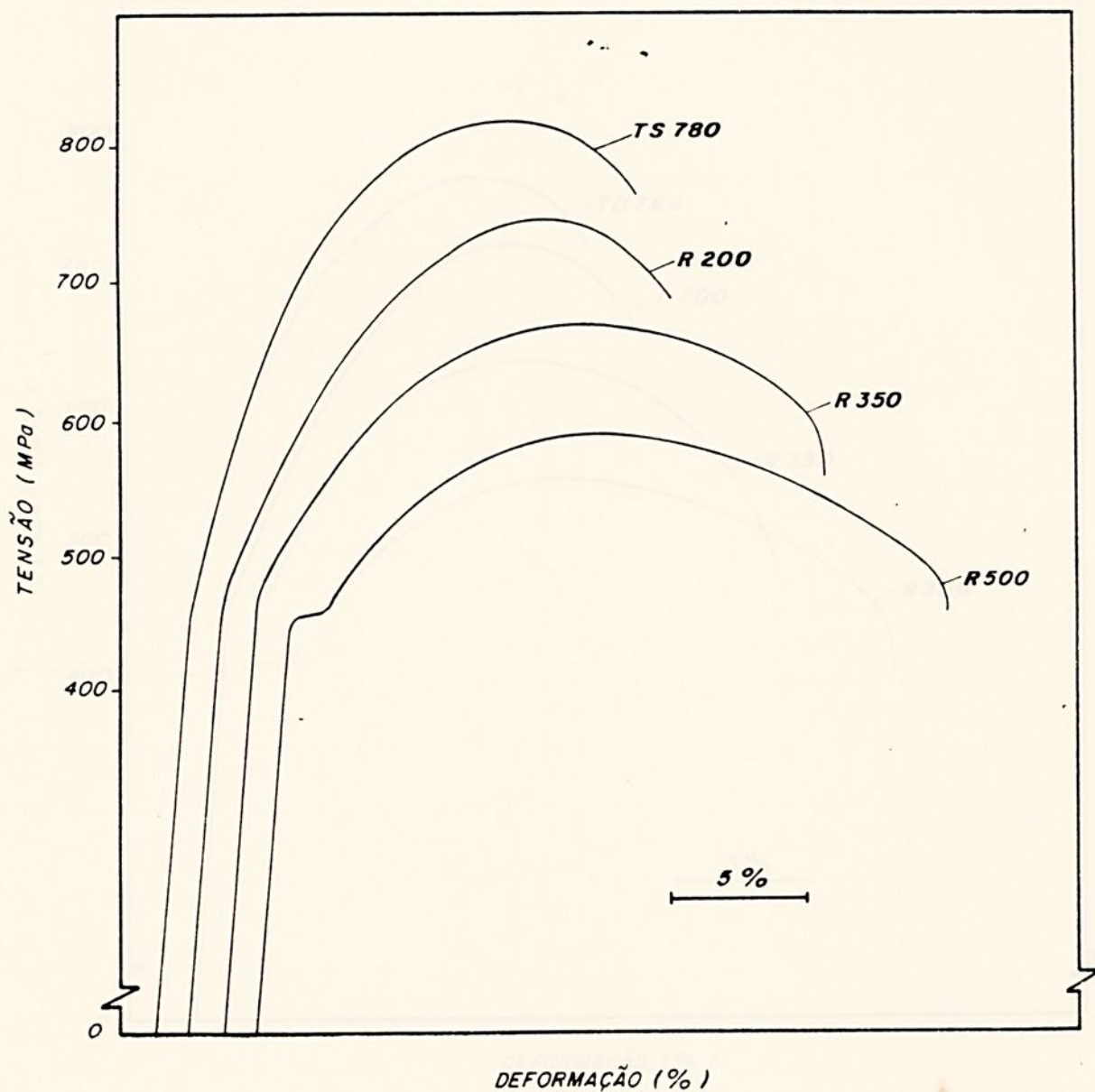


Fig. 4.9 - Curvas tensão deformação para têmpera de subida e revenimentos. Lotes na condição TS.

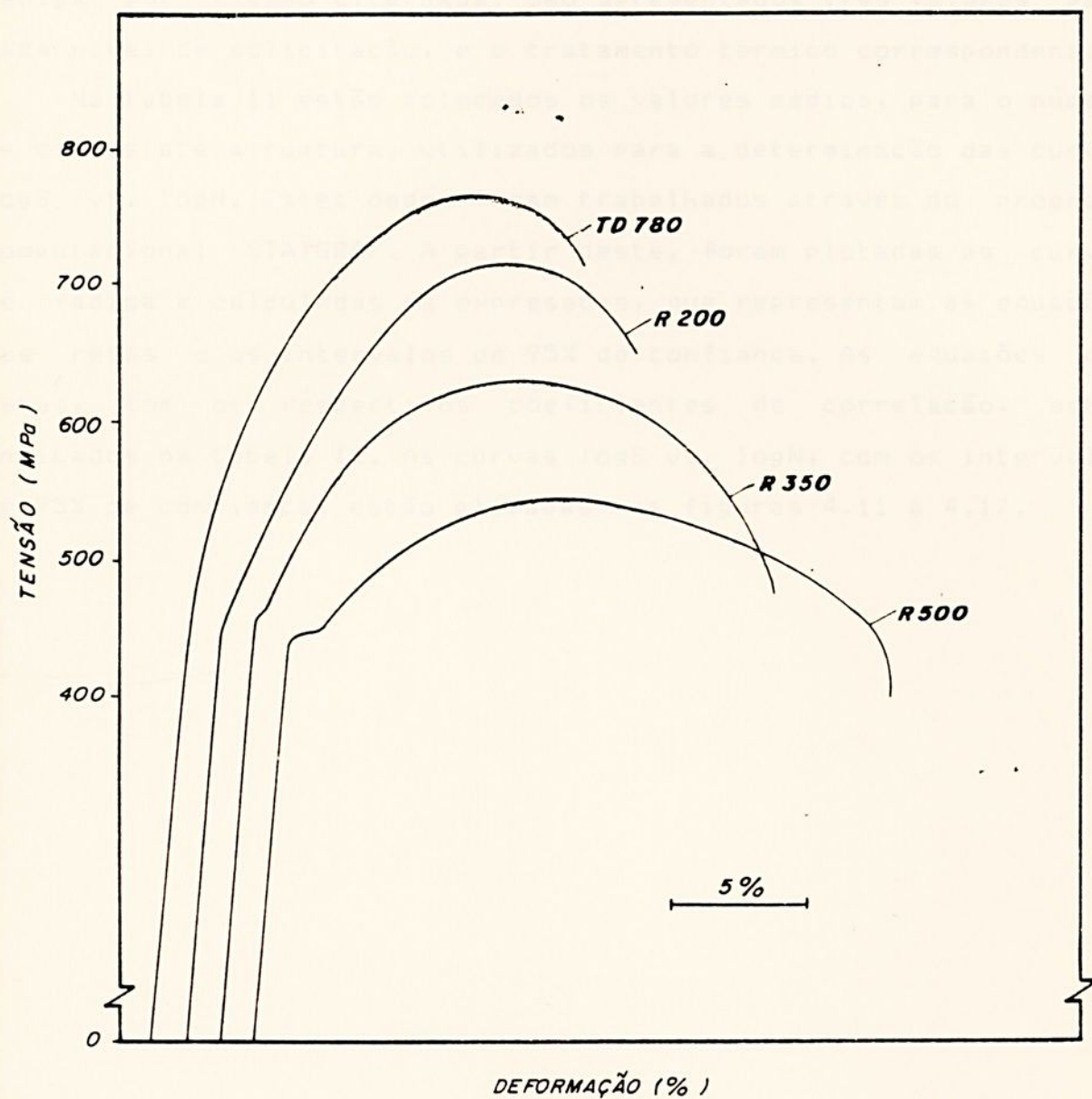


Fig. 4.10 - Curvas tensão-deformação para têmpera de descida e revenimentos. Lotes na condição TD.

4.4. Propriedades de Fadiga.

A tabela 10 indica os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão alternada. São apresentados três valores para cada nível de solicitação, e o tratamento térmico correspondente.

Na tabela 11 estão colocados os valores médios, para o número de ciclos até a ruptura, utilizados para a determinação das curvas logS vs. logN. Estes dados foram trabalhados através do programa computacional STATGRAF. A partir deste, foram plotadas as curvas de fadiga e calculadas as expressões, que representam as equações das retas e os intervalos de 95% de confiança. As equações das retas, com os respectivos coeficientes de correlação, estão indicados na tabela 12. As curvas logS vs. logN, com os intervalos de 95% de confiança, estão plotadas nas figuras 4.11 a 4.17.

08		37.500	38.400	35.500	19.300	37.400	33.700	31.300
09		70.100	42.700	74.900	20.100	38.100	37.400	43.400
10	412	31.800	73.400	32.200	25.500	40.700	31.000	27.200
11		120.700	34.200	41.300	29.200	43.200	32.100	30.400
12		118.200	27.700	41.200	37.100	43.100	26.100	33.400
13	392	113.400	35.900	49.000	34.100	101.200	42.200	32.100
14		112.600	72.800	31.100	34.400	108.000	45.100	34.200
15		127.000	77.100	73.700	47.000	110.100	52.700	35.300
16	372		84.100	60.300	42.500		73.700	44.200
17			81.200	82.400	47.800		76.400	47.700
18			87.400	43.100	55.100		82.700	48.200
19	341				74.300			41.500
20					77.500			46.700
21					82.100			74.200

Tabela 10. Número de ciclos até a fratura em diferentes temperaturas de revenimento e níveis de solicitação correspondentes.

CDP Nº	NÍVEL DE SOLICITA- ÇÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS ATÉ A RUPTURA						
		TS 780	TS780/R200	TS780/R350	TS780/R500	TD 780	TD780/R200	TD780/R500
01	539	25.500				17.900		
02		28.000				22.400		
03		28.800				25.700		
04	490	37.200	19.800	16.600		34.800	17.400	
05		39.900	24.600	17.200		35.200	19.200	
06		42.400	25.100	18.400		37.900	23.400	
07	451	60.600	33.300	24.700	16.300	50.200	29.000	15.100
08		67.200	36.400	26.500	19.300	51.600	33.200	21.300
09		70.100	40.200	28.900	20.400	59.100	35.400	23.400
10	412	98.800	53.000	38.200	25.500	80.700	51.000	27.500
11		100.700	54.900	41.300	28.600	86.200	55.300	30.000
12		114.900	57.700	45.000	31.100	89.100	56.100	33.600
13	392	118.400	66.900	49.000	36.700	104.200	62.500	35.100
14		119.800	72.800	52.100	38.400	108.000	66.100	36.900
15		127.000	73.100	53.700	41.000	110.100	69.700	38.300
16	372		84.100	60.900	45.600		75.700	44.200
17			86.200	62.400	47.900		79.400	47.700
18			87.800	68.100	55.100		86.600	49.800
19	343				74.500			61.600
20					77.600			66.700
21					80.100			74.300

Tabela 11. Valor médio do número de ciclos até a falha, para cada nível de solicitação e condição microestrutural.

NÍVEL DE SOLICITAÇÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS ATÉ A RUPTURA						
	TS 780	TS780/R200	TS780/R380	TS780/R500	TD 780	TD780/R200	TD780/R500
539	27.433				22.000		
490	39.833	23.167	17.400		35.967	20.000	
451	65.967	36.633	26.700	18.667	53.633	32.533	19.933
412	104.800	55.200	41.500	24.400	85.333	54.133	30.367
392	121.733	70.933	51.600	38.700	107.433	66.100	36.767
372		86.033	63.800	49.533		80.567	47.233
343			77.400				67.533

Tabela 12. Equações das curvas $\log S$ vs. $\log N$ e coeficiente de correlação para cada tratamento térmico realizado.

LOTE	TRATAMENTOS TÉRMICOS	EQUAÇÃO ($1/\log S = a + b \log N$)	COEFICIENTE DE CORRELAÇÃO
1	TS 780	$1/\log S = 0.235 + 0.029 \log N$	0.9984
2	TS 780/R200	$1/\log S = 0.239 + 0.030 \log N$	0.9993
3	TS 780/R350	$1/\log S = 0.241 + 0.031 \log N$	0.9997
4	TS 780/R500	$1/\log S = 0.266 + 0.026 \log N$	0.9973
5	TD 780	$1/\log S = 0.240 + 0.029 \log N$	0.9991
6	TD 780/R200	$1/\log S = 0.251 + 0.028 \log N$	0.9988
8	TD 780/R500	$1/\log S = 0.245 + 0.031 \log N$	0.9995

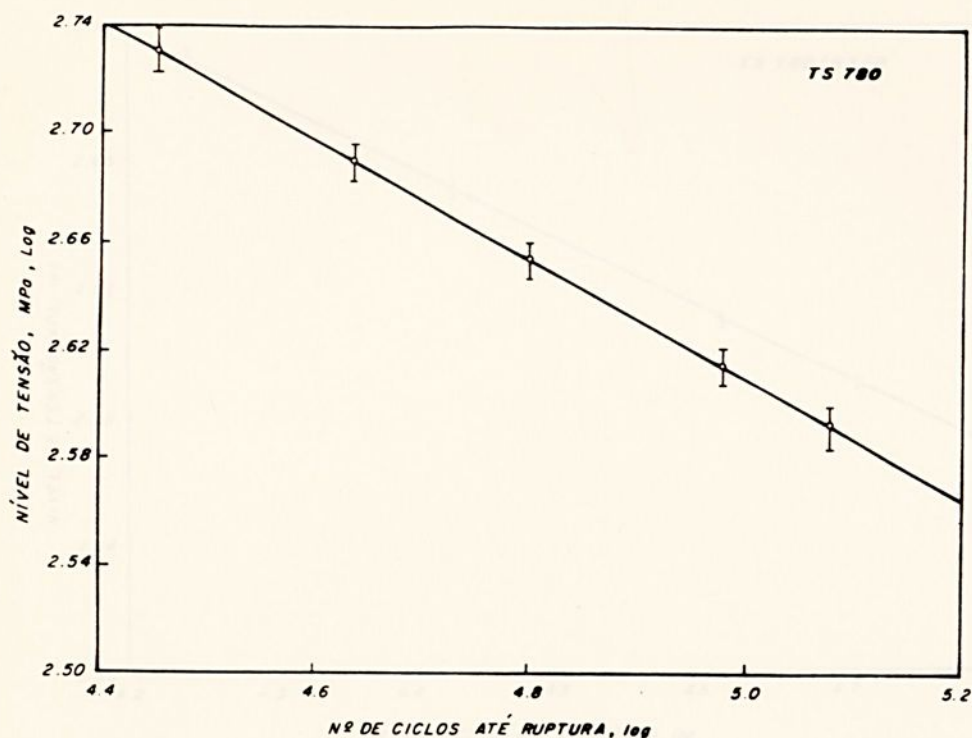


Fig. 4.11 - Curvas logS vs. logN para a condição TS780.

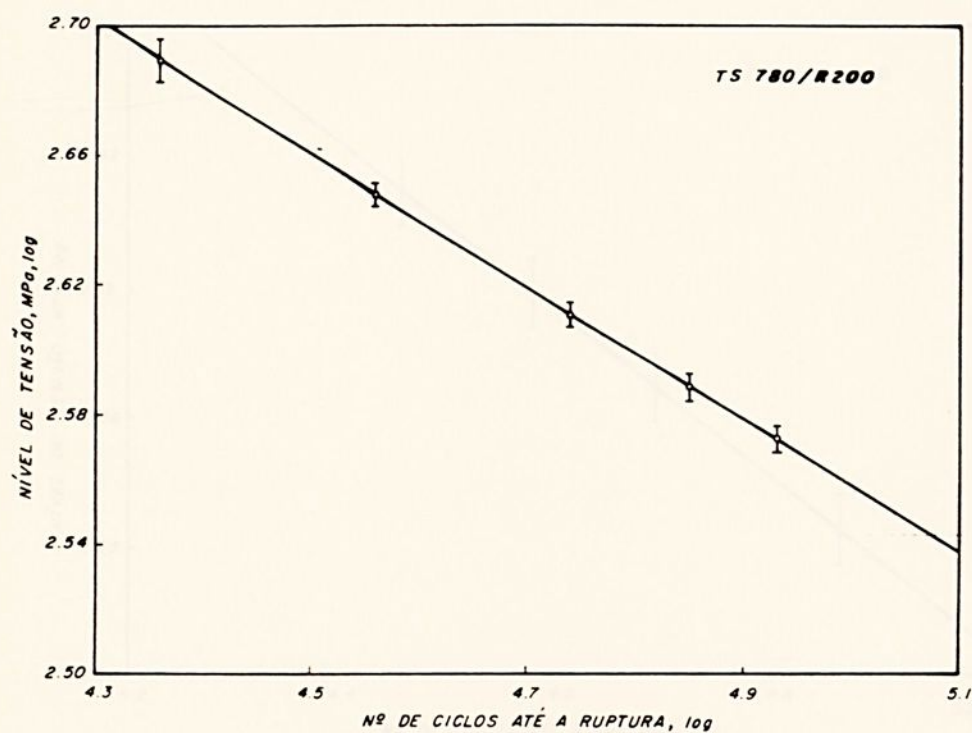


Fig. 4.12 - Curvas logS vs. logN para a condição TS780/R200.

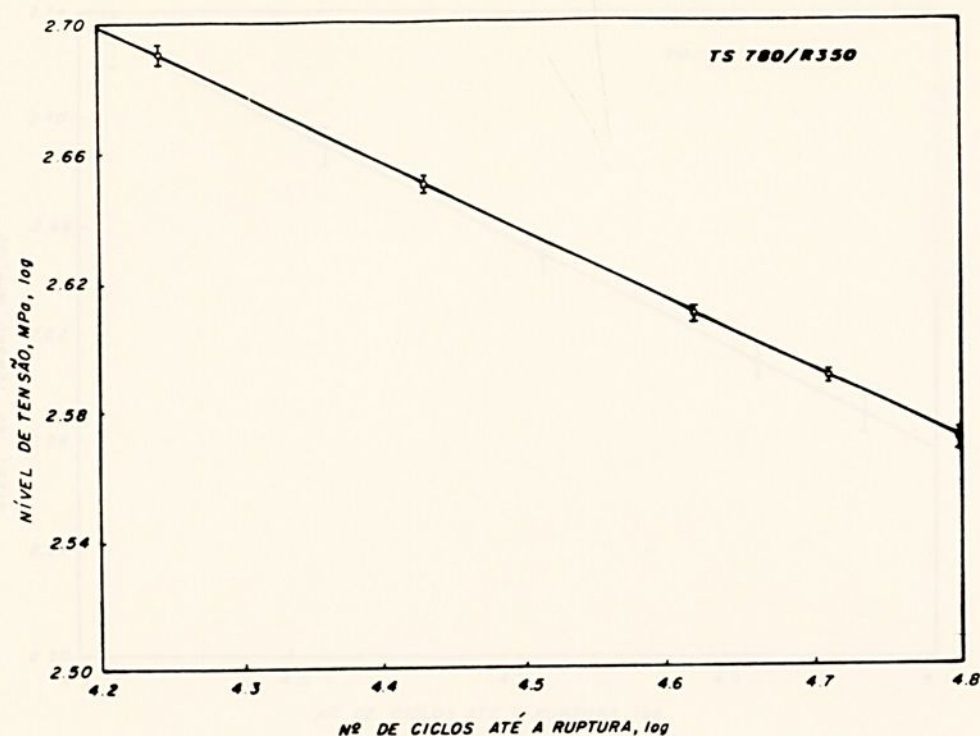


Fig. 4.13 - Curvas logS vs. logN para a condição TS780/R350.

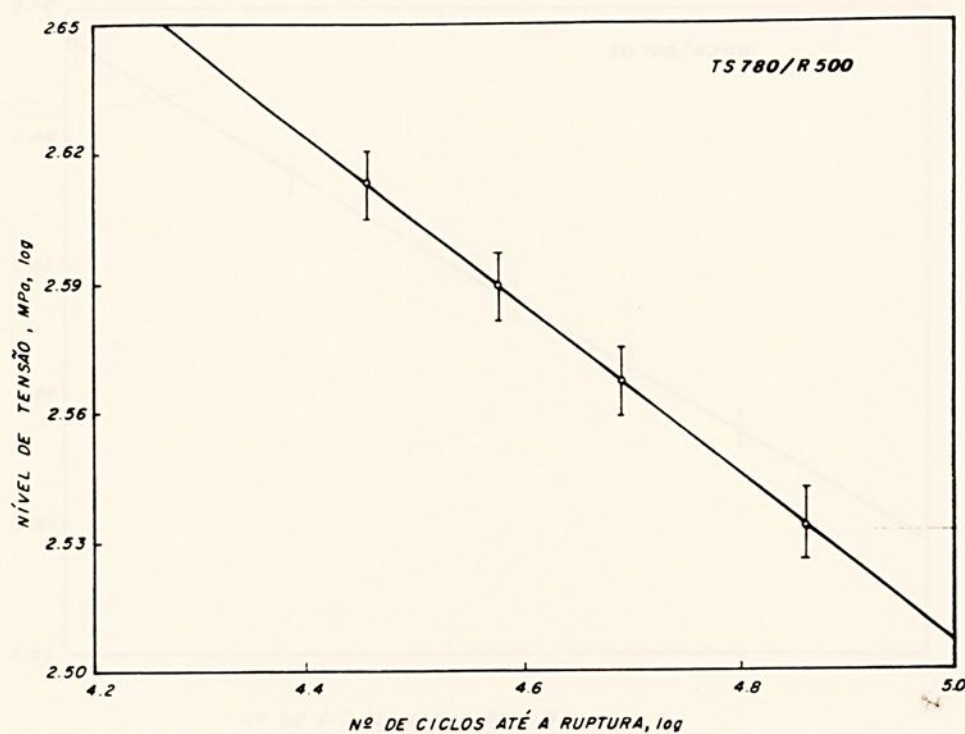
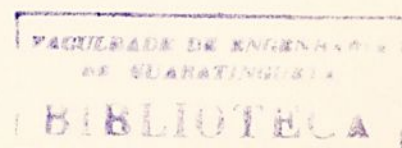


Fig. 4.14 - Curvas logS vs. logN para a condição TS780/R500.

000215



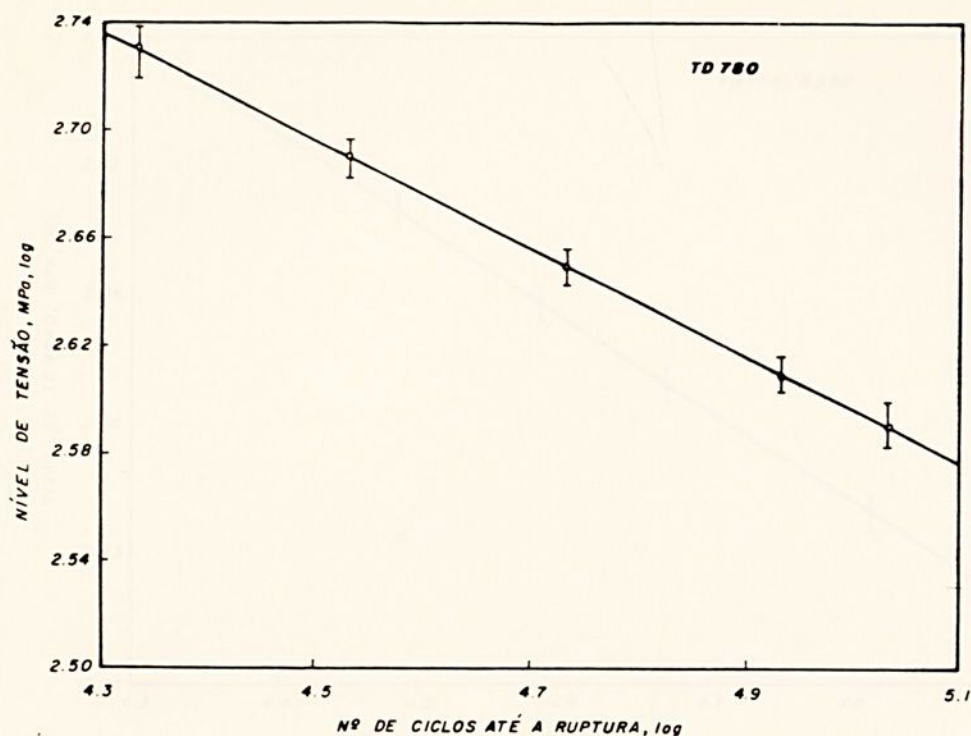


Fig. 4.15 - Curvas $\log S$ vs. $\log N$ para a condição TD780.

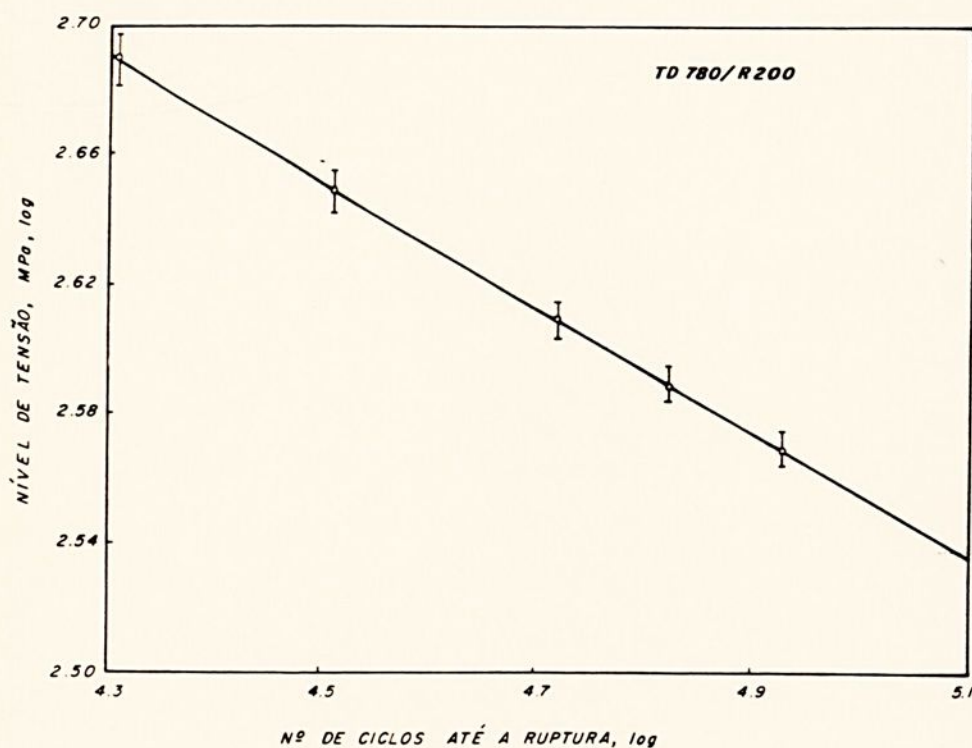


Fig. 4.16 - Curvas $\log S$ vs. $\log N$ para a condição TD780/R200.

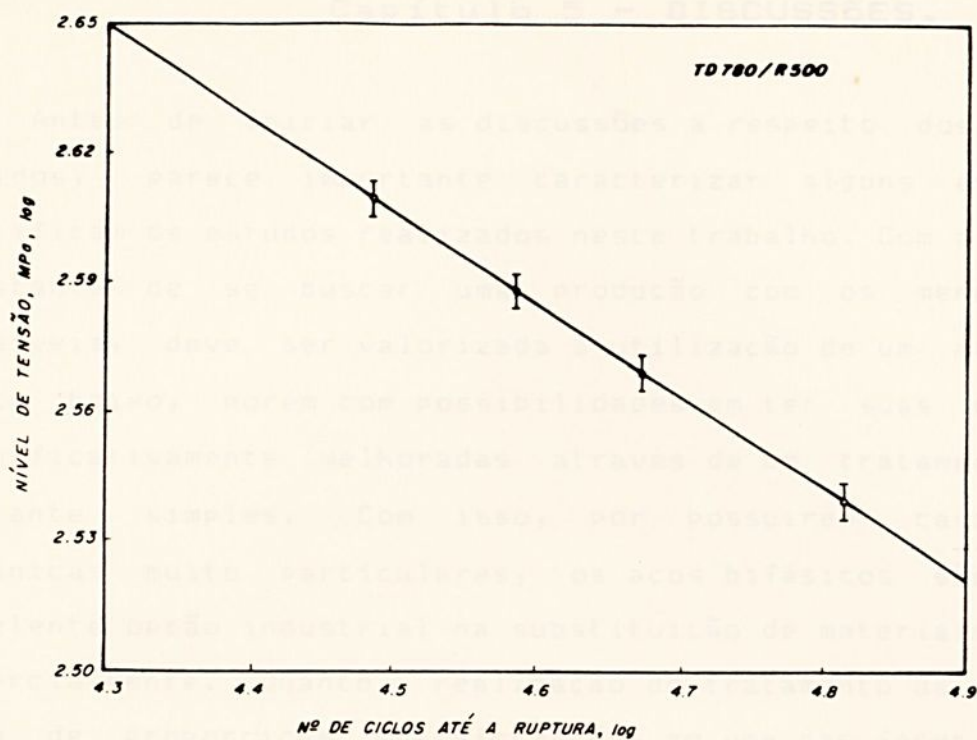


Fig. 4.17 - Curvas $\log S$ vs. $\log N$ para a condição TD780/R500.

3.1. Morfologia e Microestrutura.

A microestrutura da liga analisada foi caracterizada por metalografia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Para os testes de fadiga, o tratamento térmico utilizado foi o seguinte: aquecimento a 1000°C por 1 hora, resfriamento a 500°C por 1 hora, resfriamento a 200°C por 1 hora, resfriamento a temperatura ambiente por 1 hora.

Capítulo 5 - DISCUSSÕES.

Antes de iniciar as discussões a respeito dos resultados obtidos, parece importante caracterizar alguns aspectos que justificam os estudos realizados neste trabalho. Com a necessidade constante de se buscar uma produção com os menores custos possíveis, deve ser valorizada a utilização de um material com preço baixo, porém com possibilidades em ter suas propriedades significativamente melhoradas através de um tratamento térmico bastante simples. Com isso, por possuírem características mecânicas muito particulares, os aços bifásicos são hoje uma excelente opção industrial na substituição de materiais utilizados comercialmente. Quanto a realização do tratamento de revenimento, além de proporcionar transformações em uma das fases presentes, justifica-se pela possibilidade de simular o comportamento de um aço bifásico, quando solicitado em trabalho, a temperaturas suficientemente altas em que ocorram alterações microestruturais. Finalmente, com a realização dos ensaios de tração e fadiga, conseguiu-se a quantificação de importantes propriedades, estáticas e dinâmicas, do material, viabilizada pelos equipamentos disponíveis nos laboratórios do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP.

5.1. Morfologia e Microestruturas.

As microestruturas bifásicas foram inicialmente analisadas de acordo com suas características morfológicas. Para os lotes TS, onde o tratamento efetuado foi o recozimento intercrítico ou têmpera de subida, partiu-se de uma microestrutura inicial constituída de ferrita e perlita. Com a elevação da temperatura



até a região alfa + gama, iniciou-se o processo de nucleação da austenita, localizado nos contornos de grão da ferrita e, com a manutenção do material neste nível de temperatura, ocorreu o crescimento da fase austenítica que se tornou contínua. O resfriamento brusco causou a transformação da fase gama em martensita, e produziu uma microestrutura final formada por uma matriz martensítica envolvendo ilhas de ferrita. Por outro lado, nos lotes TD, onde efetuou-se o processo de têmpera em degrau ou têmpera de descida, partiu-se de uma microestrutura totalmente austenítica, formada com a elevação da temperatura do aço até a região de austenitização. Com o resfriamento do material, atingindo-se a zona intercrítica, ocorreu a formação da fase alfa nos contornos da fase gama, tornando-se contínua após equilíbrio. Neste tipo de tratamento, após a realização do resfriamento brusco e a obtenção de martensita, a estrutura final pode ser caracterizada por uma matriz de ferrita envolvendo ilhas de martensita.

A quantidade das fases presentes foram influenciadas pela têmpera intercrítica e, principalmente, pela temperatura de revenimento. Com respeito ao tratamento inicial, resfriamento brusco a partir de 780°C , obteve-se a formação de, aproximadamente, 36% de martensita, tanto para a têmpera de subida como para têmpera de descida.

A aplicação do revenimento a 200°C não produziu efeitos significativos nas frações volumétricas das fases presentes. Nestes níveis de temperaturas, é provável que, apenas o primeiro estágio do revenimento tenha se completado, não ocasionando transformações nas fases, acarretando somente um processo inicial de difusão de átomos de carbono presentes na martensita. Em temperaturas de revenimento de 350°C e 500°C , foi caracterizada



uma redução significativa na quantidade de martensita. A partir de 350°C, parte da martensita perdeu seu carbono e sua tetragonalidade, tornando-se ferrita, podendo ser comprovada a transformação pelos resultados obtidos para o lote TS780/R350 (20.1%) e para o lote TD780/R350 (19.3%). Para 500°C, esse processo progrediu e foram encontradas uma quantidade ainda maior de ferrita nos lotes TS780/R500 e TD780/R500.

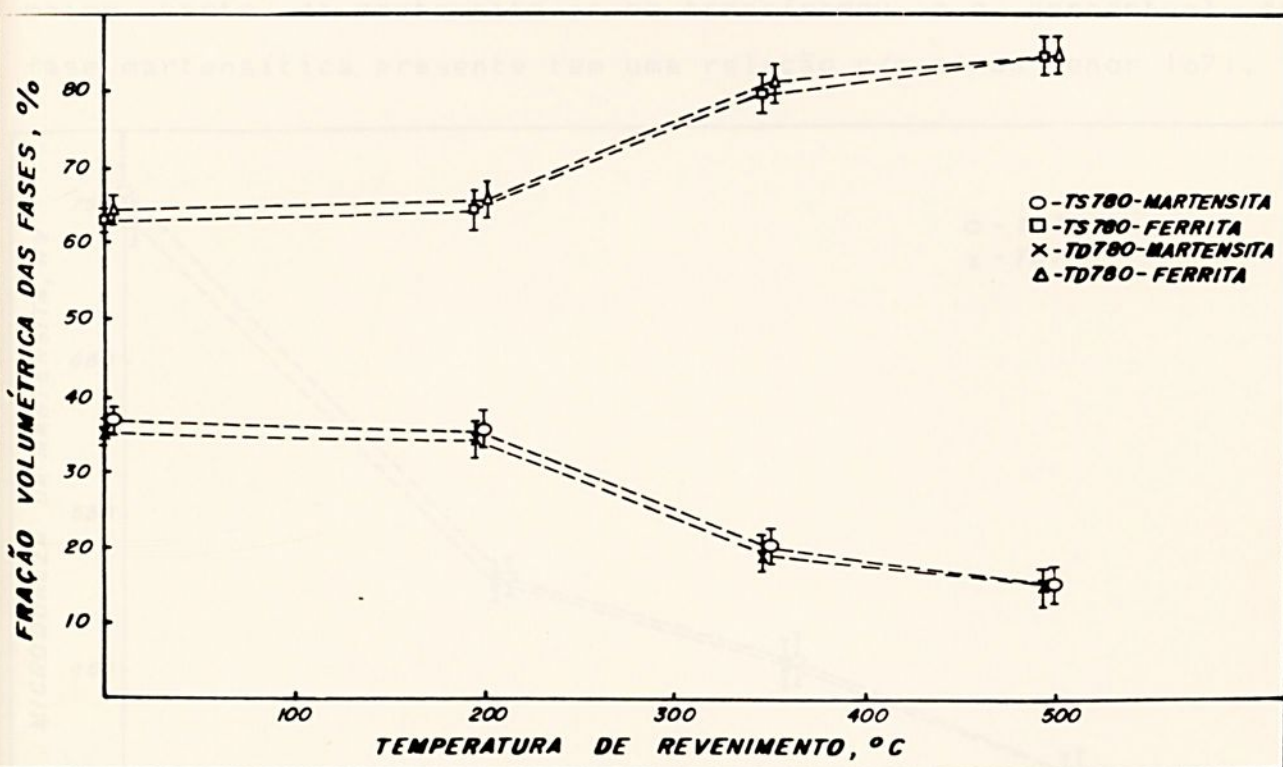


Figura 5.1 - Curva fração volumétrica das fases vs. temperatura de revenimento.

A microdureza da martensita apresentou uma acentuada diminuição em baixas temperaturas de revenimento, provavelmente, devido a alterações no teor de carbono da fase. Abaixo de 200°C, os átomos do elemento que permaneciam nos interstícios normais, provavelmente, tenderam a precipitar na forma de carbonetos, o que

ocasionou a formação de uma martensita de baixo teor de carbono com, aproximadamente, 0.2%C. A partir de 350°C, a microdureza continuou a decrescer, porém, de maneira mais sensível. Tal redução pode ser explicada pela variação da relação c/a dos parâmetros da martensita tetragonal. Com o aumento da temperatura de revenimento a fase vai tendo reduzida a relação c/a com a perda dos átomos de carbono. Ao atingir-se a temperatura de 500°C, a maior parte da martensita já se transformou e o percentual da fase martensítica presente tem uma relação c/a ainda menor 1671.

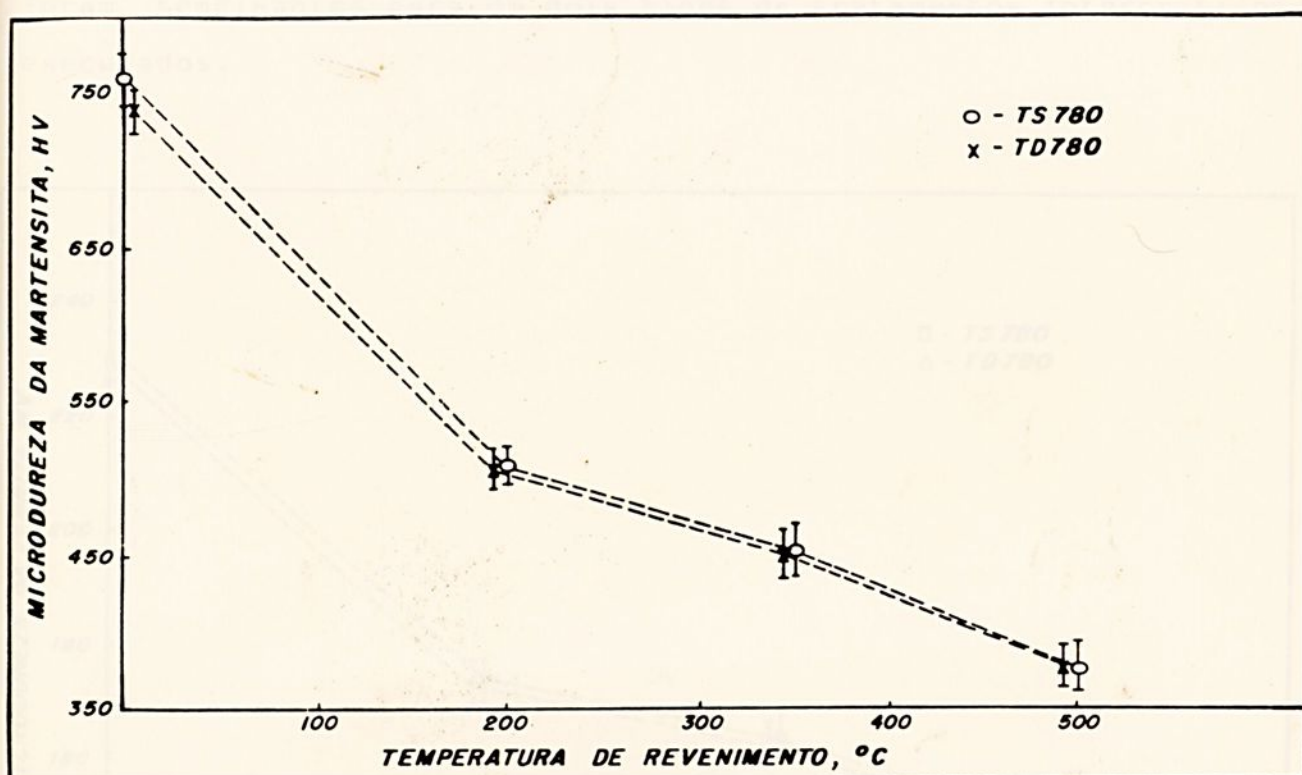


Figura 5.2 - Curva microdureza da martensita vs. temperatura de revenimento.

Na fase ferrítica, a aplicação de revenimentos a 200°C, ocasionou uma significativa redução da microdureza, o que pode ser explicada pela diminuição das tensões induzidas na ferrita, por

ocasião da transformação de austenita em martensita. A redução da microdureza da martensita acarretou a diminuição dessas tensões, proporcionando um alívio na fase ferrítica altamente deformada, que se caracteriza por apresentar uma grande quantidade de discordâncias e de tensões residuais. Em altas temperaturas de revenimento, a redução da microdureza da ferrita se manteve, porém numa forma bem mais sensível, acompanhando a redução da microdureza da martensita. Cumpre-se salientar que as variações, das frações volumétricas e das microdurezas, das fases presentes foram semelhantes para os dois tipos de tratamentos intercríticos executados.

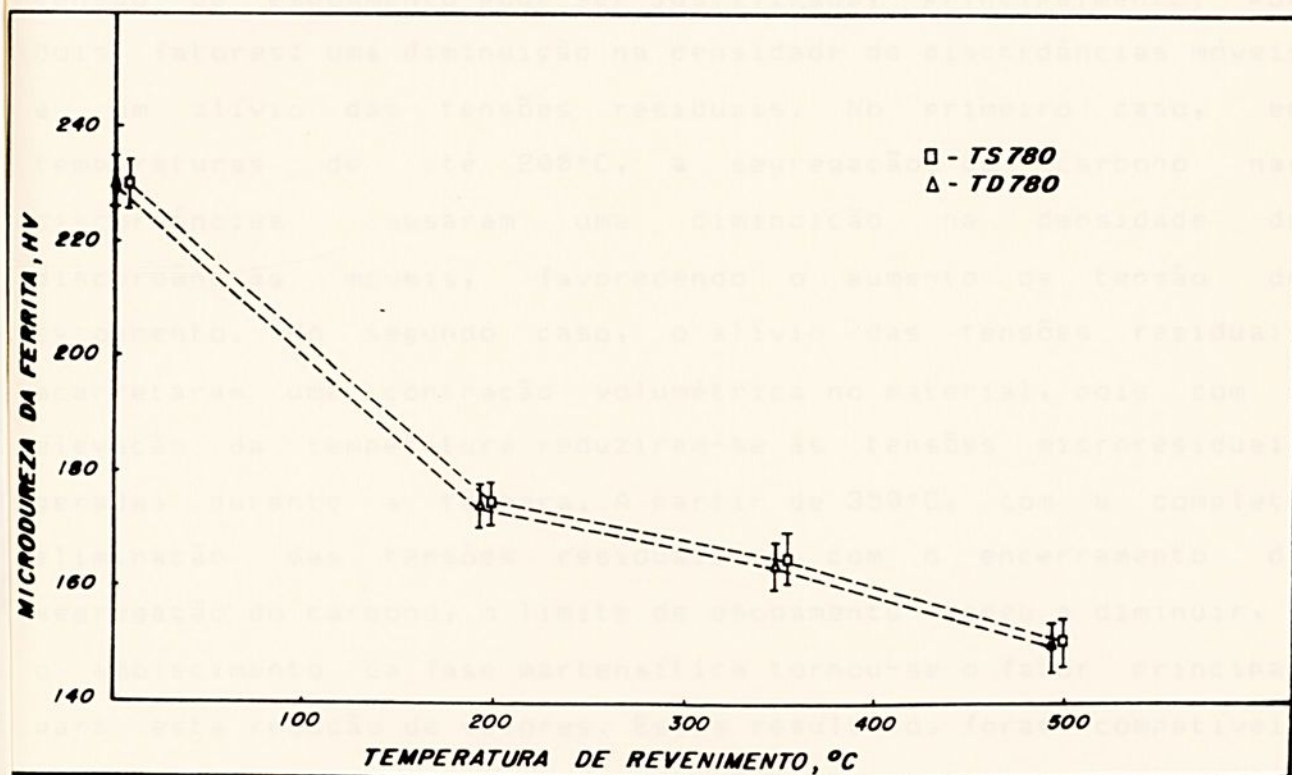


Figura 5.3 - Curva microdureza da ferrita vs. temperatura de revenimento.

5.2. Propriedades Mecânicas.

5.2.1. Ensaio de Tração.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração estática estão indicados na tabela 9 do capítulo anterior. Através destes, pode-se tecer importantes considerações sobre a influência do revenimento nas propriedades mecânicas de um aço bifásico.

Um aumento da temperatura de revenimento acarretou uma elevação nos níveis da tensão de escoamento, até tratamentos de 350°C. A partir de revenimentos superiores a temperatura citada, foi notada uma queda nos níveis de tensão. A elevação inicial da tensão de escoamento pode ser justificada, principalmente, por dois fatores: uma diminuição na densidade de discordâncias móveis e um alívio das tensões residuais. No primeiro caso, em temperaturas de até 200°C, a segregação de carbono nas discordâncias causaram uma diminuição na densidade de discordâncias móveis, favorecendo o aumento da tensão de escoamento. No segundo caso, o alívio das tensões residuais acarretaram uma contração volumétrica no material, pois com a elevação da temperatura reduziram-se as tensões microresiduais geradas durante a têmpera. A partir de 350°C, com a completa eliminação das tensões residuais e com o encerramento da segregação do carbono, o limite de escoamento tendeu a diminuir, e o amolecimento da fase martensítica tornou-se o fator principal para esta redução de valores. Estes resultados foram compatíveis com os resultados apresentados por Speich e colaboradores [110], os quais concluíram que as variações na tensão de escoamento dos aços bifásicos foram bastante complexas, caracterizadas, inicialmente, por uma elevação e, posteriormente, por uma redução



nos níveis de tensão, ocasionadas pela elevação da temperatura de revenimento. Estes resultados foram justificados por fatores que incluem segregação de carbono nas discordâncias, a transição do comportamento do escoamento passando de contínuo a descontínuo e alívio de tensões residuais.

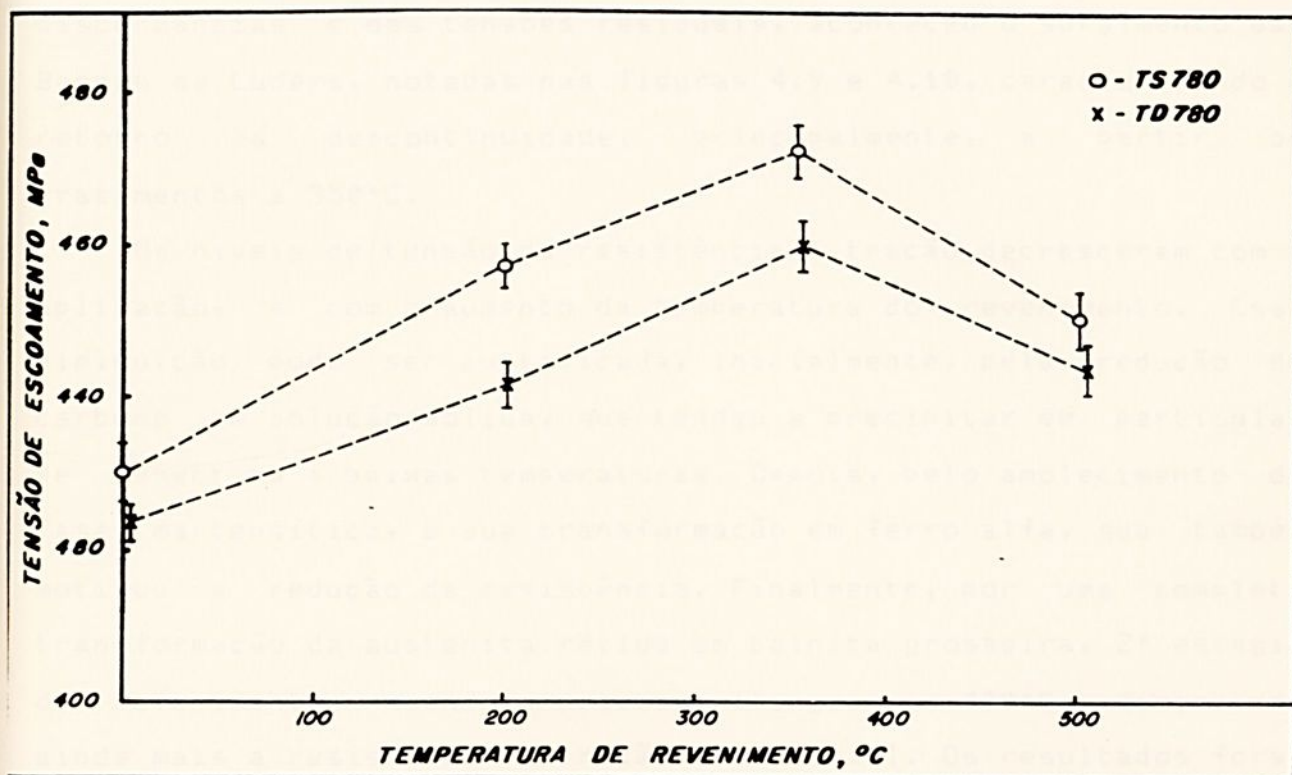


Figura 5.4 - Curva tensão de escoamento vs. temperatura de revenimento.

Outra importante característica a respeito da tensão de escoamento dos aços bifásicos revenidos é o retorno gradual da descontinuidade. Sabe-se que os aços bifásicos tem como uma de suas principais características apresentar escoamento contínuo, explicado pela presença de uma alta densidade de discordâncias introduzidas na ferrita por deformação plástica, que são capazes de mover-se sob baixas tensões aplicadas aumentando a função das zonas de escoamento preferenciais. Com a elevação da temperatura de revenimento, e consequente diminuições da densidade de discordâncias e das tensões residuais, aconteceu o surgimento das Bandas de Luders, notadas nas figuras 4.9 e 4.10, caracterizando o retorno da descontinuidade, principalmente, a partir de tratamentos a 350°C.

Os níveis de tensão da resistência a tração decresceram com a aplicação, e com o aumento da temperatura do revenimento. Essa diminuição pode ser justificada, inicialmente, pela redução do carbono em solução sólida, que tendeu a precipitar em partículas de cementita a baixas temperaturas. Depois, pelo amolecimento da fase martensítica, e sua transformação em ferro alfa, que também motivou a redução da resistência. Finalmente, por uma completa transformação da austenita retida em bainita grosseira, 2º estágio de revenimento, quando o processo atingiu os 400°C, diminuindo ainda mais a resistência a tração do material. Os resultados foram semelhantes aos obtidos por Davies [136] ao estudar a influência da temperatura do revenimento em aços bifásicos contendo várias quantidades de Mn, V, Cr e Mo em diferentes formas de tratamento intercrítico.



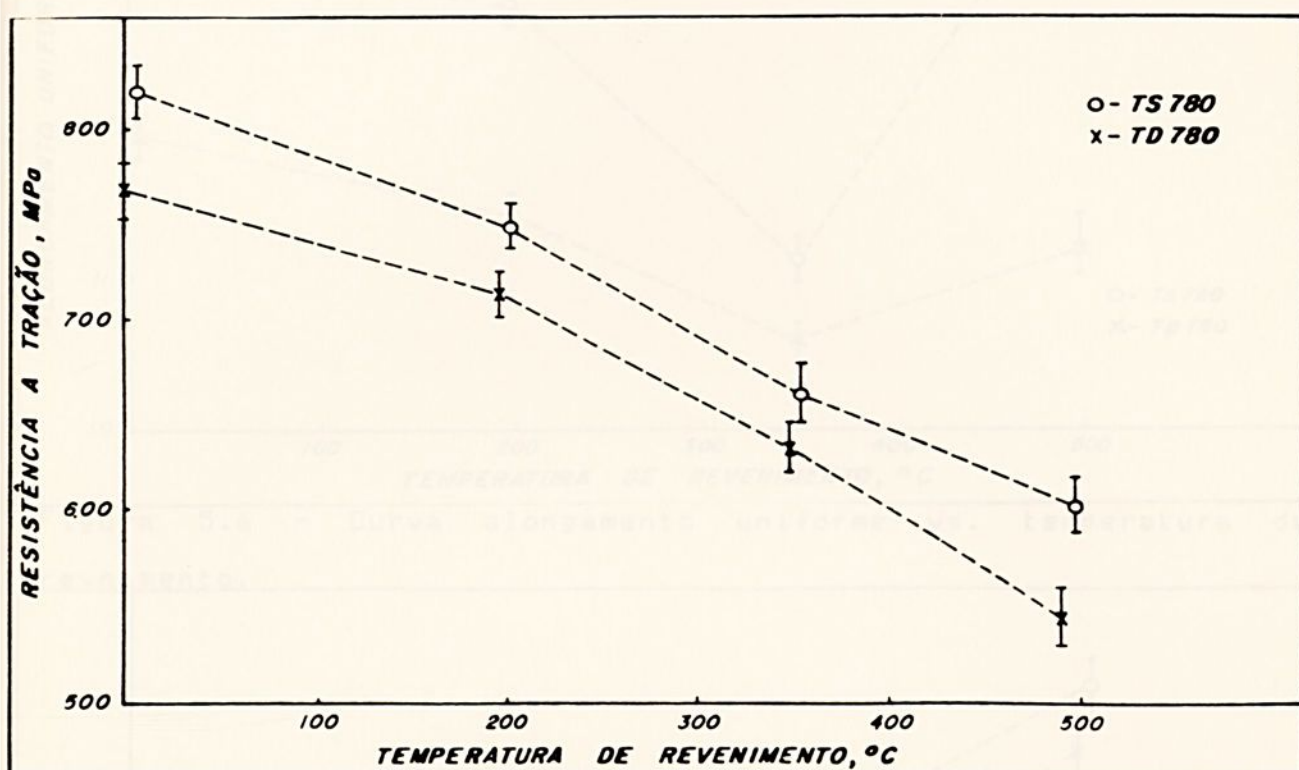


Figura 5.5 - Curva resist. a tração vs. temp. de revenimento.

O revenimento influenciou a ductilidade dos aços bifásicos causando um aumento constante em níveis percentuais. Os alongamentos uniforme e total elevaram-se de maneira mais significativa a partir de 350°C. Os dois principais fatores que influenciaram a variação na ductilidade foram a decomposição da martensita, a partir de 300°C, e a transformação da austenita retida em bainita, após 400°C.

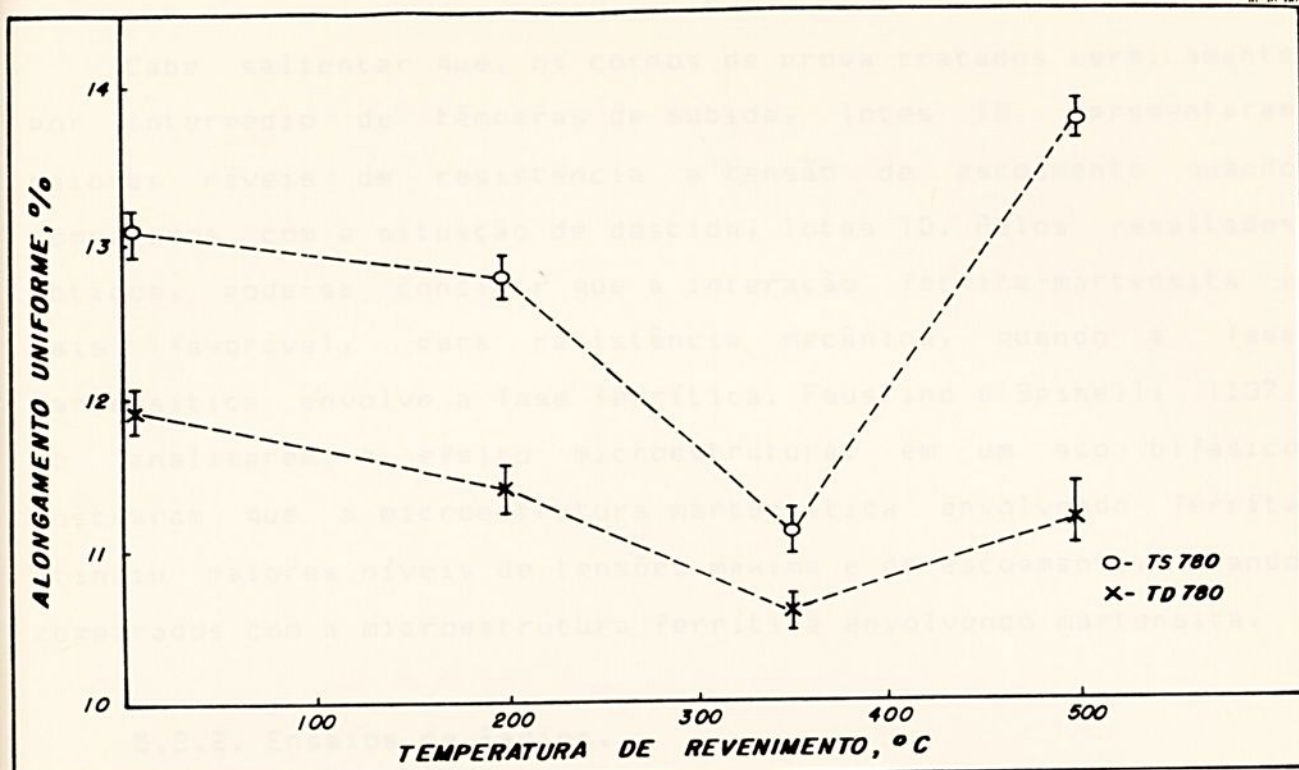


Figura 5.6 - Curva alongamento uniforme vs. temperatura de revenimento.

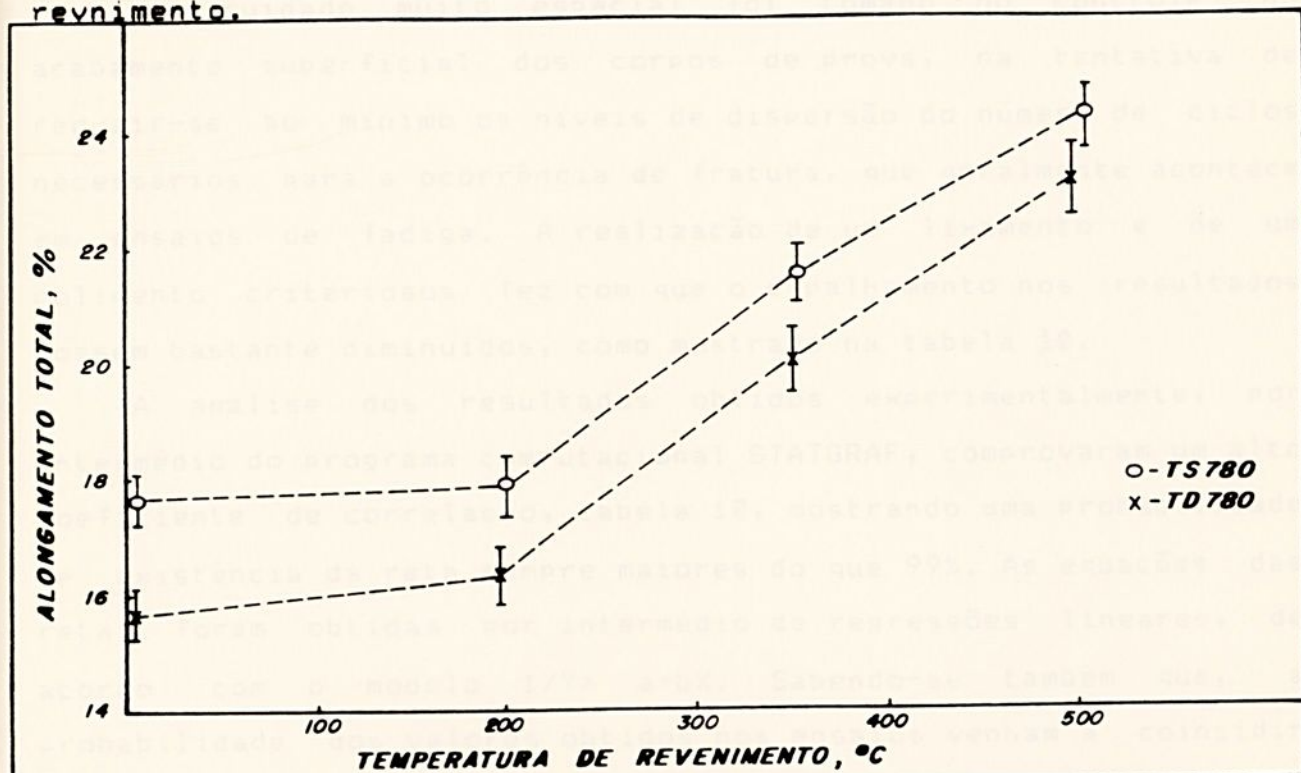


Figura 5.7 - Curva alongamento total vs. temperatura de revenimento.

Cabe salientar que, os corpos de prova tratados termicamente por intermédio de têmperas de subida, lotes TS, apresentaram maiores níveis de resistência e tensão de escoamento quando comparados com a situação de descida, lotes TD. Pelos resultados obtidos, pode-se concluir que a interação ferrita-martensita é mais favorável, para resistência mecânica, quando a fase martensítica envolve a fase ferrítica. Faustino e Spinelli [137] ao analisarem o efeito microestrutural em um aço bifásico mostraram que a microestrutura martensítica envolvendo ferrita atingiu maiores níveis de tensões máxima e de escoamento, quando comparados com a microestrutura ferrítica envolvendo martensita.

5.2.2. Ensaios de Fadiga.

Um cuidado muito especial foi tomado no controle do acabamento superficial dos corpos de prova, na tentativa de reduzir-se ao mínimo os níveis de dispersão do número de ciclos necessários para a ocorrência de fratura, que geralmente acontece em ensaios de fadiga. A realização de um lixamento e de um polimento criteriosos fez com que o espalhamento nos resultados fossem bastante diminuídos, como mostrado na tabela 10.

A análise dos resultados obtidos experimentalmente, por intermédio do programa computacional STATGRAF, comprovaram um alto coeficiente de correlação, tabela 12, mostrando uma probabilidade de existência da reta sempre maiores do que 99%. As equações das retas foram obtidas por intermédio de regressões lineares, de acordo com o modelo $1/Y = a + bX$. Sabendo-se também que, a probabilidade dos valores obtidos nos ensaios venham a coincidir com o verdadeiro valor do parâmetro seja praticamente nula, e portanto ocasionando um possível erro de estimação, foram



calculados os intervalos de 95% de confiança. Pode-se caracterizar as regiões de confiança como a probabilidade de acertarmos ao afirmar que o valor do parâmetro esteja contido nesse intervalo.

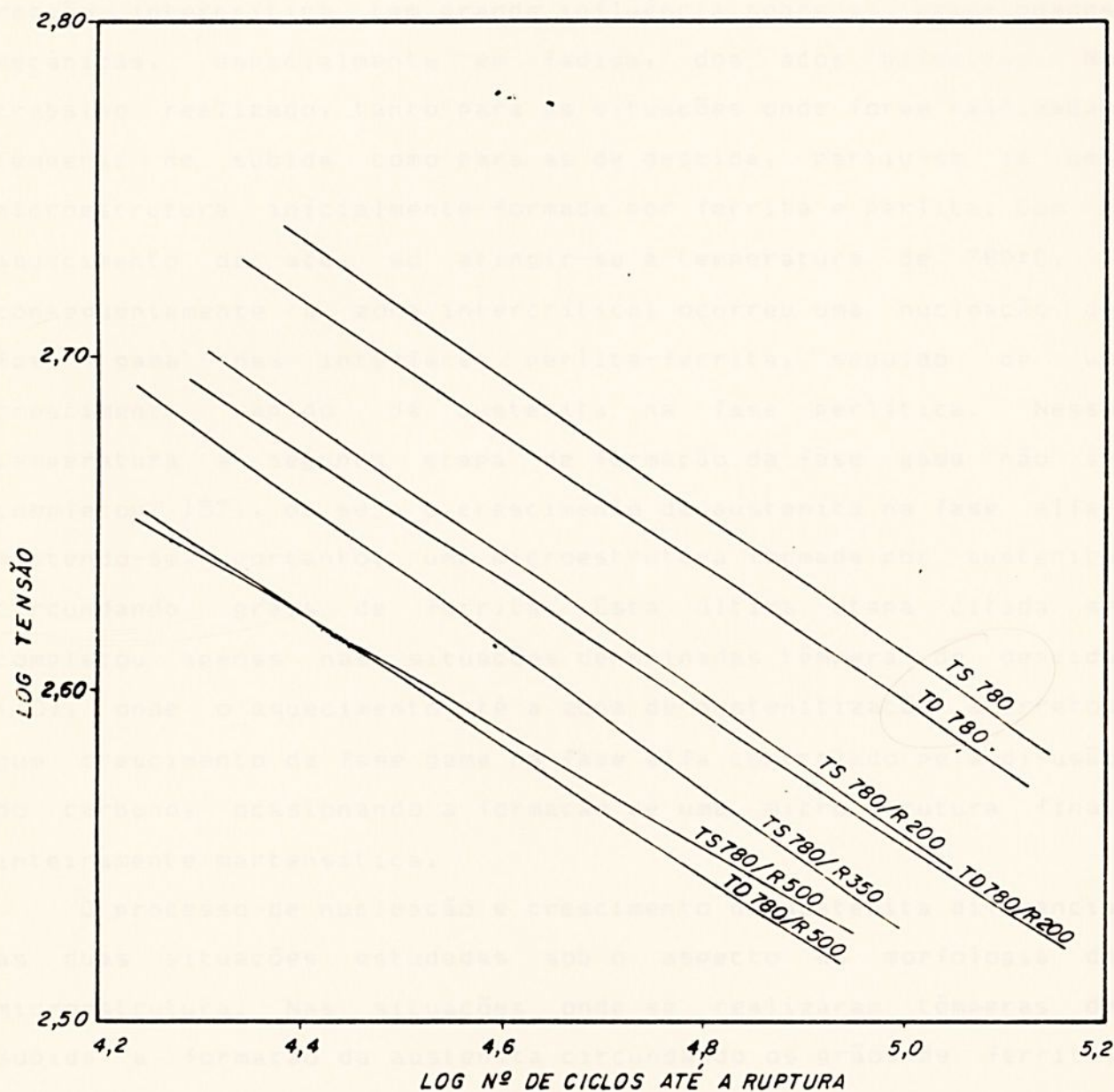


Fig. 5.8 - Curvas de fadiga para aços bifásicos nas situações como temperado e revenido.

A figura 5.8 mostra as curvas de fadiga obtidas neste trabalho, sendo efetuada uma superposição dos gráficos 4.11 a 4.17 para efeito de comparação entre os resultados.

Pode-se dizer que o processo de formação da austenita na região intercrítica tem grande influência sobre as propriedades mecânicas, especialmente em fadiga, dos aços bifásicos. No trabalho realizado, tanto para as situações onde foram realizadas têmperas de subida como para as de descida, partiu-se de uma microestrutura inicialmente formada por ferrita e perlita. Com o aquecimento do aço, ao atingir-se a temperatura de 780°C , e consequentemente a zona intercrítica, ocorreu uma nucleação da fase gama nas interfaces perlita-ferrita, seguido de um crescimento rápido da austenita na fase perlítica. Nessa temperatura a segunda etapa de formação da fase gama não se completou [57], ou seja o crescimento da austenita na fase alfa, mantendo-se, portanto, uma microestrutura formada por austenita circundando grãos de ferrita. Esta última etapa citada se completou apenas nas situações denominadas têmpera de descida (TD), onde o aquecimento até a zona de austenitização acarretou num crescimento da fase gama na fase alfa controlado pela difusão do carbono, ocasionando a formação de uma microestrutura final inteiramente martensítica.

O processo de nucleação e crescimento da austenita diferencia as duas situações estudadas sob o aspecto da morfologia da microestrutura. Nas situações onde se realizaram têmperas de subida a formação da austenita circundando os grãos de ferrita, durante o aquecimento até 780°C , ocasionou uma microestrutura final, após a têmpera intercrítica, formada por uma matriz de martensita envolvendo ilhas de ferrita. Na situação denominada têmpera de descida, a nucleação da ferrita nos contornos da fase



gama resultou em uma microestrutura final formada por ilhas de martensita embutidas em uma matriz ferrítica. Assim como no item anterior, onde foram discutidas a influência da microestrutura final sobre as propriedades de tração, foi comprovado experimentalmente que a situação de subida apresentou melhores propriedades em fadiga do que a situação de descida, como pode ser visto na tabela 11 ou na figura 5.8.

Os resultados mostraram também que a elevação da temperatura de revenimento ocasionou uma redução na vida do material e, sendo assim, os aços mantidos na condição bifásica, ou seja sem revenimento, apresentaram um melhor comportamento em fadiga. A decomposição de martensita de alto carbono em uma mistura bifásica de carboneto e martensita de baixo carbono, durante o primeiro estágio do revenimento, aliada a transformação da martensita de baixo carbono em ferro alfa e o surgimento do precipitado esferoidal, no terceiro estágio, influíram negativamente nas propriedades de fadiga. Isso demonstra que a interação ferrita-martensita existente nos aços bifásicos é fundamental para se obter ganhos na resistência a fadiga do material.

Uma comparação, entre as diferentes têmperas intercríticas realizadas, mostra que a interação ferrita-martensita é mais efetiva quando a fase martensítica envolve as ilhas de ferrita. As curvas $\log S$ vs. $\log N$ da figura 5.8 mostram a têmpera de subida apresentando maiores níveis de resistência a fadiga do que a situação de descida. Na têmpera de subida, com a microestrutura final constituída de martensita circundando grãos de ferrita, é provável que as trincas de fadiga tenham sido nucleadas na ferrita ou nas interfaces ferrita-martensita, e que a propagação e/ou coalescimento das mesmas tenham sido dificultadas pela martensita. No presente trabalho mostrou-se também que na situação onde a fase



ferrítica envolve a fase martensítica há uma maior susceptibilidade à fadiga. Neste tipo de morfologia, a interação entre as fases é também responsável pela diminuição da vida em fadiga do material, pois se a trinca é nucleada na ferrita, a sua propagação na matriz ferrítica é mais fácil.

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga mostraram também um comportamento semelhante aos da resistência máxima obtida nos ensaios de tração, onde os valores decresceram com a elevação da temperatura de revenimento. Nas situações onde foram realizadas têmperas de subida, com a aplicação do tratamento de revenimento houve uma redução nos níveis de resistência à tração de 9% a 200°C, 20% a 350°C e 28% a 500°C. Em propriedades de fadiga, os índices de diminuição da vida do material foram de cerca de 45% a 200°C, 60% a 350°C e 70% a 500°C. Isso demonstra que as propriedades de fadiga dependem da quantidade de martensita presente, assim como do teor de carbono da fase gama.

Não há dúvida de que as alterações microestruturais provocadas pelo tratamento de revenimento tenham influenciado os estágios do mecanismo de fadiga, ocasionando uma redução no número de ciclos necessários para o início da microdeformação plástica, da nucleação das bandas de deslizamento e das microtrincas, da propagação das microtrincas e da fratura.

Supondo-se que os contornos da ferrita retida e da transformada tenham agido como locais de nucleação e propagação de trincas, tal qual os resultados obtidos em pesquisas realizadas por Jeong e Kim [126], com a elevação da temperatura do tratamento de revenimento, houve um conseqüente aumento na fração volumétrica da fase alfa, ocasionando um crescimento nas áreas de contato entre grãos de ferrita, aumentando a quantidade de microtrincas. Essas microtrincas se propagaram com maior facilidade quanto maior

a temperatura do revenimento.

Por outro lado, a nucleação de vazios seguido de uma posterior nucleação e propagação das microtrincas, resultantes de descoesões entre interfaces ferríticas-martensíticas, também tem influenciado os mecanismos de fadiga dos aços bifásicos revenidos [129]. Da mesma forma que na situação onde as microtrincas foram nucleadas nos contornos ferrita-ferrita, a morfologia da microestrutura influiu na vida em fadiga. Porém, a aplicação do tratamento de revenimento ocasionou um aumento na fração volumétrica da fase alfa diminuindo a importância da interação entre as interfaces ferrita-martensita.



Capítulo 6 - Conclusões.

Com relação aos resultados obtidos no presente trabalho, pode-se tecer as seguintes conclusões.

1. Por intermédio da têmpera intercrítica, obteve-se uma microestrutura constituída de uma matriz martensítica envolvendo ilhas de ferrita, quando a microestrutura antes da têmpera intercrítica era composta de perlita+ferrita, e de uma matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita, quando a microestrutura inicial era composta por austenita.

2. As variações do comportamento das frações volumétricas e das microdurezas das fases, ferrita e martensita, foram semelhantes para ambos os tipos de tratamentos intercríticos efetuados, TS e TD.

3. A aplicação do tratamento de revenido acarreta em uma redução na fração volumétrica da fase martensítica, caracterizada de forma mais significativa a partir de 350°C.

4. A microdureza das fases apresentaram acentuadas diminuições em baixas temperaturas de revenimento, 200°C. Em níveis superiores de temperatura a redução ocorreu de maneira menos sensível.

5. A elevação da temperatura de revenimento ocasiona uma elevação inicial nos valores da tensão de escoamento, até 350°C. A partir desta temperatura é notado um decréscimo nos níveis de tensão de escoamento.



6. É caracterizado um retorno gradual da descontinuidade do limite de escoamento, com o surgimento das Bandas de Luders, em função da elevação da temperatura do tratamento de revenido.

7. A resistência máxima decresce com o aumento da temperatura de revenimento, de uma forma mais acentuada a partir de 350°C.

8. Um aumento nos níveis de ductilidade é notado com a aplicação do tratamento de revenimento. Os alongamentos total e uniforme elevam-se de maneira mais significativa a partir de 350°C.

9. Os resultados para as propriedades de fadiga foram equivalentes aos da resistência à tração, com um decréscimo nos valores obtidos, causados pela elevação da temperatura de revenimento. Isso mostra que a resistência a fadiga bem como a resistência a tração dependem da quantidade de martensita, e que o teor de carbono da martensita é um fator importante.

10. A elevação da temperatura de revenimento ocasionou uma redução na vida em fadiga do material. Os aços bifásicos mantidos na condição sem revenimentos apresentaram um melhor comportamento nesta propriedade.



11. É caracterizado que os corpos de prova temperados a partir de microestruturas formadas por perlita+ferrita apresentaram características superiores aos temperados a partir de microestruturas formadas por austenita, tanto para os ensaios de tração como para os ensaios de fadiga, mostrando que a interação ferrita-martensita é mais efetiva na primeira situação, onde a fase martensítica envolve a fase ferrítica.

12. A propagação de microtrincas de fadiga é dificultada quando a martensita envolve grãos de ferrita. Com o tratamento de revenimento esse efeito é diminuído reduzindo a interação entre as fases ferrita-martensita.



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Marcondes, F.C., A História do Metal Duro, ed. CPA Consultoria de Projetos e Artes LTDA, Sandvik do Brasil, 1ª edição, (1990), p.13.
2. Ferraresi, D., Fundamentos de Usinagem dos Metais, ed. Edgard Blucher LTDA, 1ª edição, (1970), p. 277-278.
3. Chiaverini, V., Aços e Ferros Fundidos, ABM, 6ª edição, (1988), p.19.
4. ASME Handbook, Metals Engineering Design, ed. Mc Graw Hill, 2ª edição, (1965), p.3-8.
5. Honeycombe, R.W.K., Steels - Microstructure and Properties, ed. Edward Arnold LTDA, 1ª edição, (1981), p.11-12.
6. Owen, W.S., Can a Simple Treatment Help to Save Detroit? Metals Technology, Jan., (1980), p.1-13.
7. Little, A.D., The Changing World Automotive Industry Through 2000, ADL Impact Service R800901, Cambridge-mass, Sept., (1980).
8. Bordignon, P.J.P., Hulka, K., Jones, B.L., High Strenght Low Alloy Steels for Automotive Applications, Niobium Technical Report, NbTr-06/84, Dec, (1984), p.1-44.
9. Vanitec Publication, nº V048, (1978).



10. Guimarães, J.R.C., Papaléo, R., Aços Bifásicos: Características Mecânico - Metalúrgicas e Aplicações Potenciais, Metalurgia - ABM, Vol.37, nº288, Nov, (1981), p.617-622.
11. AISI Information, Stahl und Eisen, 10, (1981), p.1514.
12. Gorni, A.A., Branchini, O.L.G., A Produção de Chapas de Aço Bifásico, Máquinas e Metais, Abr, (1989), p.84-89.
13. Magee, C.L., Davies, R.G., Automotive Sheet Steels for the 1980's, Alloys for the Eighties, Climax Molybdenum Company, p.25-35.
14. Yoshida, K., Present and Future Status of High Strength Steels for Japanese Autobodies, Trans. of ISIJ, 21, (1981), p.11.
15. Eckstein, C.B., Guimarães, J.R.C., Correlação entre Microestrutura e Resposta Mecânica em Misturas de Austenita e Martensita, Metalurgia - ABM, 39, nº307, Jun, (1983), p.307-310.
16. Hayami, J., Furukawa, T., A Family of High-Strength Cold Rolled Steels, Microalloying'75 Proceedings, Union Carbide Corp., (1977), p.311-321.
17. Rashid, M.S., GM800 a Unique High-Strength Sheet Steel with Superior Formability, SAE Technical Paper 760-206, (1976).
18. Cairns, R.L., Charles, J.A., Journal of Iron and Steel Institute, 205, (1967), p. 1044-1051.

19. Fishmeister, J.O., Hjolmered, J., Karlson, B., Linden, G., Sundstrom, B., Plastic Deformation of Two Phase Materials with Coarse Microstructure, Proc. 3rd Int. Conf. of the Strength of Metals and Alloys, Cambridge, vol. 1, (1973), p. 621-623.
20. Rashid, M.S., Dual Phase and Cold Pressing Vanadium Steels in the Automobile Industry, Vanitec Publication, n°V029, (1978), p. 32.
21. SAE Technical Paper, n°770211, Fev, (1977).
22. Sunami, H. et alli, XXXV Congresso Anual da ABM, vol. 3, (1980), p. 185-198.
23. Hashimoto, T.M., Pereira, M.S., Guimarães, V.A., Sinergismo da Microestrutura e Comportamento em Fadiga de um Aço Bifásico, Anais do IX Seminário da Adunesp-Guaratinguetá, Nov., (1988), p. 25-30.
24. Davies, R.G., The Deformation Behaviour of a Vanadium-Strengthened Dual Phase Steel, Metall. Trans., Vol. 9A, (1978), p. 41-52.
25. Speich, G.R., Miller, R.L., Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels, in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot e J.W. Morris eds., Warrendale, (1979), p. 145-182.
26. Davies, R.G., Magee, C.L., Physical Metallurgy of Automotive High Strength Steel, in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot e J.W. Morris eds., Warrendale, (1979), p. 1-19.



27. Takahashi,M., Kunishige, K., Okamoto,A., Bull. Japan. Inst. Metall. 19, (1980), p.10.
28. Sakaki,T., Sugimoto,K., Fukuzato,T., Role of Internal Stress for Continuous Yielding of Dual-Phase Steels, Acta Metall., Vol.31, nº10, (1983), p.1737-1746.
29. Nakagawa,A.H., Thomas,G., Microstructure Mechanical Property Relationships of Dual-Phase Steel Wire, Metall. Trans., Vol.16A, (1985), p.831-840.
30. Rashid,M.S., Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A.T. Davenport (ed), TMS-AIME, N.York, (1979), p.1.
31. Kato,T., Hashiguchi,K., Takahashi,I., Irie,T., Ohashi,N., Development of As-Hot-Rolled Dual-Phase Steel Sheet, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A.T.Davenport (ed), TMS-AIME, N.York, (1979), p.199.
32. Nishimoto,A., Hosoya,Y., Nakaoka,K., Relation Between Role Expansion Formability and Metallurgical Factor in Dual-Phase Steel Sheet, Fundamentals of Dual-Phase Steel Sheet, Fundamentals of Dual-Phase Steels, R.A.Kot e B.L.Branfitt, ed.TMS-AIME, Warrendale, (1981), p.447.
33. Coldren,A.P. et all, Climax Molybdenum Company, Report L (1978), p.176-181.
34. Drewes,E.J. et all, Alloys for the Eighties, Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, (1980), p.37-57.
35. Brueckner,F.G. et all, Bolletino Tecnico Finsider, Genova-Aprile, (1982), p.50-54.

36. Kunishige, K. et al., The Sumitomo Search, Nov., (1985), p.53-63.
37. Kelly, A., Lilholt, H., Stress-Strain Curve of a Fibre-Reinforced Composite, Phil.Mag., vol.20, n°164, (1969), p.311-328.
38. Coldren, A.P., Eldis, G.T., Using CTT Diagrams to Optimize the Composition of an As-Rolled Dual-Phase Steel, Journal of Metals, vol. 32, n°3, (1980), p.41-48.
39. Tither, G., Boussel, P., Molybdenum Mosaic, 4, (1980), p.8.
40. Mould, P.R., Skena, C.C., Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A.T.Davenport (ed.), TMS-AIME, N.York, (1979), p.181.
41. Suzuki, H., McEvily, A.J., Microstructural Effects in Fatigue Crack Growth in a Low Carbon Steel, Metall. Trans., Vol.10A, (1979), p.475-481.
42. Kim, N.J., Thomas, G., Effects of Morfology on the Mechanical Behavior of a Dual-Phase Fe/2Si/0.1C Steel, Metall. Trans., Vol.12A, (1981), p.483-489.
43. Guy, A.J., Hren, J.J., Elements of Physical Metallurgy, Addison Wesley Co., (1974), p.406.
44. Cai, X.L., Garrat-Reed, A.J., Owen, W.S., The Development of Some Dual-Phase Steel Structure from Different Starting Microstructures, Metall. Trans., Vol.16A, (1985), p.543-557.
45. 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.

46. Law, N.C., Edmonds, D.V., The Formation of Austenite in a Low-Alloy Steel, Metall. Trans., Vol.11A, (1980), p.33-46.
47. Roberts, G.A., Mehl, R.F., Trans. ASM, Vol.31, (1943), p.613.
48. Kinoshita, S., Ueda, R., Trans. Iron Steel Inst. Japan, Vol.14, (1974), p.411.
49. Molinder, G., A Quantitative Study of the Formation of Austenite and the Solution of Cementite at Different Austenitizing Temperatures for a 1.27% Carbon Steel, Acta Metall., Vol.4, (1956), p.565-571.
50. Nemoto, M., The Formation of Austenite from Mixtures of Ferrite-Cementite as Observed by HVEM, Metall. Trans., Vol.8A, (1977), p.431-437.
51. Nehrenberg, A.E., Trans. AIME, Vol.188, (1950), p.162.
52. Matsuta, S., Okamura, Y., Trans. Iron Steel Inst. Jpn., Vol.14, (1974), p.366.
53. Matsuta, S., Okamura, Y., Trans. Iron Steel Inst. Jpn., Vol.14, (1974), p.444.
54. Homma, R., Trans. Iron Steel Inst. Jpn., Vol.14, (1976), p.434.
55. Watanabe, S., Kunitake, T., Trans. Iron Steel Inst. Jpn., Vol.16, (1976), p.29.
56. Garcia, C.I., Deardo, A.J., Formation of Austenite in 1.5 Pct Mn Steels, Metall. Trans., Vol.12A, (1981), p.521-530.

57. 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.
58. Hashimoto, T.M., Fadiga de Aço de Baixo Carbono com Microestrutura Bifásica, Tese de Doutorado, UNESP-Guaratinguetá, (1989).
59. Davies, R.G., Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A.T. Davenport, ed. TMS-AIME, Warrendale, (1979), p.25-39.
60. Davies, R.G., Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual-Phase Steels, Metall. Trans., Vol.9A, (1978), p.671-679.
61. Nakaoka, K., Araki, K., Kurihara, K., in Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A.T. Davenport, ed. TMS-AIME, Warrendale, (1979), p.127-141.
62. Korzekwa, D.A., Matlock, D.K., Krauss, G., Aging Susceptibility of Retained and Epitaxial Ferrite in Dual-Phase Steels, Metall. Trans., Vol.13A, (1982), p.2061-2064.
63. Jeong, W.C., Kim, C.H., Deformation Characteristics of Retained Ferrite and Transformed Ferrite in a Dual-Phase Steels, Metall. Trans., Vol.18A, (1987), p.629-635.
64. Matlock, D.K., Krauss, G., Ramos, L.F., Huppi, G.S., Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot e J.W. Morris, eds. TMS-AIME, New York, (1979), p.62-90.
65. Lawson, R.D., Matlock, D.K., Krauss, G., Metallography, Vol.13, (1980), p.71-87.

66. Jeong,W.C., Kim,C.H., Ferrite Growth On Cooling After Intercritical Annealing in a Dual-Phase Steel, Scripta Metall., Vol.19, (1985), p.37-42.
67. Reed-Hill,R.E., Princípios de Metalurgia Física, Ed. Guanabara Dois S.A., Rio de Janeiro, 2ªed., (1982), p.621-633.
68. Geib,M.D., Matlock,D.K., Krauss,G., The Effect of Intercritical Annealing Temperature on the Structure of Niobium Microalloyed Dual-Phase Steel, Metall. Trans., Vol.11A, (1980), p.1683-1689.
69. Yi,J.J., Kim,I.S., Ferrite Growth During Slow Cooling From the Intercritical Annealing of a Dual-Phase Steel, Scripta Metall., Vol.17, (1983), p.299-302.
70. Hirth,J.P., Cohen,M., On the Strength Differential Phenomenon in Hardened Steel, Metall. Trans., Vol.1A, (1970), p.3.
71. Speich,G.R., Trans. TMS-AIME, vol.245, (1969), p.2553-2564.
72. Speich,G.R. e Leslie,W.C., Tempering of Steel, Metall. Trans., vol.3, (1972), p.1043-1054.
73. Kelly,P.M., Nutting,J., Journal of Iron and Steel Institute, Vol.197, (1981), p.109.
74. Thomas,G., Koo,H.Y., Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A.Kot and J.W.Morris, eds.TMS-AIME, (1979), P.183.
75. Magee,C.L., Davies,R.G., The Structure Deformation and Strength of Ferrous Martensite,Acta Metall, Vol.19, (1971), p.345-354.

76. Jena,A.K., Chaturvedi,M.C., On the Effect of the Volume Fraction of Martensite On The Tensile Strength of Dual-Phase Steel, Mat. Science Eng., Vol.100, (1988), p.1-6.
77. Sudo,M., Higashi,M., Hori,H., Iwai,T., Kambe,S., Shibata,T., Trans. ISIJ., Vol.21, (1981), p.820.
78. Sudo,M., Iwai,T., Deformation Behavior and Mechanical Properties of Ferrite-Bainite-Martensite (Triphase) Steel, Trans.ISIJ, Vol.23, (1983), p.294-302.
79. DeTroiano,A.R., Greninger,A.B., Metal Progress, Vol.50, (1946), p.306.
80. Roberts,C.S., Trans. AIME, Vol.197, (1953), p.203.
81. Rigsbee,J.M., VanderArend,P.J., Sym. Proc. Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A.T.Davenport, ed. TMS-AIME, Warrendale, (1979), p.56-86.
82. Ostrom,P., Lonnberg,B., Lindgen,I., Role of Vanadium in Dual-Phase Steels, Metals Technology, Vol.8, (1981), p.81-93.
83. Rao,B.V.N., Sachdev,A.K., Influence of Cooling Rate on the Microstructure and Retained Austenite in an Intercritically Annealed Vanadium Containing HSLA Steel, Metall. Trans., Vol.13A, (1982), p.1899-1906.
84. 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.
85. Marder,A.R., Deformation Characteristics of Dual-Phase Steels, Metall. Trans., Vol.13A, (1982), p.85-92.



86. Karlson, B., Sundstrom, B.O., Inhomogeneity in Plastic Deformation of Two-Phase Steels, Mat. Sci. Eng., Vol.17, (1974), p.161-168.
87. Karlson, B., Linden, G., Plastic Deformation of Ferrite-Perlite Structures in Steel, Mat. Sci. Eng., Vol.17, (1975), p.209-219.
88. Karlson, B., Linden, G., Plastic Deformation of Eutectoid Steel with Different Cementite Morphologies, Mat. Sci. Eng., Vol.17, (1975), p.153-164.
89. Tamura, I., Tomota, Y., Ozawa, H., Strength and Ductility of Fe-Ni-C Alloys Composed of Austenite and Martensite with Various Strengths, Proc. 3rd Int.Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Cambridge, Vol.1, (1973), p.611-615.
90. Mileiko, S. T., The Tensile Strength and Ductility of Continuous Fibre Composition, J. Mat. Science, Vol.4, (1969), p.974-977.
91. Speich, G. R., in Fundamentals of Dual-Phase Steels, Ed. by R. A. Kot and B. L. Bromfitt, AIME, N.Y., (1981), p.3.
92. Tanaka, T., Nishida, M., Hashiguchi, K. and Kato, T., in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Ed. by R. A. Kot and J. W. Morris, AIME, N.Y., (1979), p.221.
93. Mahn, G. T., Acta Met., 10, (1962), p.727.
94. Peng, Heng Chang, Met. Trans., Vol. 15A, (1984), p.73.
95. Stevenson, R., Bailey, D. J. and Thomas, G., Metall. Trans. 6A, (1975), p.1785.

96. Kunishige, K., Takahashi, M., Sugisawa, S., Masui, Y.,
Journal of ISIJ, Vol.65, (1979), p.1916.
97. Speich, G. R., Miller, R. L., in Fundamentals of Dual Phase
Steels, R. A. Kot and B. L. Bramfitt eds., TMS-AIME, N.Y.,
(1979), p.279.
98. Davies, R. G., Metall. Trans., Vol. 10A, (1979), p.1549.
99. Cribb, W. R. and 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.
100. Repas, P., Metallurgy, Production Technology and Properties
of Dual-Phase Sheet Steels, Vanitec Seminar, West Berlin,
(1978).
101. Pollack, H.W., Materials Science and Metallurgy, Reston
Publishing Company Inc., 1st ed., (1973), p.172-174.
102. Grossman, M.A. e Bain, E.C., High Speed Steel, John Wiley,
London, (1931).
103. Bain, E.C., Functions of the Alloying Elements in Steel, ASM,
Cleveland Ohio, (1939).
104. Bain, E.C., Jour. Iron Steel Inst., vol.181, (1955),
p.193-212.
105. Pascoe, K.J., An Introduction to the Properties of
Engineering Materials, Van Nostrand Reinhold Company, 2nd ed.,
(1972), p.263-266.

106. Caron, R.N. e Krauss, G., The Tempering of Fe-C Lath Martensite, Metall. Trans., vol.3, (1972), p.2381-2389.
107. Roberts, C.S., Averbach, B.L., Cohen, M., Trans.ASM, vol.45, (1953), p.576.
108. Warner, F.E., Averbach, B.L., Cohen, M., Trans.ASM, vol.49, (1957), p.823.
109. Vedula, K.M. e Heckel, R.W., Spheroidization of Binary Fe-C Alloys Over a Range of Temperatures, Metall. Trans., vol.1, (1970), p.9.
110. Speich, G.R., Schwoeble, A.J., Huffman, G.P., Tempering of Mn and Mn-Si-V Dual-Phase Steel, Metall. Trans., Vol.14A, (1983), p.1079-1087.
111. Rashid, M.S., Rao, B.V.N., Tempering Characteristics of a Vanadium Containing Dual-Phase Steel, Metall. Trans., Vol.13A, (1982), p.1679-1686.
112. Brown, R.L., Rack, H.J., Cohen, M., Stress Relaxation During the Tempering of Hardened Steel, Mat. Science Eng., Vol.21, (1975), p.25-34.
113. Simeoe, C.R., Trans.TMS-AIME, Vol.236, (1966), p. 1387.
114. Rigsbee, J.M. e VanderArend, P.J., in Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A.T.Davenport ed., TMS-AIME, New York, (1979), p.58-88.
115. Furukawa, T., Murikawa, H., Takechi, H., Koyama, K., in Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A.Kot and J.W.Morris, eds.TMS-AIME, Warrendale, (1979), p.281-303.

116. Dieter, G.E., Metalurgia Mecânica, 2ª edição, Ed. Guanabara Koogan S.A., (1981), p.344.
117. Baxter, W.J., Early Detection of Metal Fatigue, Metal Progress, (1981), p.48-52.
118. Metals Handbook, Failure Analyses and Prevention, Vol.10, 8ª edição, ASM, Metals Park, (1975).
119. Plumbridge, W.J., Ryder, D.A., Metall. Rev., Vol.14, Nº136, (1969).
120. Fine, M.F., Fatigue Resistance of Metals, Metall. Trans., Vol.13A, (1980), p.365-369.
121. Forsyth, P.J.E., Stubbington, C.A., J. Inst. Met., Vol.83, (1956), p.395.
122. Wood, W.A., Some Basic Studies of Fatigue in Metals, John Wiley & Sons. Inc., New York, (1959).
123. Fatigue Crack Propagation, ASTM, Spec. Tech. Publ., (1967), p.415.
124. Walton, D., Ellison, E.G., Int. Metall. Rev., Vol.17, (1972), p.100-116.
125. Stevenson, R., Formable HSLA and Dual-Phase Steels, A.T. Davenport ed., TMS-AIME, New York, (1979), p.101-110.
126. Jeong, W.C., Kim, C.H., Effects of Transformed Ferrite Growth on the Tensile Fracture Characteristics of a Dual-Phase Steel, Metall. Trans., Vol.19A, (1998), p.309-317.



127. Korzekwa, D.A., Lawson, R.D., Matlock, D.K., Krauss, G., Scripta Metall., Vol.11, (1980), p.1023-1028.
128. Gerbase, E., Embury, J.D., Hobbs, R.M., Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A.Kot and J.W.Morris eds., TMS-AIME, New York, (1979), p.118-144.
129. Szewczick, A.F., Gurland, J., A Study of the Deformation and Fracture of a Dual-Phase Steel, Metall. Trans., Vol.13A, (1982), p.1821-1826.
130. Fisher, J., Gurland, J., Metal Science, Vol.15, (1981), p.185-202.
131. Zhongguang, W., Gounan, W., Wei, K., Haicai, H., Influence of the Martensite Content on the Fatigue Behaviour of a Dual Phase Steel, Material Science and Engineering, N°91, (1987), p.39-44.
132. Broek, D., Int. Met. Review, Vol.19, (1974), p.135.
133. Melander, A., Material Science and Engineering, Vol.39, (1979), p.57.
134. Metals Handbook, ASM, 8ªed., Vol.8, (1983).
135. Hilliard, J.E., Cahn, J.W., Trans. AIME, Vol.221, (1961).
136. Davies, R.G., Tempering of Dual-Phase Steels, in Fundamentals of Dual-Phase Steels, R.A.Kot e B.L.Branfitt, TMS-AIME, New York, (1979), p.265-277.
137. Faustino, V.L., Spinelli, D., Efeito Microestrutural nas Propriedades de Propagação de Trincas Por Fadiga em um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga, Anais do 7ºCBECIMAT, (1986).

