

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

EST. DO ENV. POR DEFORM. A FRIO
EM AÇOS API-5L-B E API-5L-X52
COM MICROEST. BIFÁSICAS

Guaratinguetá
1995



*"Estudo do Envelhecimento por
Deformação a Frio em Aços API-
5L-B e API-5L-X52 com
Microestruturas Bifásicas"*

ANTÔNIO JORGE ABDALLA

38

1110000279



"Estudo do Envelhecimento por
Deformação a Frio em Aços API-
5L-B e API-5L-X52 com
Microestruturas Bifásicas"

ANTÔNIO JORGE ABDALLA

38

**"ESTUDO DO ENVELHECIMENTO POR DEFORMAÇÃO A FRIO EM AÇOS API-5L-B E
API-5L-X52 COM MICROESTRUTURAS BIFÁSICAS"**

ANTÔNIO JORGE ABDALLA

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

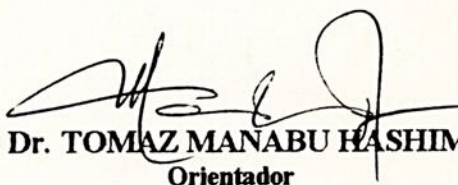
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

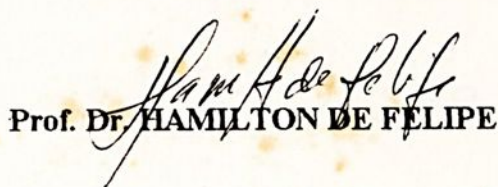


Prof. Dr. Araildo Lima da Silva
Coordenador

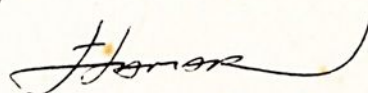
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Orientador



Prof. Dr. HAMILTON DE FELIPE



Prof. Dr. ITAMAR FERREIRA

Abril de 1995

ANTONIO JORGE ABDALLA

Foi de fundamental importância no desenvolvimento deste trabalho o apoio, a colaboração e a orientação do Dr. Tomaz Masaharu Hashimoto.

A UNICAMP, pela cessão do microscópio eletrônico de varredura, e em especial a dedicação e atenção recebida pela funcionária Rita Helena Basso Jacom.

Aos técnicos do DMT-FEG/UNESP, Gilio José de Souza e Wilson Roberto Monteiro, pela colaboração durante o desenvolvimento experimental.

A funcionária do DME-FEG, Lúcia Helena de Paula, pela exclusão da arte final dos desenhos.

**ESTUDO DO ENVELHECIMENTO POR
DEFORMAÇÃO A FRIO EM AÇOS API-5L-B e API-5L-
X52 COM MICROESTRUTURAS BIFÁSICAS**

Ao Professor Luis Rogério O. Hein do DMT-FEG/UNESP, pelo interesse e apoio na área computacional.

Ao amigo Marcelo das Santas Pereira pelo acompanhamento e apoio ao trabalho.

Ao amigo Marcelo Augusto Santos Torres pelo incentivo e apoio que deu para a conclusão e início deste trabalho.

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

279

279

Guaratinguetá, 1995

I

T669,14-157.8 (643)
A135a.



AGRADECIMENTOS

Foi de fundamental importância no desenvolvimento deste trabalho o apoio, a colaboração e a orientação do **Dr. Tomaz Manabu Hashimoto**.

À UNICAMP, pela cessão do microscópio eletrônico de varredura, e em especial à dedicação e atenção recebida pela funcionária **Rita Helena Buso Jacon**.

Aos técnicos do DMT-FEG/UNESP, **Célio José de Sousa** e **Wilson Roberto Monteiro**, pela colaboração durante o desenvolvimento experimental.

À funcionária do DME-FEG, **Lúcia Helena de Paula** pela execução da arte final dos desenhos deste trabalho.

Às funcionárias do Pólo Computacional da FEG, **Cleri de Cássia Saquetti Seabra Casella**, **Leila de Campos**, **Fátima Alexandrina Garcia S. dos Santos** e **Ilza Helena Carvalho de França Castro**, pelo atencioso atendimento no trabalho de digitação.

Ao Professor **Luís Rogério O. Hein** do DMT-FEG/UNESP, pelo interesse e apoio na área computacional.

Ao amigo **Marcelo dos Santos Pereira** pelo acompanhamento e apoio ao trabalho.

Ao amigo **Marcelo Augusto Santos Torres** pelo incentivo e apoio que de forma especial foi decisivo para o início deste trabalho.



ESTUDO DO ENVELHECIMENTO POR DEFORMAÇÃO A FRIO EM AÇOS API-5L-B e API-5L-X52 COM MICROESTRUTURAS BIFÁSICAS

Antonio Jorge Abdalla

RESUMO

Foram produzidas neste trabalho microestruturas bifásicas em duas grades de aços de baixo carbono, API-5L-B e API-5L-X52 (microliga201). Estas microestruturas foram obtidas através do tratamento de têmpera a partir da temperatura de 760°C. O tratamento térmico foi realizado de forma a resultar numa morfologia de matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita. O estudo avaliou a susceptibilidade ao envelhecimento dos dois tipos de aços sob diferentes deformações equivalentes a 110% do respectivo limite de escoamento. A temperatura de estudo variou entre 25°C (ambiente) e 130°C, para vários tempos de envelhecimento. Os resultados comprovaram o efeito de envelhecimento notado sobre a variação das propriedades mecânicas dos aços, principalmente com relação ao limite de escoamento. Foram realizadas análises metalográficas para a compreensão dos microprocessos envolvidos na formação das microestruturas e fração volumétrica das fases. Estes elementos foram associados aos resultados de envelhecimento obtidos. A análise dos efeitos do envelhecimento alterou também a microestrutura de análise de fases. O aço X52 sofreu maior influência do tratamento de envelhecimento devido à sua maior susceptibilidade ao envelhecimento.

*À Lena, minha companheira de
vida,
Ao Christian,
À Bianca,
E ao meu netinho Felipe,
Cujas presenças incentivaram
meu trabalho
Cuja compreensão
Permitiu o projeto tornar-se real*



ESTUDO DO ENVELHECIMENTO POR DEFORMAÇÃO À FRIO EM AÇOS API-5L-B e API-5L-X52 COM MICROESTRUTURAS BIFÁSICAS

Antonio Jorge Abdalla

RESUMO

Foram produzidas neste trabalho microestruturas bifásicas em dois tipos de aços de baixo carbono, API-5L-B e API-5L-X52 (microligado). Estas microestruturas foram obtidas através do tratamento de têmpera a partir da temperatura de 760°C. O tratamento térmico foi realizado de forma a resultar numa morfologia de matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita. O estudo avaliou a susceptibilidade ao envelhecimento dos dois tipos de aços após sofrerem deformações equivalentes a 110% da respectivo limite de escoamento. A pesquisa concentrou-se na faixa de temperatura entre 25°C (ambiente) e 150°C, para vários tempos de envelhecimento. Os resultados comprovaram o efeito de envelhecimento notado sobre a variação das propriedades mecânicas dos aços, principalmente com relação ao limite de escoamento. Foram realizadas análises microscópicas para a compreensão dos micromecanismos envolvidos na fratura: medidas de microdureza e fração volumétrica das fases. Estes elementos foram associados aos resultados das propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração monotônica. O efeito do envelhecimento alterou também a microdureza de ambas as fases. O aço bifásico microligado sofreu maior influência do tratamento de envelhecimento devido à diferença na composição química deste aço e mostrou vantagens sobre o aço bifásico ao carbono, pois, além de atingir valores maiores para o limite de escoamento e limite de resistência à tração, apresentou maior ductilidade, medidas principalmente pela redução de área e deformação pós-uniforme.



AGEING STUDY BY COLD DEFORMATION IN API-5L-B AND API-5L-X52 STEELS WITH DUAL - PHASE MICROSTRUCTURE

Antonio Jorge Abdalla

ABSTRACT

In this work was produced dual-phase microstructure in two grades of low carbon steels, API-5L-B e API-5L-X52 (microalloyed). These microstructures were obtained by quenching at temperature up to 760° C. The heat treatment was realized in order to form a morphology type with ferrite matrix surrounding martensite islands. The study estimate the ageing susceptibility of two grades of steels after deformations equals 110% of yield strength. The research was done in a temperature range between 25°C and 150°C, for several ageing times. The results showed the ageing effect on the mechanical properties changes mainly in the yield strength. Microhardness measurements and phases volumetric fraction were realized to understand the micromechanisms involved in the fracture. These elements were associated to mechanical properties results obtained by monotonic tensile stress. The ageing effect changes the microhardness of both phases. The microalloyed dual-phase steels received a bigger influence of the ageing treatment because of steel chemical composition, and showed advantages over the dual-phase low-carbon steel like improved yield strength tensile strength and ductility, measured mainly by reduction of area and pos-uniform deformation.



ÍNDICE

CAPÍTULO 1 - PRÓLOGO	1
1.1 - Objetivo e justificativa	5
CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 - Introdução	6
2.2 - Transformação Austenítica	8
2.3 - Tratamentos intercríticos	15
2.4 - Propriedades mecânicas e microestrutura dos aços bifásicos	20
2.4.1 - Aspectos Gerais	20
2.4.2 - Propriedades Mecânicas	21
2.5 - Envelhecimento	30
2.5.1 - Generalidades	30
2.5.2 - Envelhecimento nos aços bifásicos	33
CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	39
3.1 - Material	39
3.2 - Corpos de Prova	39
3.3 - Tratamentos térmicos	40
3.4 - Pré-deformação	41
3.5 - Envelhecimentos	41
3.6 - Ensaio de Tração	41
3.7 - Análise por microscopia ótica	42
3.8 - Análise por microscopia eletrônica de varredura	42
CAPÍTULO 4 - RESULTADOS	43
4.1 - Caracterização da microestrutura	43
4.2 - Propriedades de tração	52
4.3 - Microscopia ótica e eletrônica de varredura	64
CAPÍTULO 5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	87
CAPÍTULO 6 - CONCLUSÕES	111
CAPÍTULO 7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	113
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	114



ÍNDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO 2

FIGURA 2.1 - Curvas típicas tensão-deformação convencionais de aços ao Carbono, ARBL e Bifásico	7
FIGURA 2.2 - Trajetória tempo-temperatura em diagramas TTT	9
FIGURA 2.3 - Trajetória tempo-temperatura, em um diagrama isotérmico de um aço hipoeutetoide, para obtenção de microestrutura bifásica	10
FIGURA 2.4 - Gráficos representativos de formação de austenita em aços de baixo carbono	11
FIGURA 2.5 - Gráficos representativos de formação de partículas ferrita à temperatura intercrítica x tempo de reação.	14
FIGURA 2.6 - Representação Esquemática dos dois modos básicos de têmpera intercrítica	15
FIGURA 2.7 - Nucleação e início do crescimento da fase austenita	16
FIGURA 2.8 - Representação da morfologia das fases após têmpera intercrítica de subida.....	16
FIGURA 2.9 - Nucleação e crescimento da fase ferrita a partir de estrutura totalmente austenítica.....	17
FIGURA 2.10 - Morfologia das fases após têmpera intercrítica de descida.....	17
FIGURA 2.11 - Diagrama ferro-carbono	18
FIGURA 2.12 - Variação nas propriedades mecânicas devido a variação da fração volumétrica de segunda fase.....	24
FIGURA 2.13 - Representação dos três estágios do encruamento de aços bifásicos	25
FIGURA 2.14 - Taxa de endurecimento por deformação no estágio III x deformação verdadeira em aços bifásicos	26
FIGURA 2.15 - Efeito do envelhecimento após têmpera α devido a presença de átomos intersticiais.....	31
FIGURA 2.16 - Efeito da temperatura e tempo sobre as curvas de envelhecimento.....	33
FIGURA 2.17 - Influência da temperatura de envelhecimento e da deformação na tensão de escoamento em aços bifásicos	35
FIGURA 2.18 - Tensão de escoamento x pré-deformação em aços bifásicos envelhecidos por 30 minutos.....	36



CAPÍTULO 3

FIGURA 3.1 - Corpo de prova para ensaio de tração.....	40
--	----

CAPÍTULO 4

FIGURA 4.1 - Microestrutura do aço bifásico ao carbono. Microscópio ótico	43
FIGURA 4.2 - Microestrutura do aço bifásico microligado. Microscópio ótico	44
FIGURA 4.3 - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecimento à temperatura ambiente para o aço bifásico ao carbono	46
FIGURA 4.4 - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecimento à temperatura ambiente para o aço bifásico microligado	47
FIGURA 4.5 - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecimento à temperatura de 80°C para o aço bifásico ao carbono	47
FIGURA 4.5.a - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecimento à temperatura de 80°C para o aço bifásico ao carbono, até o tempo de 72×10^2 segundos.....	48
FIGURA 4.6 - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecido à temperatura de 80°C para o aço bifásico microligado	48
FIGURA 4.6a - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecido à temperatura de 80°C para o aço bifásico microligado, até o tempo de 72×10^2 segundos	49
FIGURA 4.7 - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecimento à temperatura de 150°C, para o aço bifásico ao carbono	49
FIGURA 4.7a - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecimento à temperatura de 150°C, para o aço bifásico ao carbono, até o tempo de 72×10^2 segundos.....	50
FIGURA 4.8 - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecimento à temperatura de 150°C, para o aço bifásico microligado	50
FIGURA 4.8a - Gráfico de microdureza das fases x tempo de envelhecimento à temperatura de 150°C, para o aço bifásico ao carbono, até o tempo de 72×10^2 segundos.....	51
FIGURA 4.9 - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura ambiente para o aço bifásico ao carbono	56
FIGURA 4.10 - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura ambiente para o aço bifásico microligado	56
FIGURA 4.11 - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura de 80°C para o aço bifásico ao carbono	57



FIGURA 4.11a - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura de 80°C para o aço bifásico ao carbono, até o tempo de 72×10^2 segundos.....	57
FIGURA 4.12 - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura de 80°C para o aço bifásico microligado	58
FIGURA 4.12a - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura de 80°C para o aço microligado, até 72×10^2 segundos	58
FIGURA 4.13 - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura de 150°C, para o aço bifásico ao carbono	59
FIGURA 4.13a - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura de 150°C, para o aço bifásico ao carbono, até 72×10^2 segundos.....	59
FIGURA 4.14 - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura de 150°C, para o aço bifásico microligado	60
FIGURA 4.14a - Gráfico das propriedades mecânicas x tempo de envelhecimento à temperatura de 150°C, para o aço bifásico ao carbono, até 72×10^2 segundos.....	60
FIGURA 4.15 - Micrografia ótica do aço bifásico ao carbono.....	64
FIGURA 4.16 - Micrografia ótica do aço bifásico ao carbono, vista lateral da superfície de fratura.....	65
FIGURA 4.17 - Micrografia ótica do aço bifásico microligado.....	65
FIGURA 4.18 - Micrografia ótica do aço bifásico microligado, vista lateral da superfície de fratura.....	66
FIGURA 4.19 - Micrografia da superfície de fratura do aço ao carbono recozido. MEV.....	67
FIGURA 4.20 - Micrografia da superfície de fratura do aço microligado recozido. MEV.....	67
FIGURA 4.21 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono. MEV	68
FIGURA 4.22 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado. MEV	68
FIGURA 4.23 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono. MEV	69
FIGURA 4.24 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono. MEV	70
FIGURA 4.25 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono. MEV	70
FIGURA 4.26 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado. MEV	71
FIGURA 4.27 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado. MEV	71
FIGURA 4.28 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado. MEV	72
FIGURA 4.29 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 3×10^2 segundos, aspectos macro. MEV.....	72
FIGURA 4.30 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 3×10^2 segundos, aspectos micro. MEV.	73



FIGURA 4.31 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 9×10^2 segundos, aspectos macro. MEV.....	73
FIGURA 4.32 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 3×10^2 segundos, aspectos micro. MEV.....	74
FIGURA 4.33 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 288×10^2 segundos, aspectos macro. MEV.....	74
FIGURA 4.34 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 288×10^2 segundos, aspectos micro. MEV.....	75
FIGURA 4.35 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 3×10^2 segundos, aspectos macro. MEV.....	75
FIGURA 4.36 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 3×10^2 segundos, aspectos micro. MEV.....	76
FIGURA 4.37 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 18×10^2 segundos, aspectos macro. MEV.....	76
FIGURA 4.38 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 18×10^2 segundos, aspectos micro. MEV.....	77
FIGURA 4.39 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 864×10^2 segundos, aspectos macro. MEV.....	77
FIGURA 4.40 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 864×10^2 segundos, aspectos micro. MEV.....	78
FIGURA 4.41 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 150°C por 3×10^2 segundos, aspectos macro. MEV.....	78
FIGURA 4.42 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 150°C por 3×10^2 segundos, aspectos micro. MEV.....	79
FIGURA 4.43 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 150°C por 9×10^2 segundos, aspectos macro. MEV.....	79
FIGURA 4.44 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 150°C por 9×10^2 segundos, aspectos micro. MEV.....	80
FIGURA 4.45 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 150°C por 864×10^2 segundos, aspectos macro. MEV.....	80
FIGURA 4.46 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 150°C por 864×10^2 segundos, aspectos micro. MEV.....	81
FIGURA 4.47 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 150°C por 3×10^2 segundos. Aspecto macro. MEV.....	81



FIGURA 4.48 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 150°C por 3×10^2 segundos. Aspecto micro. MEV.....	82
FIGURA 4.49 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 150°C por 9×10^2 segundos. Aspecto macro. MEV.....	82
FIGURA 4.50 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 150°C por 9×10^2 segundos. Aspecto micro. MEV.....	83
FIGURA 4.51 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 150°C por 864×10^2 segundos. Aspecto macro. MEV.....	83
FIGURA 4.52 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 150°C por 864×10^2 segundos. Aspecto micro. MEV.....	84
FIGURA 4.53 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura de 25°C por 72×10^2 segundos. Presença de trinca. Aspecto micro. MEV.....	84
FIGURA 4.54 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado. Presença de trinca. Aspecto micro. MEV.....	85
FIGURA 4.55 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 25°C por 72×10^2 segundos. Vista de coalescimento de vazios. Aspecto micro. MEV.....	85
FIGURA 4.56 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 25°C por 2160×10^2 segundos. Detalhe de Inclusão. MEV.....	86
FIGURA 4.57 - Micrografia da superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 25°C por 21.600×10^2 segundos. Detalhe de inclusões. MEV.....	86



CAPÍTULO 5

Figura 5.1 - Gráfico comparativo das curvas tensão x deformação dos aços recozidos e bifásicos, para os aços ao carbono e microligado.....	88
Figura 5.2 - Gráfico da variação do limite de escoamento x tempo de envelhecimento, à temperatura ambiente (25°C).....	90
Figura 5.3 - Gráfico da variação do limite de escoamento x tempo de envelhecimento, à temperatura de 80°C.....	90
Figura 5.4 - Gráfico da variação do limite de escoamento x tempo de envelhecimento, à temperatura de 150°C.....	91
Figura 5.5 - Gráfico do limite de escoamento x tempo de envelhecimento para o aço bifásico ao carbono, nas temperaturas de 25°C, 80°C e 150°C.....	92
Figura 5.6 - Gráfico do limite de escoamento x tempo de envelhecimento para o aço bifásico microligado, nas temperaturas de 25°C, 80°C e 150°C.....	92
Figura 5.7 - Gráfico comparativo do limite de escoamento x tempo de envelhecimento, à 25°C, entre ambos aços.....	94
Figura 5.8 - Gráfico comparativo do limite de escoamento x tempo de envelhecimento, à 80°C, entre ambos aços.....	95
Figura 5.8.a - Gráfico comparativo do limite de escoamento x tempo de envelhecimento, à 80°C, entre ambos aços, até o tempo de 72×10^2 segundos.....	96
Figura 5.9 - Gráfico comparativo do limite de escoamento x tempo de envelhecimento, à 150°C, entre ambos aços.....	97
Figura 5.9.a - Gráfico comparativo do limite de escoamento x tempo de envelhecimento, à 150°C, entre ambos aços, até o tempo de 72×10^2 segundos.....	97
FIGURA 5.10 - Gráfico comparativo da variação do limite de resistência x tempo de envelhecimento, à 25°C, entre ambos aços.....	99
FIGURA 5.11 - Gráfico comparativo da variação do limite de resistência x tempo de envelhecimento, à 80°C, entre ambos aços.....	99
FIGURA 5.12 - Gráfico comparativo da variação do limite de resistência x tempo de envelhecimento, à 150°C, entre ambos aços.....	100
FIGURA 5.13 - Gráfico de redução de área e deformação pós-uniforme x tempo de envelhecimento, à 25°C, para o aço bifásico ao carbono.....	102
FIGURA 5.14 - Gráfico da redução de área e deformação pós-uniforme x tempo de envelhecimento, à 25°C, para aço bifásico microligado.....	102



FIGURA 5.15 - Gráfico da redução de área e deformação pós-uniforme x tempo de envelhecimento, à 80°C, para aço bifásico ao carbono.....	103
FIGURA 5.16 - Gráfico da redução de área e deformação pós-uniforme x tempo de envelhecimento, à 80°C, para aço bifásico microligado.....	103
FIGURA 5.17 - Gráfico da redução de área e deformação pós-uniforme x tempo de envelhecimento, à 150°C, para aço bifásico ao carbono.....	104
FIGURA 5.18 - Gráfico da redução de área e deformação pós-uniforme x tempo de envelhecimento, à 150°C, para aço bifásico microligado.....	104
FIGURA 5.19 - Gráfico dos alongamentos totais e pós-uniforme x tempo de envelhecimento, à 25°C, para ambos aços.....	106
FIGURA 5.20 - Gráfico dos alongamentos totais e pós-uniforme x tempo de envelhecimento, à 80°C, para ambos aços.....	106
FIGURA 5.21 - Gráfico dos alongamentos totais e pós-uniforme x tempo de envelhecimento, à 150°C, para ambos aços.....	107

P_u	Força máxima - pós-uniforme
P_m	Força máxima
ϵ_u	Alongamento
ϵ_m	Módulo de elasticidade
σ_u	Valor de ruptura
σ_m	Tensão
σ_{TA}	Aço bifásico ao Carbono envelhecido a temperatura ambiente
σ_{TA}	Aço bifásico microligado envelhecido a temperatura ambiente
σ_{80}	Aço bifásico ao Carbono envelhecido a 80°C
σ_{80}	Aço bifásico microligado envelhecido a 80°C
σ_{150}	Aço bifásico ao Carbono envelhecido a 150°C
σ_{150}	Aço bifásico microligado envelhecido a 150°C



NOTAÇÕES E CÓDIGOS

σ	Resistência à tração
σ_F	Resistência à tração da ferrita
σ_m	Resistência à tração da martensita
V_F	Fração volumétrica da ferrita
V_m	Fração volumétrica da martensita
e	Deformação
e_f	Deformação da ferrita
e_m	Deformação da martensita
P_f	Porcentagem da ferrita
P_m	Porcentagem da martensita
k	Constante
G	Módulo d cisalhamento
b	Vetor de Burguers
d	Diâmetro
CTA	Aço bifásico ao Carbono envelhecido à temperatura ambiente
MTA	Aço bifásico microligado envelhecido à temperatura ambiente
C80	Aço bifásico ao Carbono envelhecido à 80°C
M80	Aço bifásico microligado envelhecido à 80°C
C150	Aço bifásico ao Carbono envelhecido à 150°C
M150	Aço bifásico microligado envelhecido à 150°C



CAPÍTULO 1 - PRÓLOGO

"Não conhecemos coisa alguma a não ser o nosso modo de perceber tais objetos - um modo que nos é peculiar e não necessariamente compartilhado por todos..." (Kant)

O simbolismo cristão, ao falar da "queda" do homem, pressupõe ter existido um homem melhor num momento anterior, completo, perfeito e eterno; livre das necessidades humanas e de suas vicissitudes. Este ser vivia também num lugar especial, o paraíso, o jardim de Éden. Há um paralelo entre esta visão e as arcaicas crenças providas das culturas egípcias e greco-romanas. Uma destas vertentes apregoa que houve épocas diferentes, e que a fase do paraíso poderia ser associado à Idade de Ouro. Porém este homem primordial decaiu, passando para as idades do bronze, do cobre e, finalmente do ferro [1].

É interessante perceber a associação, a nível simbólico, entre a idéia de superioridade atribuída ao ouro pelas suas características como brilho, resistência e incorruptibilidade e o ideal de homem imortal, íntegro e nobre.

A alquimia antiga propunha que, através das grandes obras (4 etapas de transformação), o homem pudesse retornar ao seu estado áureo. Este simbolismo supunha a possibilidade de transformação de qualquer metal em ouro, porém significava, em última instância, a transformação do homem da idade do ferro em homem-ouro. [2]

Alguns consideram vulgarmente a alquimia como os primeiros passos da química, pode-se dizer, fixando-se apenas no lado objetivo e concreto da questão que foi também os primórdios da metalurgia. Sobretudo nos estudos dos tempos, temperaturas e misturas metálicas, ainda que seu objetivo último não era a transformação metálica em si, mas retroativa e, simultaneamente, o próprio ferreiro estava sendo trabalhado.

Observando por um outro prisma a noção de comum e vulgar associada a "Idade do Ferro", se contrapõe à do ouro, metal que pelas suas qualidades era destinado a objetos sagrados. O ferro começou a ser explorado pelo homem e rapidamente, passou a compor o cenário do seu dia-a-dia pela sua transformação em utensílios utilitários.

A abundância do óxido de ferro na natureza e a relativa facilidade em transformá-lo no metal, certamente propiciaram a rápida apropriação deste recurso. Data de cerca de 3.500 anos a utilização do ferro que fora descoberto, provavelmente, de forma ocasional, por exemplo, pela redução de uma jazida deste material junto a uma fogueira. As características do próprio material, a possibilidade de ligar-se a outros elementos e as variadas possibilidades de tratamentos térmicos, foram fatores que facilitaram o seu uso e desenvolvimento, gerando um vasto leque de aplicações práticas.



Certamente o desenvolvimento das técnicas de seu processamento custou séculos de aprendizagem, no entanto, seu domínio assegurou poder aos que as possuísem. Além do uso cotidiano, a sua confecção em armas de guerra como a espada, a lança e o machado, se constituíam em conhecimento estratégico que conferia superioridade à tribo que a detinha. A compreensão do tratamento de têmpera, por exemplo, conferindo maior dureza e resistência ao aço, parece um exemplo típico da importância técnica associada à produção do ferro. Não é demais lembrar também do ferreiro que fazia a ferradura para os cavalos, também fundamentais nos combates antigos.

O ferro e suas ligas parecem ter conquistado, lentamente, um sólido espaço no seio cultural humano, nos tempos de paz entre as edificações, ferramentas, utensílios e objetos diversos; nos tempos de guerra, em utilizações variadas que necessitavam de materiais resistentes, duráveis ou com potencial destrutivo.

Porém, o grande impulso, que faz dos materiais ferrosos, sem sombra de dúvidas, o de maior utilização de nossa época, ocorreu com a revolução industrial e a instalação da dita modernidade.

Após um período de "adormecimento", vivido pelo homem na idade média, o iluminismo faz um giro radical, instalando os paradigmas de um novo tempo. O racionalismo e a objetividade científica passam a apontar um novo caminho que se, por um lado dão a impressão de grande progresso e desenvolvimento, por outro, arriscam atropelar a natureza humana, o ambiente e a própria ética. [3]

A industrialização trouxe consigo a produção em massa e grandes transformações sócio-econômicas, ampliando ao mesmo tempo, o consumo e o mercado comercial soberano. O credo liberal amplia seus domínios, instala-se a idéia de mercado auto-regulável e prepara politicamente o caminho para as ditaduras de direita que desembocam na segunda Guerra Mundial. [4]

A corrida armamentista gerada pela guerra, os recursos investidos em pesquisas e otimização de recursos neste período, em caráter imediato, levaram no período pós-guerra a um aperfeiçoamento e aumento da produção industrial. A associação entre racionalidade científica e incremento nos processos de produção, ligadas à disputa pelo mercado cada vez mais acirrada, desembocou em avanços tecnológicos incomparáveis aos períodos anteriores.

Retomando a ótica dos materiais, "prima-matéria" a ser transformada, torna-se óbvio a exigência de aperfeiçoamento e redução dos custos do material utilizado a fim de satisfazer o mercado consumidor. A necessidade de se produzir com qualidade, coloca a seleção da matéria prima adequada como condição importante na consecução de projetos.

Dentro de uma vasta gama de materiais, o ferro e suas ligas apresentam qualidades extremamente úteis e desejáveis na produção e nos processos industriais, tais como: resistência que pode ser desenvolvida para os mais variados níveis de solicitação, grande utilidade e



tenacidade mesmo com altos valores de resistência e dureza, alto ponto de fusão o que permite a utilização em altas temperaturas. [5]

Aliadas às propriedades mecânicas as ligas ferrosas apresentam baixo custo se comparadas a outros materiais equivalentes para o mesmo uso, o que o torna viável economicamente.

As exigências com relação ao material utilizado aumentaram gradativamente, a tecnologia tenta responder a demanda e à necessidade de evolução para que o material satisfaça perfeitamente às exigências de cada aplicação. Desta forma, são pesquisadas e testadas continuamente novas modificações e inovações. Com relação às ligas ferrosas, pode-se dizer que as rotas tomadas seguem três caminhos básicos: testar quantitativa e qualitativamente novos elementos de liga, utilização de tratamentos térmicos diversos e adoção de materiais conjugados. A combinação dos dois primeiros itens já abre uma vasta possibilidade de resultados, alterando a estrutura e as propriedades das ligas obtidas.

Na década de 70 o mundo se viu ameaçado em sua principal fonte energética - o petróleo. Embora alguns autores já alertassem, cerca de dez anos antes, para esta possibilidade, criticando a rápida substituição dos recursos energéticos pelo então combustível barato, o cartel petrolífero terminou por efetivar-se e impor altos preços aos barris de petróleo [6]. O mundo parecia não acreditar no entendimento entre os árabes, sempre em conflitos, mas a OPEP e a questão econômica impuseram uma nova realidade, obrigando sobretudo os Estados Unidos, Europa e Japão a repensar e procurar, em regime de urgência, propostas para solucionar o problema.

A indústria automobilística que tivera um impulso invejável nas últimas décadas se viu obrigada a pensar, imediatamente, soluções que viabilizassem um menor consumo de combustível. Os despreocupados projetos de veículos americanos que ostentavam o conforto, eram espaçosos e pesados apresentando altos consumos de combustível. Um dos fatores importantes estudados foi a redução do peso, algumas partes dos automóveis puderam ser substituídas por materiais plásticos e, para aquelas, onde a resistência é essencial, foram propostas modificações no aço utilizado.

Tentou-se, inicialmente, aumentar o teor de carbono procurando aumentar a resistência e baixar o custo, porém este processo causava efeitos secundários indesejáveis, diminuía a conformabilidade e a soldabilidade do material. Experimentou-se, posteriormente, fazer um jateamento de água fria na saída da peça laminada, conseguindo aumentos na resistência, porém ainda não satisfatórios. Iniciou-se então a introdução de pequenas quantidades de elementos de liga como o titânio, vanádio e o nióbio em aços de baixo carbono, conseguindo um refinamento dos grãos e aumento da resistência. Em torno de 1980 pode-se notar que a utilização de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) levou a uma diminuição de cerca de 13% em relação ao peso original dos veículos [7].

Na busca científica de novas soluções surge uma nova família de aços que foi denominada de Aços Bifásicos. Esses aços são obtidos a partir de um tratamento térmico



intercrítico de um aço de baixo carbono, resultando em uma microestrutura formada basicamente por ferrita e martensita, conferindo ao aço propriedades mecânicas muito promissoras, principalmente, para a utilização na indústria automobilística. A resistência do aço bifásico pode ser comparada com a resistência dos aços ARBL, tendo ainda a vantagem de melhor conformabilidade e excelente acabamento superficial por não apresentar o fenômeno do escoamento descontínuo [8].

A indústria automobilística, especialmente a japonesa, vem utilizando o aço bifásico em alguns componentes como: pára-choque, disco e aro da roda, coluna de direção, componentes de chassi e outros. O aço bifásico pode substituir com vantagens uma série de componentes que, tradicionalmente, vinham sendo fabricados com aço comuns.

Alguns itens têm recebido especial atenção dos pesquisadores como é o caso dos aros de roda, conseguindo-se uma redução na espessura de cerca de 20% e, praticamente, duplicando a vida em fadiga com relação aos aços ARBL tradicionalmente fabricados. Na fabricação de pára-choques, o aço bifásico resolveu tecnicamente um difícil problema de conformabilidade e apresentou uma redução de peso em cerca de 30%. Em disco de rodas, conseguiu-se uma redução em cerca de 14% no peso, com aumento de vida do componente [9]. Apresenta vantagens ainda na fabricação de polias, colunas de direção, suporte de molas, armação de assento, para-lamas, partes externas de portas, tampa de porta malas, parte de painéis internos, reforço de aba do capô, suporte do núcleo do radiador, etc. [10]

É importante ressaltar que o processo de produção atual, sobretudo nesta década, tem sido marcado pela questão da qualidade. Não aquela concepção americana, ultrapassada, de que a qualidade deve ser razoável para manter um custo acessível, mas sim o moderno conceito, provindo das revolucionárias técnicas japonesas que demonstraram que a qualidade deve ser total, provando que quanto melhor a qualidade, menor o custo, maior o volume de vendas. [11]

O consumidor atual tem demonstrado ser cada vez mais exigente à vários níveis: qualidade, preço, atendimento, segurança, durabilidade, e com a aprovação do novo código de defesa do consumidor, este tornou-se um instrumento legal e eficaz na defesa deste direito. [12] O mercado nacional e, principalmente o internacional, têm se pautado em normas técnicas cada vez mais rigorosas visando a qualidade ótima (total) do produto, tendo como referência a série de normas da ISO 9.000 (ou versão brasileira NBR 19.000) [13] que não centra atenção apenas no produto final, mas se preocupa com todas as fases do processo de produção, inclusive com o fator humano envolvido, [14]. Neste contexto, a matéria prima utilizada é também fundamental. Pensando no aço bifásico como material extremamente promissor para a indústria, torna-se essencial conhecer perfeitamente as suas propriedades, suas características microestruturais e o seu comportamento frente às diversas situações de serviço a que pode ser solicitado.



1.1 - Objetivo e justificativa

O trabalho realizado, vem justamente no sentido de contribuir para a caracterização das propriedades mecânicas e associá-las à sua microestrutura, somando-o aos esforços já realizados com este aço específico, na tentativa de aproveitá-lo o melhor possível nas aplicações industriais.

No presente trabalho foram utilizados dois tipos de aços de qualidade comercial, dando ao estudo uma aplicabilidade prática, visando contribuir na caracterização das propriedades mecânicas destes aços ao serem submetidos a tratamentos térmicos intercríticos.

A pesquisa concentra-se na avaliação de envelhecimento com pré-deformação, variando a temperatura e o tempo de envelhecimento.

Embora várias pesquisas [15, 16, 17, 18] tenham sido realizados com aços de baixo carbono ou contendo vanádio como elemento de liga, poucos trabalhos tem sido realizados com aços bifásicos microligados.

Foram utilizados nesta investigação um aço de baixo carbono e outro com praticamente o mesmo teor de carbono contendo elementos microligantes. A comparação permite uma avaliação do efeito devido aos elementos de liga.

O nível de pré-deformação foi fixado em 10% acima do limite de escoamento, o que significa uma deformação plástica reduzida, da ordem de 0,2%. A própria estocagem de chapas e tiras de aço podem proporcionar pequenas deformações [19], tornando portanto, importante conhecer o efeito produzido em função do tempo, inclusive à temperatura ambiente que representa uma situação comum. Krupitzer [18] constatou para aços ao carbono contendo vanádio que para a condição de pré-deformação em tração o máximo de envelhecimento foi atingido para cerca de 1% de deformação, para várias temperaturas de envelhecimento, quando a pré-deformação foi de compressão, este valor máximo ocorreu para níveis em torno de 5%. Não foi encontrado na literatura valores de pré-deformação em níveis inferiores a 1%, porém em trabalho preliminar para este estudo foi encontrado efeito significativo em níveis menores.

As temperaturas foram fixadas em valores inferiores a 200°C, incluindo a temperatura ambiente. Acima destes valores passa a concorrer com o efeito de envelhecimento a ação do revenimento e recuperação na martensita [20, 21, 22]. Esta faixa de temperatura se aproxima de um grande número de solicitações em serviços práticos.

Como já foi visto nesta seção os aços bifásicos têm um grande potencial de aplicabilidade na indústria automobilística. O estudo proposto visa contribuir cientificamente para a melhor compreensão dos mecanismos microestruturais e as respostas mecânicas em dois tipos de aços comerciais, submetidos a envelhecimento com pré-deformação que podem destinar-se à fabricação de diversas peças e acessórios para automóveis.



CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

"Teorias são redes somente
aqueles que as lançam
pescarão alguma coisa" [23]

2.1 - INTRODUÇÃO

O desenvolvimento tecnológico, associado às necessidades sociais e de mercado, coloca em foco, sobretudo a partir da década de 70 com a crise energética, a busca de novos materiais que pudessem responder de forma eficaz à demanda mundial. Os materiais compostos, além do plástico e do alumínio, foram alvo de uma série de pesquisas que procuraram relacionar a microestrutura constituinte e suas propriedades mecânicas. Neste contexto surge uma família bastante promissora, principalmente para a indústria automobilística, denominada de aços bifásicos. Estes diferem dos materiais compostos propriamente ditos por suas fases serem derivadas de produtos de transformações do próprio material, conseguidos através de tratamentos térmicos chamados de têmperas intercríticas. Basicamente são constituídos por duas fases: a ferrita que forma uma matriz dúctil conferindo-lhe maior plasticidade e uma segunda fase dura, provinda dos produtos da têmpera a partir da fase austenítica. Esta fase (dura) é formada, principalmente, pela martensita embora possam aparecer também pequenas frações de bainita, austenita retida e até perlita. Alguns autores passam a denominá-los trifásicos ou polifásicos quando o percentual destas fases secundárias aumenta, principalmente a bainita [24, 25]. Pesquisas realizadas evidenciam que a interação entre as fases influencia o comportamento mecânico, importando tanto o aspecto quantitativo como a morfologia das mesmas [26, 27].

Os aços bifásicos ("Dual Phase Steel"), ao combinarem as fases dúcteis e duras, conferem ao aço propriedades mecânicas superiores aos aços de baixo carbono com idênticas composições químicas. A transformação é simples, não necessitando da adição de elementos de liga, bastando que seja realizado um tratamento térmico adequado.

Uma das características mais úteis deste aço decorre do fato de que, após o tratamento de têmpera intercrítica, este apresentará uma redução no limite de escoamento e um aumento da resistência, com pouco prejuízo da ductilidade. Como qualidade "sui generis" apresentará ainda um escoamento contínuo, sem o aparecimento das bandas de Lüders, fato que o credencia para a utilização em projetos que requeiram excelente acabamento superficial.

Os aços bifásicos apresentam elevada resistência mecânica, comparável aos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), e possuem grande plasticidade, semelhante ao aço de baixo carbono. Estes aspectos ficam bem evidenciados ao se observar alguns valores típicos das principais propriedades mecânicas de um aço bifásico pesquisado pela Companhia Siderúrgica Nacional - CSN na década de 80 [10]:



Limite de Escoamento	(0,2%)	350 MPa
	(0,3%)	480 MPa
Limite de resistência à tração		700 MPa
Alongamento	(50 mm)	30%

A simples observação destes dados permite destacar a grande velocidade de encruamento, pois com um aumento na deformação de 0,2% para 0,3% a resistência elevou-se de 350 MPa para 480 MPa, permitindo aos usuários utilizá-lo com vantagens em operações de conformação.

A figura 2.1 ilustra bem os aspectos assinalados, através das curvas tensão-deformação de um aço bifásico, comparado às mesmas curvas para um aço ao carbono comum recozido e para um aço ARBL com limite de escoamento de 520 MPa. A resistência atingida pelo aço bifásico é semelhante ao do aço ARBL, porém sua ductilidade é bem superior, aproximando no alongamento à um aço de baixo carbono.

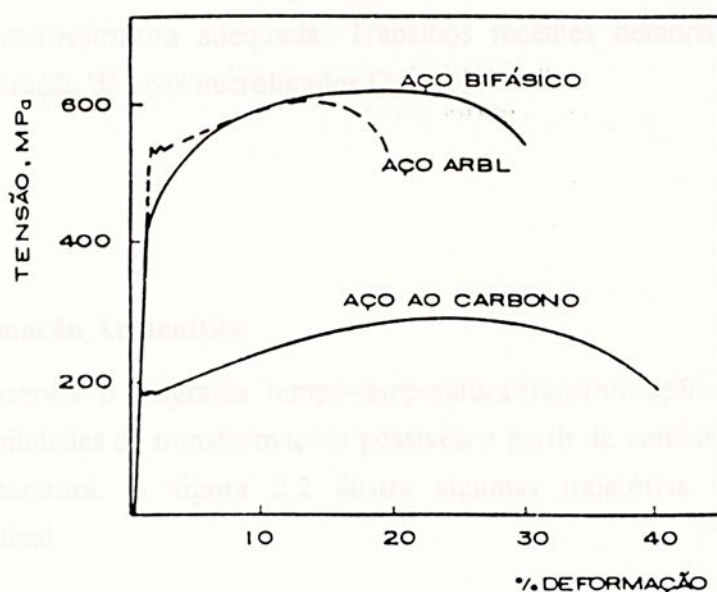


FIGURA 2.1 - Curvas típicas tensão-deformação convencionais de aços ao Carbono, ARBL e Bifásico [8, 9, 28].

Os níveis de tensão e alongamento podem variar devido a composição microestrutural das fases, mudanças no percentual das fases duras e dúcteis, alterações morfológicas, nos tamanhos de grãos, na microdureza e outros fatores. Estas variáveis afetam diretamente as propriedades finais dos aços bifásicos [29].

Além dos estudos realizados no sentido de compreender o efeito dos microconstituintes nas propriedades finais destes aços, na década passada, destacando-se os

A importância em melhorar a temperabilidade está intimamente ligada, além de melhorar as propriedades finais do material, ao processo de produção, pois a ação dos elementos em diversificados modos de atuação, interagindo principalmente com o carbono, permitirão a obtenção da têmpera mais facilmente. Este efeito permitirá o processamento contínuo do aço na saída do laminador, onde a chapa, na sua dimensão final, é aquecida na faixa de temperatura intercrítica e, posteriormente, é resfriada de forma controlada para a obtenção da microestrutura adequada. Trabalhos recentes demonstram esta preocupação associada à utilização de aços microligados [30, 31].

2.2 - Transformação Austenítica

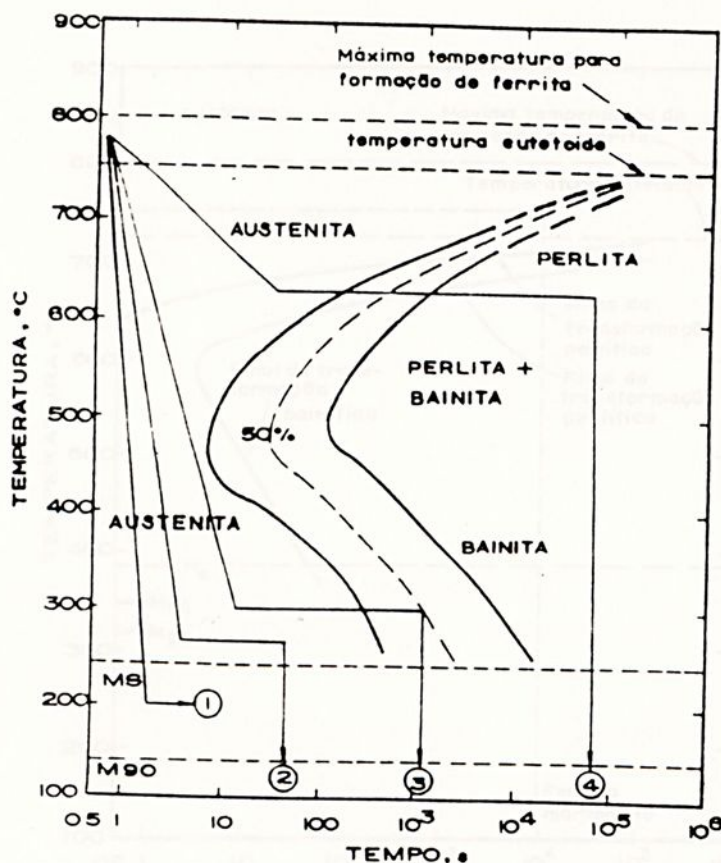


FIGURA 2.2 - Trajetória tempo-temperatura em diagramas TTT de um aço ao carbono para obtenção de diferentes microestruturas finais: - ① Martensita e Austenita, ② Martensita, ③ Bainita e Martensita, ④ Perlita fina. [33]

Para o tratamento intercrítico que será focado no item seguinte é extremamente importante o conhecimento e o domínio da curva TTT, pois é desejada uma composição final onde se obtenha apenas a ferrita e a martensita.

Para a obtenção da martensita é essencial que o tratamento tenha um trajeto que não corte o "cotovelo" da curva, pois este dá início às transformações perlíticas e bainíticas, e no caso dos aços hipoeutetóides, utilizados para a obtenção de aços bifásicos, o cotovelo da curva estará interrompido junto ao eixo das ordenadas, conforme figura 2.3, o que tornaria impossível o processo. O recurso encontrado foi de permanecer com o material na temperatura intercrítica, isto é, entre A_1 e A_{c1} , região onde coexistem ferrita e austenita. Nesta circunstância a austenita se enriquecerá de carbono deslocando o cotovelo da curva para a direita, aumentando a temperabilidade. Ao ser realizada a têmpera a ferrita não se alterará mas os grãos de austenita ao serem resfriados rapidamente transformar-se-ão em martensita.

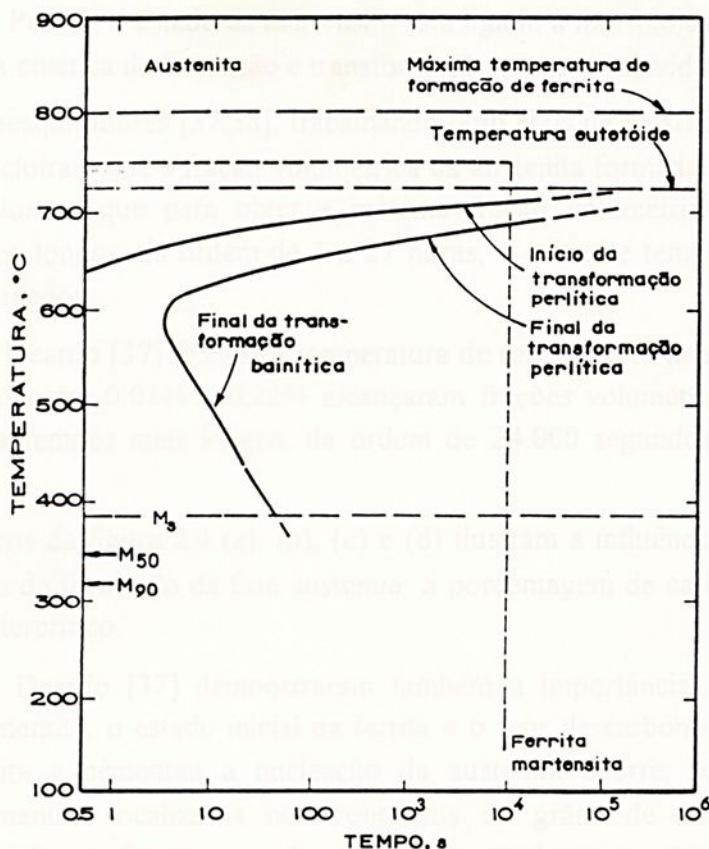


FIGURA 2.3 - Trajetória tempo-temperatura, em um diagrama isotérmico de um aço hipoeutetoide, para obtenção de microestrutura bifásica (ferrita e martensita). [33]

Ocorre, portanto, a têmpera apenas da fase austenítica que conterá teor de carbono bem superior ao da ferrita. A fase ferrítica não se transforma pois é estável à temperatura ambiente. A adição de pequenas porcentagens de elementos microligantes como o Mn, Si, Ni, Cr e Mo podem facilitar a têmpera, pois deslocam a curva para a direita, permitindo a redução da velocidade de resfriamento. Cheng e Thomas [34] estudaram o efeito de precipitados de molibidênio e níquel-titânio na transformação da fase δ para a fase α , no envelhecimento e seu efeito nos níveis de tensão, constatando aumento no valor do limite de resistência.

Existe uma relação entre a estrutura final obtida, a estrutura inicial e toda a história do material. O controle do processo começa com a microestrutura inicial, a condição prévia, a temperatura de austenitização e a taxa de aquecimento influenciarão na morfologia da austenita [35]. Nagorka [36], utilizando um aço de baixo carbono, mantendo fixa a temperatura intercrítica, produziu cinco diferentes microestruturas bifásicas alterando apenas o processo de tratamento anterior à têmpera. A condição da austenita alcançada, antes da têmpera, será básica para o desenvolvimento da microestrutura final e, consequentemente, para as propriedades mecânicas do material. Observa-se, por exemplo, que propriedades como resistência e ductilidade estão diretamente relacionadas ao teor e distribuição do carbono na

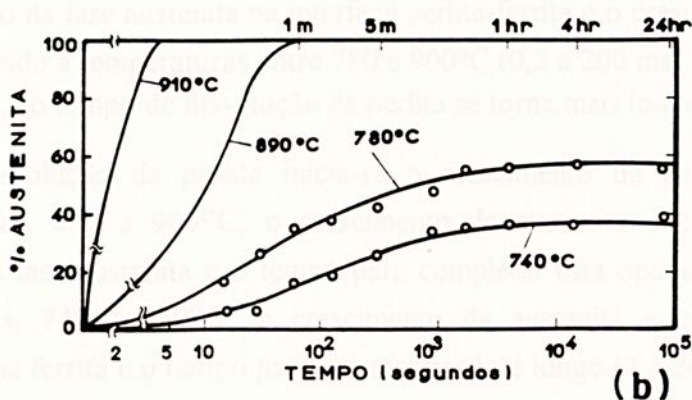
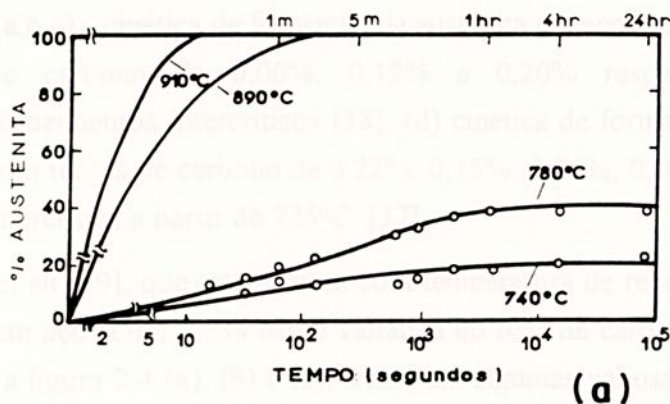
fase martensítica. Porém, o estado da martensita está ligado à morfologia e teor de carbono da fase austenita, sua cinética de formação e transformação posterior devido à têmpera.

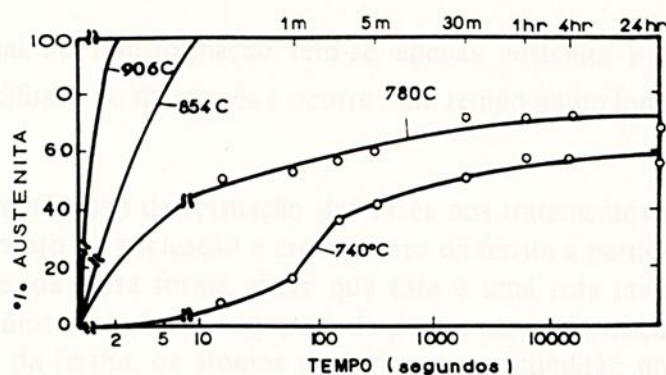
Alguns pesquisadores [37,38], trabalhando com aços de baixo carbono com cerca de 1,5% de Mn, concluíram que a fração volumétrica da austenita formada aumentava em função do tempo. Concluíram que para obter a máxima fração volumétrica de austenita foram necessários tempos longos, da ordem de 3 a 27 horas, e que este tempo foi semelhante para todos os aços estudados.

Garcia e Deardo [37] fixando a temperatura de recozimento intercrítico e variando os teores de carbono entre 0,01% a 0,22% alcançaram frações volumétricas de austenita bem diferenciadas para tempos mais longos, da ordem de 24.000 segundos, conforme mostra a figura 2.4d.

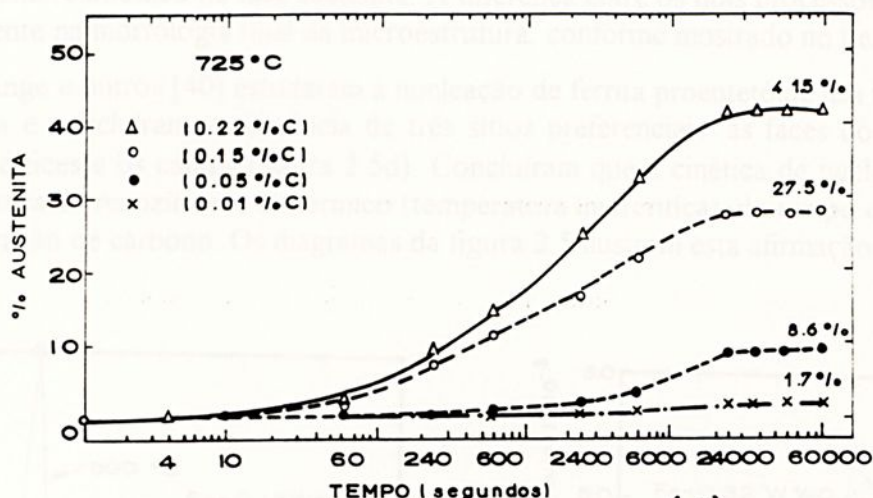
Os gráficos da figura 2.4 (a), (b), (c) e (d) ilustram a influência de dois importantes fatores na cinética de formação da fase austenita: a porcentagem de carbono e a temperatura de recozimento intercrítico.

Garcia e Deardo [37] demonstraram também a importância de aspectos como a morfologia da cementita, o estado inicial da ferrita e o teor de carbono. Em microestruturas formadas de ferrita e cementita a nucleação da austenita ocorre, preferencialmente, em partículas de cementita localizadas nos contornos de grãos de ferrita. Nas estruturas constituídas de perlita e ferrita a nucleação surgiu também nas partículas de cementita localizadas, porém, nos contornos de grãos perlíticos ou nos contornos ferríticos-perlíticos.





(c)



(d)

FIGURA 2.4 - (a,b,c) - cinética de formação da austenita em aço contendo 1,5% Mn e teores de carbono de 0,06%, 0,12% e 0,20% respectivamente em diversos recozimentos intercríticos [38], (d) cinética de formação de austenita em aço com teores de carbono de 0,22%, 0,15%, 0,05%, 0,01% submetidos à temperatura intercrítica a partir de 725°C. [37]

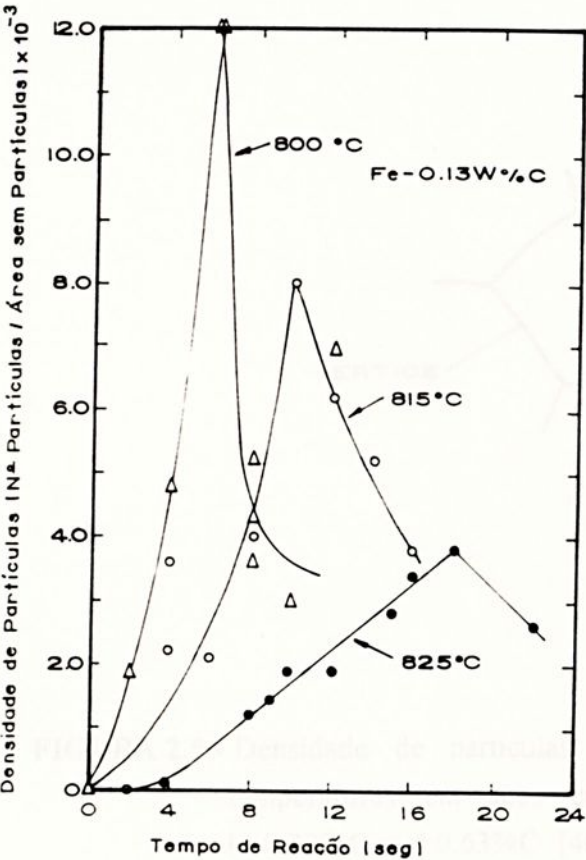
Speich et al [39], que trabalharam com temperatura de recozimento intercrítica entre 740°C e 900°C em aços com 1,5% Mn e variação no teor de carbono entre 0,06% e 0,20%, conforme ilustra a figura 2.4 (a), (b) e (c), extraíram algumas valiosas informações da cinética de formação da austenita:

- a) a nucleação da fase austenita na interface perlita-ferrita e o crescimento desta na fase perlita é muito rápido à temperaturas entre 780 e 900°C (0,2 a 200 ms). Em temperaturas entre 740 e a linha A_1 , o tempo de dissolução da perlita se torna mais longo (15s a 1h);
- b) após a dissolução da perlita inicia-se o crescimento da austenita na ferrita. À altas temperaturas, 850 a 900°C, o crescimento da austenita é controlado pela difusão do carbono na fase austenita e o tempo para completar esta operação é curto. À temperatura mais baixas, 740 a 780°C, o crescimento da austenita é controlado pela difusão do manganês na ferrita e o tempo para transformação é longo (4 a 24h);

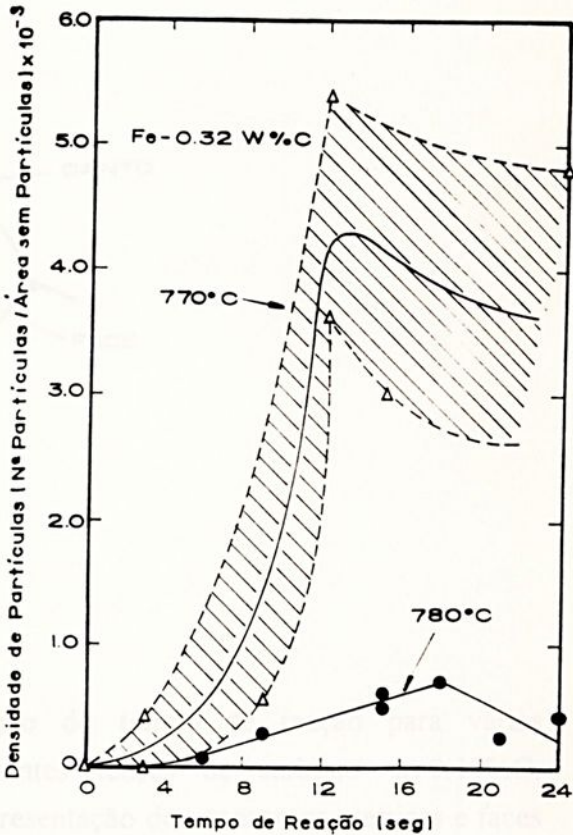
c) no processo final de transformação tem-se apenas austenita e ferrita e o processo é controlado pela difusão do manganês e ocorre num tempo muito longo (2.000 a 4.000h).

Para a compreensão da formação das fases nos tratamentos intercríticos é essencial também o conhecimento da nucleação e crescimento da ferrita a partir da estrutura totalmente austenítica. Pode-se, de certa forma, dizer que esta é uma rota inversa à anterior, pois se naquele caso os átomos de carbono migraram da perlita para a formação da austenita, neste, a partir da nucleação da ferrita, os átomos de carbono se difundirão no sentido oposto ao da formação da ferrita. Ocorre então o crescimento da ferrita empobrecida de carbono e um enriquecimento carbônico da fase austenita. A diferença entre os dois processos se apresentará principalmente na morfologia final da microestrutura, conforme mostrado no item 2.3.

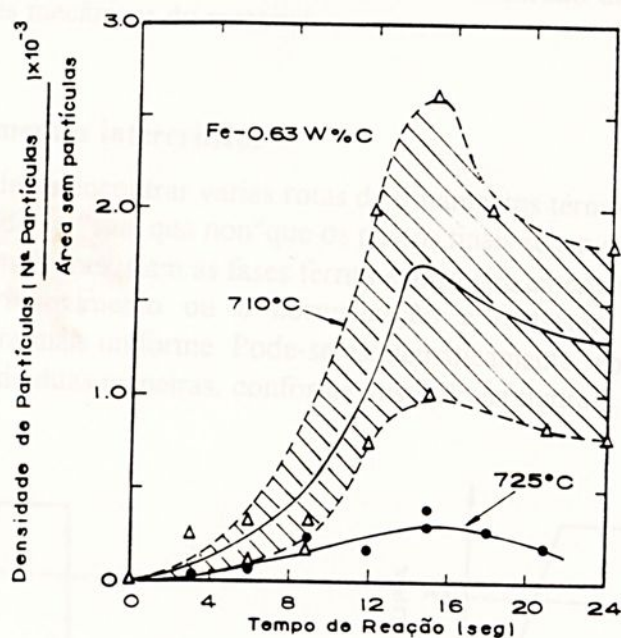
Lange e outros [40] estudaram a nucleação de ferrita proeutetóide nas faces dos grãos de austenita e concluíram a existência de três sítios preferenciais: as faces dos contornos de grãos, os vértices e os cantos (figura 2.5d). Concluíram que a cinética de nucleação é função da temperatura de recozimento isotérmico (temperatura intercrítica), do tempo de tratamento e da concentração de carbono. Os diagramas da figura 2.5 ilustram esta afirmação.



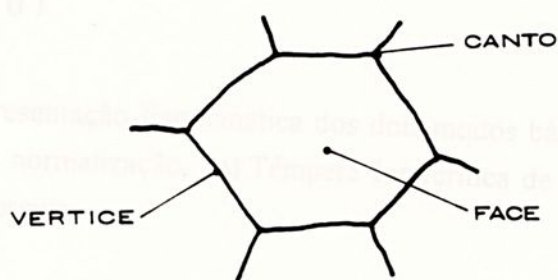
(a)



(b)



(c)



(d)

FIGURA 2.5 - Densidade de partículas em função do tempo de reação para várias temperaturas em aços com diferentes teores de carbono: a) 0,13%C, b) 0,32%C e c) 0,63%C. [40], d) representação dos contornos, vértices e faces de um grão metálico.

Os gráficos da figura 2.5 permitem visualizar com clareza que a redução da porcentagem de carbono e a temperatura de recozimento isotérmico aumentam a nucleação das partículas de ferrita. O aumento da velocidade da nucleação levará a uma diminuição no

tamanho dos grãos de ferrita, que pode ser considerado um efeito desejável pois melhora as propriedades mecânicas do material.

2.3 - Tratamentos intercríticos

Pode-se encontrar várias rotas de tratamentos térmicos para obtenção do aço bifásico, porém é condição "sine qua non" que os passos finais sejam o tratamento térmico à temperatura intercrítica onde coexistam as fases ferrita e austenita anterior a têmpera. Como normalmente é adotado, o recozimento ou a normalização é realizado como forma de se obter uma microestrutura mais uniforme. Pode-se esquematicamente representar o tratamento intercrítico basicamente de duas maneiras, conforme ilustrado na figura 2.6.

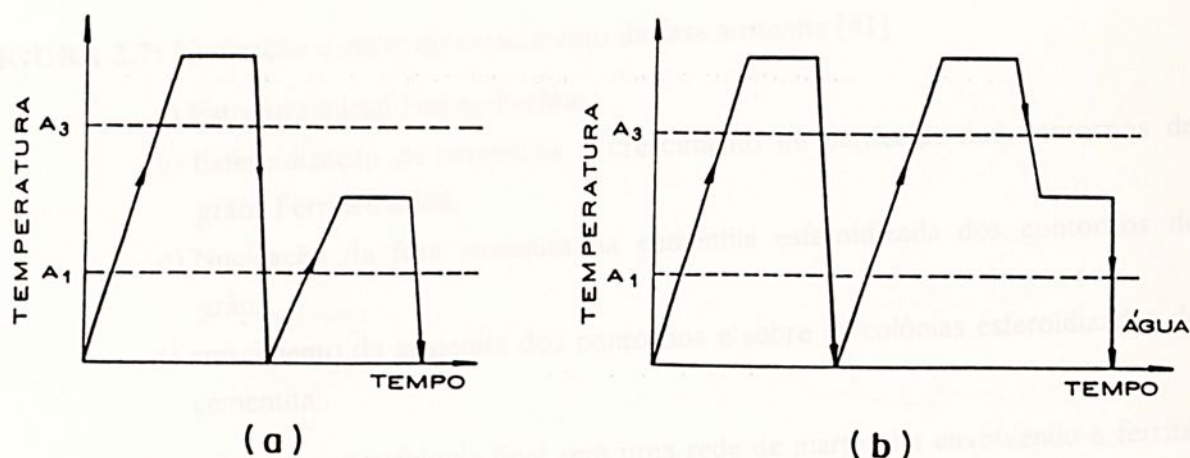


FIGURA 2.6: Representação Esquemática dos dois modos básicos de têmperas intercríticas, após normalização: a) Têmpera Intercrítica de subida, b) têmpera Intercrítica de descida.

No primeiro caso (figura 2.6.a), após a normalização, houve um aquecimento do aço até a zona intercrítica, onde permanece isotermicamente (temperatura constante) até o estabelecimento do equilíbrio, seguido de têmpera. É usual chamar este processo de tratamento intercrítico de subida. No segundo caso (figura 6.b), após a normalização, o aço é levado a uma temperatura superior a A_3 e permanece na região até sua total austenitização. Em seguida sofre um resfriamento até a temperatura intercrítica, onde permanece até atingir o equilíbrio, recebendo então a têmpera. Este segundo processo é conhecido por tratamento intercrítico de descida.

Estes dois tratamentos resultarão em dois modelos morfológicos distintos de microestrutura: no primeiro, parte-se de uma microestrutura ferrítico-perlítica e, com o aquecimento, a austenita irá se formar preferencialmente nos contornos de grãos e em partículas de cementila localizadas nos contornos de ferrita, como ilustra a figura 2.7.

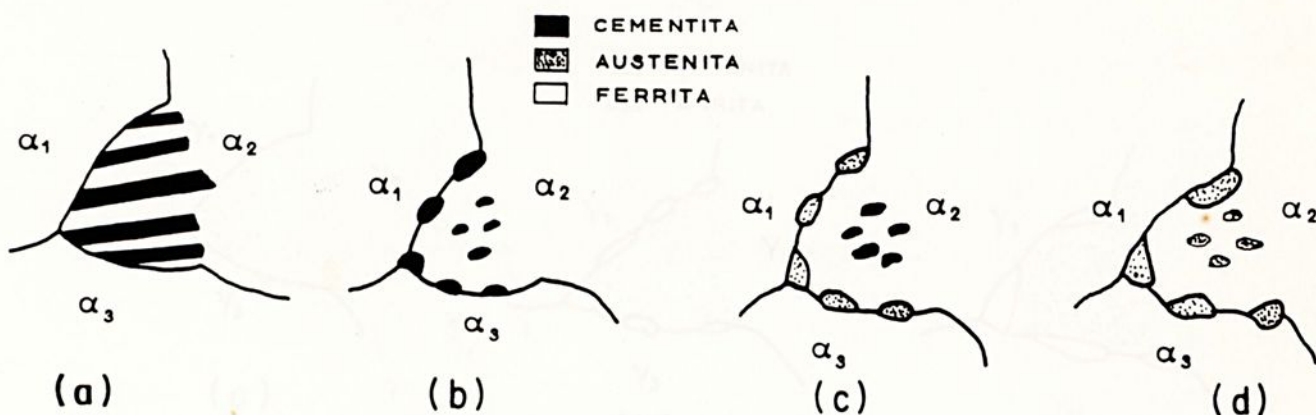


FIGURA 2.7: Nucleação e início do crescimento da fase austenita [41]:

- Estrutura inicial Ferrita-Perlita;
- Esferoidização de cementita e crescimento de partículas nos contornos de grãos Ferrita-Perlita;
- Nucleação da fase austenita na cementita esferoidizada dos contornos de grãos;
- crescimento da austenita dos contornos e sobre as colônias esferoidizadas de cementita.

Após a têmpera a morfologia final será uma rede de martensita envolvendo a ferrita, conforme figura 2.8.

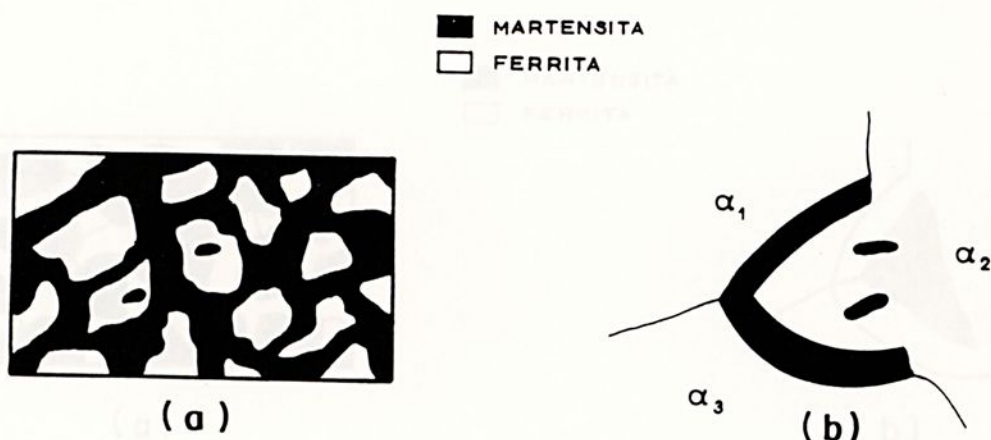


FIGURA 2.8: Representação da morfologia final após têmpera da ferrita e martensita na têmpera de subida: a) superfície, b) contornos das fases

No segundo caso, o processo de nucleação da ferrita irá ocorrer também nos contornos de grãos, com a migração dos átomos de carbono enriquecendo o teor de carbono da austenita restante, conforme figura 2.9.

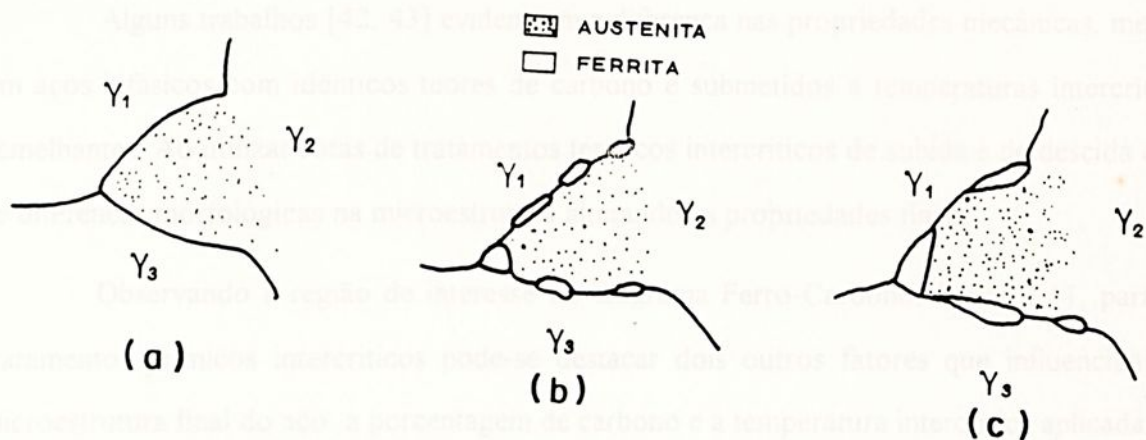


FIGURA 2.9: Nucleação e início do crescimento da fase ferrita a partir de estrutura totalmente austenítica:

- a) Microestrutura totalmente austenítica;
- b) Nucleação da ferrita em contornos de interface austenita-austenita;
- c) Crescimento da fase ferrita localizadas nos contornos de grãos.

A microestrutura final obtida será inversa a do primeiro caso, a ferrita tenderá a isolar a martensita. Diz-se que a matriz é ferrítica com ilhas de martensita, conforme figura 2.10.



FIGURA 2.10: Representação da morfologia final após têmpera intercrítica de descida:

- a) superfície
- b) contornos de fases.

Alguns trabalhos [42, 43] evidenciam a diferença nas propriedades mecânicas, mesmo em aços bifásicos com idênticos teores de carbono e submetidos a temperaturas intercríticas semelhantes. Ao utilizar rotas de tratamentos térmicos intercríticos de subida e de descida cria-se diferenças morfológicas na microestrutura alterando as propriedades finais.

Observando a região de interesse do diagrama Ferro-Carbono, figura 2.11, para os tratamentos térmicos intercríticos pode-se destacar dois outros fatores que influenciam na microestrutura final do aço: a porcentagem de carbono e a temperatura intercrítica aplicada.

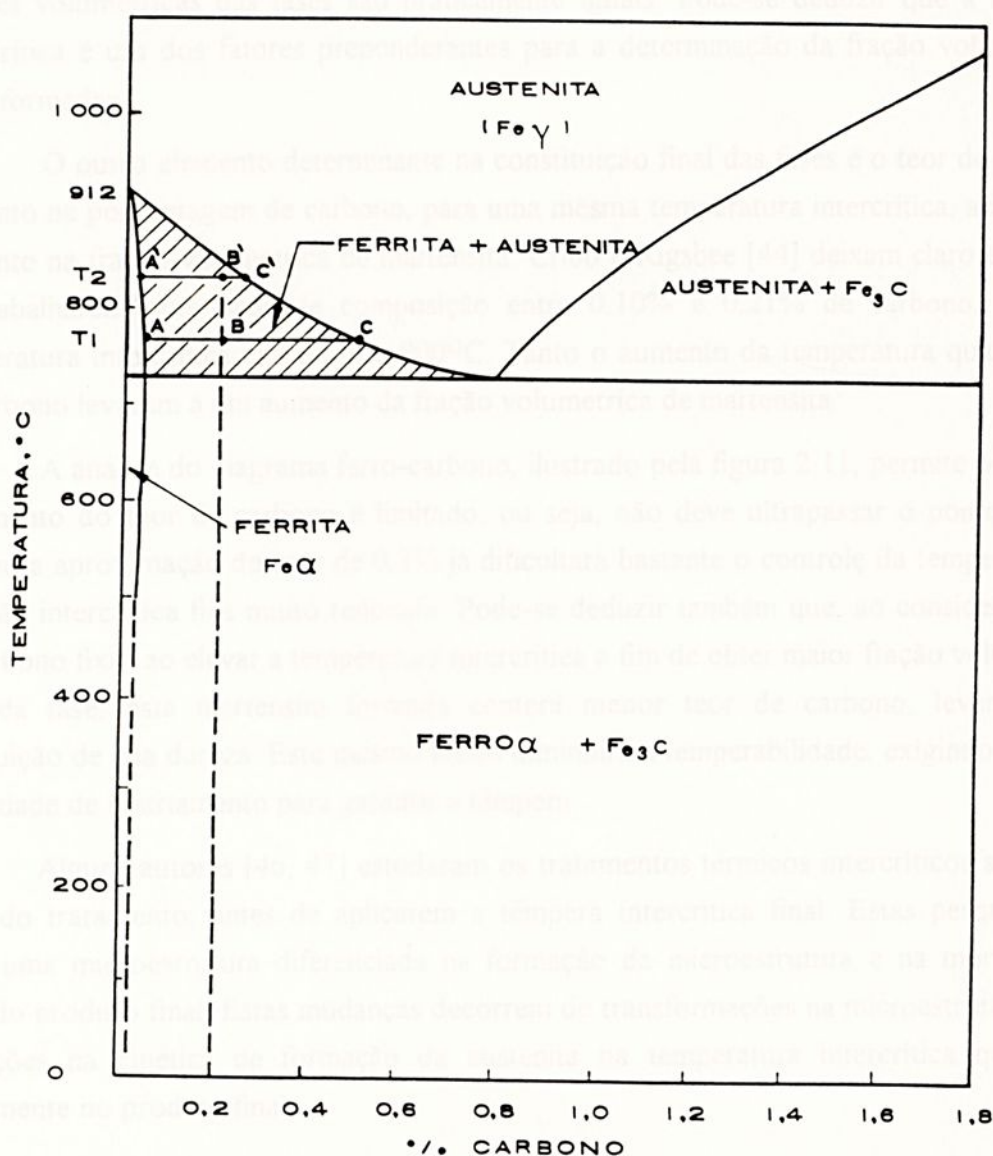


FIGURA 2.11: Diagrama ferro carbono. Esquema representativo da regra da balança na zona intercrítica. Área hachurada - zona de interesse.

Para uma mesma porcentagem de carbono, (0,2%) como a mostrada na figura 2.11, utilizando a regra da balança, percebe-se que quanto mais alta a temperatura intercrítica, maior será a porção de austenita formada e, conseqüentemente, a fração volumétrica de martensita após a tempera também crescerá. Por exemplo em T_1 a fração da austenita é proporcional ao braço AB/AC, enquanto que em T_2 ($T_2 > T_1$) a fração de austenita é proporcional ao braço A'B'/A'C'.

Pesquisas [43, 44, 45] demonstraram a importância da temperatura intercrítica, ressaltando inclusive que mesmo utilizando rotas de tratamentos térmicos diferentes e o fato de se utilizar a mesma temperatura intercrítica final, criaram diferenças morfológicas, mas as frações volumétricas das fases são praticamente iguais. Pode-se deduzir que a temperatura intercrítica é um dos fatores preponderantes para a determinação da fração volumétrica das fases formadas.

O outro elemento determinante na constituição final das fases é o teor de carbono. O aumento na porcentagem de carbono, para uma mesma temperatura intercrítica, acarretará um aumento na fração volumétrica de martensita. Cribb e Rigsbee [44] deixam claro este aspecto ao trabalharem com aços de composição entre 0,10% e 0,21% de carbono, variando a temperatura intercrítica entre 730 e 900°C. Tanto o aumento da temperatura quanto do teor de carbono levaram a um aumento da fração volumétrica de martensita.

A análise do diagrama ferro-carbono, ilustrado pela figura 2.11, permite observar que o aumento do teor de carbono é limitado, ou seja, não deve ultrapassar o ponto eutetóide. Mesmo a aproximação do teor de 0,8% já dificultará bastante o controle da temperatura, pois a região intercrítica fica muito reduzida. Pode-se deduzir também que, ao considerar um teor de carbono fixo, ao elevar a temperatura intercrítica a fim de obter maior fração volumétrica de segunda fase, esta martensita formada conterá menor teor de carbono, levando a uma diminuição de sua dureza. Este mesmo efeito diminuirá a temperabilidade, exigindo uma maior velocidade de resfriamento para garantir a têmpera.

Alguns autores [46, 47] estudaram os tratamentos térmicos intercríticos alterando as rotas do tratamento, antes de aplicarem a têmpera intercrítica final. Estas pesquisas visam obter uma microestrutura diferenciada na formação da microestrutura e na morfologia das fases do produto final. Estas mudanças decorrem de transformações na microestrutura inicial e alterações na cinética de formação da austenita na temperatura intercrítica que refletirá diretamente no produto final.



2.4 - Propriedades mecânicas e microestrutura dos aços bifásicos

2.4.1 - Aspectos gerais

Os aços bifásicos por serem constituídos por mais de uma fase, matriz dúctil constituída pela ferrita envolvendo ilhas de martensita e outros produtos mais duros provenientes da têmpera da austenita, ou vice-versa, matriz martensítica envolvendo a ferrita, podem ser considerados, de certa forma, um material conjugado. O material ao ser solicitado mecanicamente responderá com as características de suas fases, a ferrita sofrerá maior deformação que a fase dura, porém, a análise não é simples, porque as características mecânicas globais dependem da interação entre as fases presentes. Na prática a microestrutura poderá apresentar, além da preponderância de ferrita e martensita, porções de bainita, austenita retida ou perlita o que torna ainda mais complexa a ação sinérgica entre as fases [9]. Portanto o comportamento mecânico de cada fase no aço é geralmente distinto de seu comportamento isolado. De outra forma pode-se afirmar que embora se espere um comportamento intermediário ao das fases constituintes, a soma ponderada das contribuições das partes costuma ser diferente da resposta global.

Alguns pesquisadores [48] utilizam a lei das misturas (equação 2.1) para estimar a resistência mecânica de um aço bifásico em função das frações volumétricas mas a equação deixa de levar em conta outros fatores importantes resultando em uma simplificação do mecanismo.

$$\sigma = \sigma_m V_m + \sigma_F (1 - V_m) \quad (2.1)$$

onde: σ = resistência à tração do aço bifásico

σ_m = resistência à tração da martensita

σ_F = resistência à tração da ferrita

V_m = fração volumétrica da martensita.

Outros pesquisadores [49, 50] além de utilizar expressão semelhante para a resistência aplicam uma equação similar para o cálculo das deformações.

$$e = e_f \cdot P_f / 100 + e_m \cdot P_m / 100 \quad (2.2)$$

onde: e = deformação no aço bifásico

e_f = deformação na ferrita

e_m = deformação na martensita



$P_f/100$ = fração volumétrica da ferrita

$P_m/100$ = fração volumétrica da martensita

Porém as equações apresentadas chegam a valores um pouco diferentes dos pesquisados experimentalmente. Hashimoto [28] salienta a importância da morfologia e interações das fases como fator importante para a determinação das propriedades mecânicas. Chen e Cheng [48] observam que a martensita ao ser solicitada, mesmo no momento do empescoamento, não atinge o seu valor de tensão máxima, justificando desta forma os valores experimentais obtidos serem inferiores aos calculados através da equação 2.1.

Grushko e Weiss [51], levando em consideração que a deformação na ferrita é sempre maior que a da martensita, introduzem um fator de correção K , definido como $K = \varepsilon_f / \varepsilon_m$, sempre maior que 1, onde: ε_f = deformação na ferrita e ε_m = deformação na martensita.

2.4.2 - Propriedades mecânicas

Os ensaios de tração realizados com aços bifásicos evidenciam as suas mais importantes características que, conforme foram citados na seção 2.1, são:

- a) Baixo limite de escoamento;
- b) Escoamento contínuo;
- c) Alta taxa de encruamento;
- d) Alto limite de resistência à tração;
- e) Boa ductilidade e conformabilidade.

a e b) Baixo limite de escoamento e escoamento contínuo

A teoria das discordâncias lança luz a uma série de processos ligados à resistência dos materiais. Nos aços de baixo carbono e de baixa liga a presença do escoamento descontínuo é facilmente observado nos diagramas tensão-deformação, e pode ser explicado de forma simples através do mecanismo de multiplicação de discordâncias e sua interação com obstáculos e/ou outras discordâncias. Quando o ensaio atinge a zona plástica, as barreiras presentes no interior do metal, principalmente os contornos de grãos, provocarão um acúmulo de discordâncias e obrigarão a um aumento da tensão para continuar a deformação. O escoamento descontínuo ocorrerá quando as discordâncias conseguirem ultrapassar estas barreiras ocorrendo, neste instante, uma queda na tensão. É fenômeno comum a análise



microscópica demonstrar a aparição de bandas de Lüders, havendo uma oscilação nos valores de tensão até a estabilização e retomada do encruamento.

Ao ser realizado o tratamento intercrítico, criando uma microestrutura ferrítica-martensítica, o escoamento descontínuo desaparecerá. Estudos demonstram que na têmpera intercrítica, ao transformar os grãos austeníticos em martensita, ocorre um aumento de volume que pode atingir até 4% devido a alterações nas suas células unitárias. Taylor e Cohen [52] estudaram as várias possibilidades de alojamento dos átomos de carbono na austenita e a sua ocupação pós-têmpera na estrutura martensítica. O efeito da expansão volumétrica da martensita gerará tensões internas na ferrita produzindo um acúmulo de discordâncias na ferrita, principalmente, na região próxima a interface com a martensita. Alguns pesquisadores [29, 44, 53], utilizando este modelo, explicam que devido a alta densidade de discordâncias aumenta-se a mobilidade das mesmas, bastando uma tensão relativamente baixa para que o movimento se inicie. Observa-se também que as tensões internas geradas na ferrita criam um grande número de zonas de escoamento preferenciais. Speich [54] observa que, devido este fenômeno, o escoamento na ferrita do aço bifásico se inicia a uma tensão inferior ao que se observaria na ferrita isolada.

Fica claro, portanto, que o escoamento, pelo menos neste estágio, chamado de estágio I por alguns autores [36, 44], depende principalmente da condição microestrutural da ferrita. A martensita funcionará apenas como partículas duras, dificultando o movimento das discordâncias e sujeitas a pequenas deformações plásticas. Cimenoglu e Kayali [53], estudando o efeito do escoamento em aços bifásicos de baixo carbono, à temperatura ambiente, observaram que, mesmo para diferentes frações volumétricas de martensita, todos os aços apresentavam escoamento contínuo. Foram feitos ensaios para diferentes taxas de deformação plástica, testes de relaxação, carregamento e descarregamento e variação na taxa de deformação, observando que, para os três casos, ocorreu variação do ponto de escoamento, aparecendo o escoamento descontínuo. Porém as curvas voltavam a retomar os níveis de encruamento originais, ocorrendo envelhecimento por deformação nos casos de relaxação e de alteração na taxa de deformação. A mudança devido a descarregamento e recarregamento imediato foi atribuída à diminuição na densidade de discordância móveis devido ao descarregamento e à interação entre discordâncias móveis ou entre estas e obstáculos.

Jardim et al [20] afirmam que os aços bifásicos são praticamente não envelhecíveis à temperatura ambiente, porém, outros estudos demonstram que uma pequena de pré-deformação da ordem de 1 %, pode desencadear o mecanismo de envelhecimento [53].

Davies [15], trabalhando com aços bifásicos contendo vanádio analisou o efeito de envelhecimento por deformação. Variando os valores de pré-deformação e temperatura de envelhecimento, observou alterações no limite de escoamento. Segundo o autor ambas variáveis fornecerão energia suficiente para ocorrer a difusão de átomos de carbono que são atraídos pelas discordâncias, formando ao redor destas as nuvens de Lomer-Cottrell.



Pereira e Hashimoto [21] estudando aços bifásicos revenidos, com baixo teor de carbono, constataram o efeito de envelhecimento. Houve elevação no limite de escoamento quando a temperatura de revenimento foi inferior a 350°C. Porém a elevação da temperatura para valores maiores que 350°C parece ter provocado uma redução de volume na martensita, diminuindo as tensões residuais geradas pela têmpera. O amolecimento da martensita, para estas temperaturas, tornou-se significativa, provocando como resultado uma queda no limite de escoamento, com o aparecimento inclusive das bandas de Lüders e do escoamento descontínuo. Jardim et al [20] notaram efeitos semelhantes trabalhando com teores de carbono um pouco inferior aos de Pereira e Hashimoto. Neste caso, as evidências de escoamento descontínuo reaparecem para temperatura na faixa de 140 a 220°C.

c) Alta taxa de encruamento

A alta taxa de encruamento é um dos fatores mais importantes do aço bifásico, pois é o que permite que o aço passe de um valor de resistência baixo, no início do escoamento, atingindo um alto valor de resistência à tração. Daí o grande potencial de aplicação é dirigido para a indústria automobilística, onde o material passa por processos de encruamento, quer na laminação ou conformação das peças. Alguns autores [9, 63] assinalam a relevância deste item, principalmente no processo de deformação a frio, devido as altas taxas de encruamento, o produto final apresentará elevados níveis de resistência mecânica. Torna-se importante, portanto, compreender os mecanismos microestruturais que levam a este fenômeno.

Cribb e Rigsbee [44] trabalhando com aços de baixo carbono microligados ao vanádio e com pequena diferença no teor de Manganês, produziram, variando o tratamento intercrítico, aços bifásicos com diferentes frações volumétrica de martensita. A influência da fração volumétrica de 2ª fase fica evidenciada ao se observar os gráficos da figura 2.12..



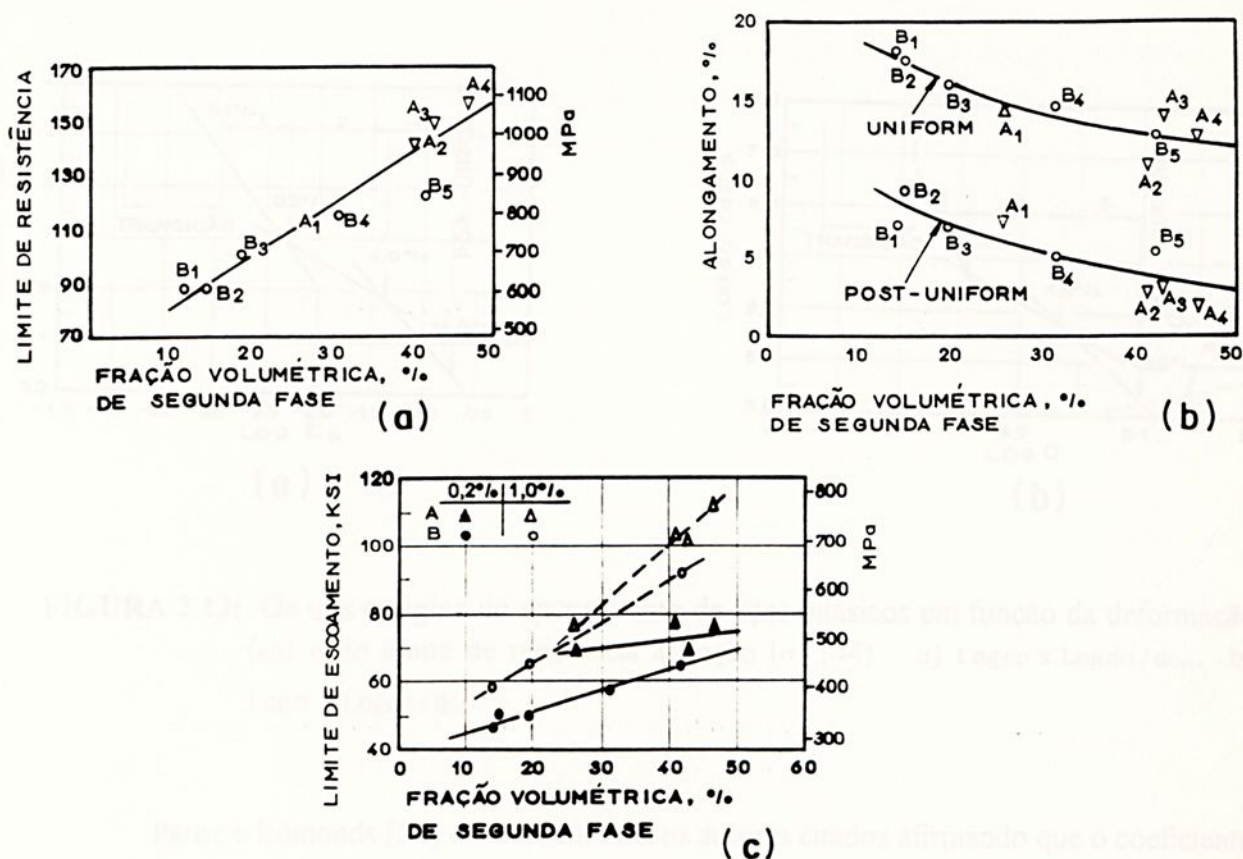
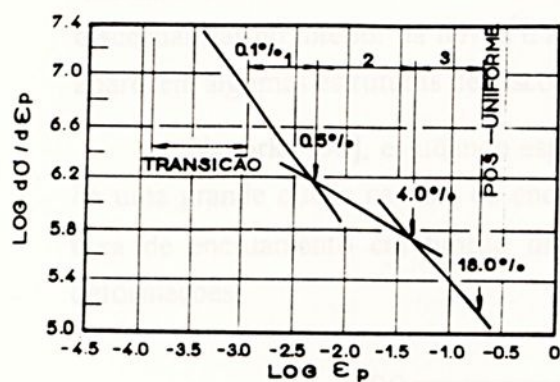


FIGURA 2.12: Variações nas propriedades mecânicas devido a variação da fração volumétrica de segunda fase em aço bifásico com 0,21% C (A) e 0,10% C (B): a) variação da tensão máxima em função da fração volumétrica de 2ª fase, b) variação do alongamento uniforme e pós-uniforme em função da fração volumétrica de 2ª fase e, c) variação da tensão de escoamento em função da fração volumétrica de 2ª fase [44].

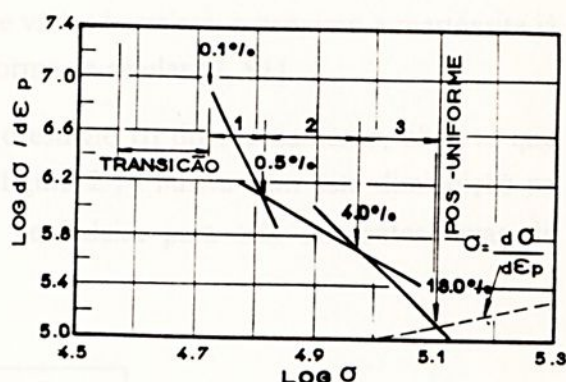
As tensões de escoamento e máxima aumentam linearmente com o aumento da fração volumétrica de martensita, enquanto o alongamento, tanto uniforme como pós-uniforme, diminui de forma não linear.

Jiang e outros [56] considerando apenas a região de deformação uniforme, assinalam dois estágios bem definidos de encruamento, diferenciando o coeficiente de encruamento nos estágios I e II. Outros autores [36, 44] consideram um terceiro estágio que se estende até o início da deformação pós-uniforme, definindo assim um terceiro coeficiente de encruamento.

Os resultados de Cribb e Rigsbee [44], apresentados na figura 2.13 elucidam a variação na taxa de encruamento em função da deformação e da tensão (logaritimizados) e permitem visualizar, claramente, a ocorrência dos três estágios, a partir do nível de 0,1% de deformação plástica, até o início do escoamento pós-uniforme.



(a)



(b)

FIGURA 2.13: Os três estágios do encruamento de aços bifásicos em função da deformação (ε_p) e do limite de resistência à tração (σ) [44]. a) $\text{Log } \varepsilon_p \times \text{Log } d\sigma/d\varepsilon_p$, b) $\text{Log } \sigma \times \text{Log } d\sigma/d\varepsilon_p$.

Paruz e Edmonds [57] concordam com os autores citados afirmando que o coeficiente de encruamento "m" sofre mudanças contínuas com a deformação.

O rápido encruamento, para pequenas deformações plásticas, encontrada no estágio I, está associado às tensões residuais geradas na ferrita devido a transformação martensítica. Devido estas tensões residuais ocorrerá o aparecimento, principalmente próximo a interface dos grãos ferrita-martensita, de um grande número de discordâncias. Este fato, ligado a incompatibilidade das fases, aumentará a geração de discordâncias na ferrita. No primeiro estágio ocorrerá a deformação homogênea, apenas na ferrita, produzida pela movimentação das discordâncias [44]. No segundo estágio ocorre um decréscimo na taxa de encruamento. As partículas rígidas de martensita passam a exercer não apenas o papel de barreiras ao movimento das discordâncias, mas passam a comprimir a ferrita. Ocorre nas interfaces reações reversas, mas até o final deste estágio as microtensões não são suficientes para que a martensita sofra deformações plásticas.

É comum os aços bifásicos apresentarem uma pequena parcela de austenita retida e o estágio II propicia a transformação desta austenita em martensita ou bainita. Giordano [58] observa em seu trabalho que os níveis de austenita retida caem, rapidamente, com pequenas deformações plásticas, atingindo 50% de transformação para cerca de 10% de deformação.

A compreensão do mecanismo das discordâncias, nos estágios de encruamento, torna-se bastante importante. Se, no primeiro estágio a densidade de discordâncias era muito baixa na ferrita, aumentando apenas na região próxima à martensita, no segundo estágio esta densidade irá aumentar progressivamente, sempre ocorrendo maior densidade próximo a

interface com a martensita. No final do estágio II há o início da formação de células de discordâncias no interior da ferrita e a ocorrência de várias barreiras, e próximo a martensita já aparecem algumas estruturas de discordâncias em forma de células [7, 81].

Nagorka [36], estudando especificamente o estágio III do encruamento, observa que há uma grande queda na taxa de encruamento. A figura 2.14 ilustra bem esta diminuição na taxa de encruamento em função da deformação verdadeira para três diferentes taxas de deformações.

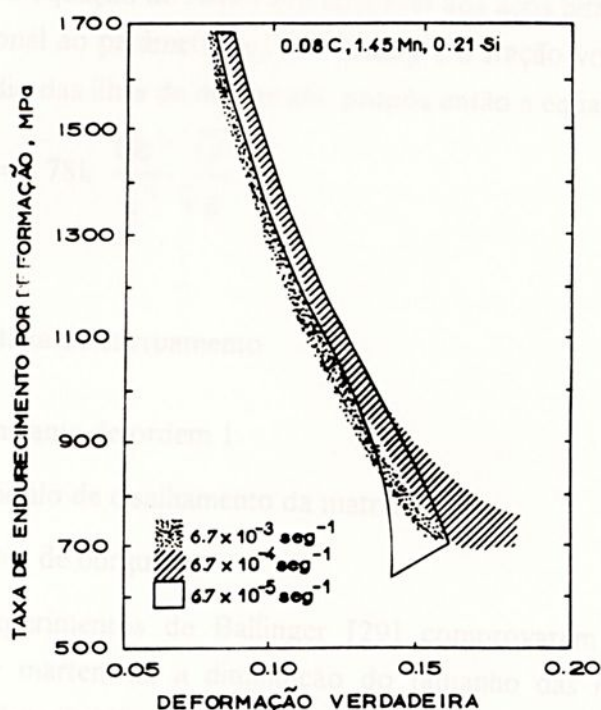


FIGURA 2.14: Taxa de endurecimento por deformação no estágio III em função da deformação verdadeira para aços bifásicos laminados a frio para três diferentes velocidades de deformação [36].

Neste estágio formam-se as estruturas de discordâncias em forma de células e continuando as deformações, as estruturas vão se tornando bem desenvolvidas e, posteriormente, se reduzem a um tamanho fixo (7 a 400 Å). Este efeito vem ao encontro com o que propõe Longo e Reed-Hill [59] ao afirmarem que, após uma certa deformação, as células atingem um tamanho constante, sugerindo que a partir deste instante, as novas discordâncias criadas cruzariam as células e se juntariam as paredes existentes. A continuação do ensaio leva a níveis mais altos de tensão e deformação seguido também do processo de geração e ancoramento das discordâncias até atingir níveis que proporcionem o escorregamento transversal, parecendo ocorrer então, simultaneamente, a recuperação da ferrita e o escoamento da martensita [44].

Algumas pesquisas [29, 44, 51] confirmam a hipótese de que a martensita só se deforma plasticamente quando o material atinge o valor máximo de alongamento uniforme. Ballinger [29] vem introduzir mais uma variável importante no cálculo da tensão. Cribb e Rigsbee [44] já haviam determinado que o aumento da fração volumétrica de martensita levava a um aumento nos níveis de tensão, tanto do limite de escoamento quanto do limite de resistência máxima. Balinger [29] aproveitando a teoria de Ashby, baseada na observação de que a densidade e o tamanho das partículas dispersas influenciava na resistência, e que as primeiras células de discordâncias formavam exatamente em torno das partículas de martensita, concluiu que a equação de Ashby era aplicável aos aços bifásicos e que a taxa de encruamento era proporcional ao parâmetro $\sqrt{f/d}$, onde f é a fração volumétrica de segunda fase e d é o diâmetro médio das ilhas de martensita, propôs então a equação 2.3:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0,78k \frac{Gb^{1/2}}{\varepsilon^{1/2}} \sqrt{\frac{f}{d}} \quad (2.3)$$

onde: $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ é a taxa de encruamento

k = constante de ordem 1

G = módulo de cisalhamento da matriz

b = vetor de burguers

Os experimentos de Ballinger [29] comprovaram que, para uma mesma fração volumétrica de martensita, a diminuição do tamanho das ilhas de martensita provoca um aumento no endurecimento por deformação.

d) Alto limite de resistência à tração

Embora o escoamento dos aços bifásicos ocorra em níveis de tensão razoavelmente baixos, a alta taxa de encruamento no estágio inicial garante que este atinja altos valores de resistência à tração, comparável aos aços ARBL [68].

Como já foi explicitado na seção anterior, o encruamento passa por diferentes fases e está intimamente ligado à microestrutura bifásica. A interação entre as fases ferrita e martensita levam a um efeito benéfico: a fase dura impõe barreiras à movimentação das discordâncias na ferrita e o acúmulo de discordâncias eleva o nível de encruamento, obrigando a um aumento de tensão para que a deformação continue a ocorrer.

Alguns pesquisadores [49, 61] tentam explicar os níveis de limite de resistência atingidos como sendo proporcional à fração volumétrica das fases. Embora a resistência a tração nos aços bifásico tenha um valor intermediário entre a resistência da ferrita e da



martensita. a deformação sofrida em cada fase é distinta. A ferrita começa a se deformar plasticamente logo no primeiro estágio do encruamento, enquanto que a martensita, como demonstram outros pesquisadores [29, 44], só iniciaria a deformação plástica após o máximo de alongamento uniforme.

Vários autores [45, 62, 63] concordam que a fração volumétrica de segunda fase está diretamente relacionada com a resistência à tração. Esta fração depende, tanto da porcentagem de carbono do aço, quanto da temperatura intercrítica. O aumento destes dois fatores levam a um incremento da fração volumétrica de segunda fase.

Alguns pesquisadores [48, 64, 65] demonstraram que, além da fração volumétrica, também é relevante o teor de carbono presente na martensita. Chen e Cheng [48], estudando aços bifásicos com teores de carbono variando de 0,10% a 0,19%, demonstraram que para as mesmas frações volumétricas de martensita os aços com maiores percentuais de carbono apresentaram maior resistência à tração.

Estudos realizados por Tomita [27] confirmam que a morfologia das fases tem influência sobre a resistência, concluindo que quando a martensita envolve os grãos de ferrita há um aumento na resistência à tração e na taxa de encruamento, porém uma diminuição na ductilidade. Hashimoto et al [26], em estudos realizados, confirmam a importância da morfologia das fases e o sinergismo entre elas salientando que no caso de deformações cíclicas a ferrita sofre endurecimento e este é maior quando a microestrutura tem uma matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita.

Fica evidente a contribuição da martensita para os altos níveis de resistência alcançados pelos aços bifásicos, devendo salientar que a ferrita, como sendo a fase que sofre o encruamento, também exerce importante papel para que o conjunto (ferrita + martensita) atinja os altos valores de tensão. Davies [66, 67] confirma a importância da morfologia da fase ferrítica e conclui que para se conseguir uma boa combinação entre ductilidade e resistência do material é importante que a granulação da ferrita seja fina e de baixo teor de carbono.

e) Boa ductilidade e conformabilidade

Como já foi citado na seção 2.1, embora os aços bifásicos apresentem níveis de resistência à tração equivalentes aos aços comuns de alta resistência e baixa liga, a sua ductilidade é muito maior.

De forma semelhante à tentativa de explicar a resistência à tração através da composição das fases, modelos teóricos [49, 50] prognosticam a deformação em função da contribuição das frações volumétricas das fases. Estes modelos conseguem certa aproximação com os resultados experimentais, mas deve-se considerar que outras variáveis entram em ação



no processo, como o teor de carbono, plasticidade e distribuição da martensita, teor de elementos, teor de carbono da ferrita e tamanho de grãos [28, 61].

Speich e Miller [62] demonstraram haver uma íntima relação entre a resistência à tração, ductilidade medida pelo alongamento e pela redução de área, o teor de carbono e a fração volumétrica da martensita. Concluíram que, tanto para o alongamento uniforme como para o alongamento total e a redução de área, o aumento da fração martensítica e do seu teor de carbono provocam redução destes parâmetros, ao mesmo tempo que elevam a resistência.

Por outro lado pode-se afirmar que o aumento da fração volumétrica da fase ferrítica acarreta um aumento da ductilidade. Alguns estudos [48, 68] relacionam o alongamento uniforme da mistura com o alongamento uniforme na ferrita.

Pereira e Hashimoto [21] utilizando várias temperaturas de revenimento para aços bifásicos notaram o aumento crescente da ductilidade com o aumento da temperatura de revenimento. Efeito semelhante foi conseguido por Jardim et al [20], assinalando o efeito do revenimento sobre a martensita. Estes trabalhos evidenciam a importância das características da fase dura e o revenimento, além de provocar o amolecimento da martensita, reduzirá o seu volume alterando o sinergismo entre as fases, conseguindo um aumento na ductilidade.

A morfologia da fase ferrítica influencia o comportamento dos aços bifásicos, tanto na ductilidade quanto na resistência mecânica [66, 67]. Alguns autores [68, 69] consideram ainda a possibilidade de formação de ferrita, além da já existente presente na temperatura intercrítica. A ferrita eptaxial se formaria no processo de resfriamento a partir da fase austenita. A ferrita retida encrua mais facilmente que a eptaxial e apresenta níveis de deformação mais homogêneos [70]. Jeong e Kim chegaram a mesma conclusão, observando ainda que o grau de deformação de ambos tipos de ferrita aumentam com o aumento da tensão e que a magnitude da tensão e da deformação, para ambos tipos de ferrita, são grandemente afetadas pela distribuição e pela quantidade de martensita. Marder [71], além da relação entre o alongamento uniforme e a fração volumétrica de martensita, observa que a diminuição da ductilidade está também relacionada à formação de vazios junto a pequenas inclusões na interface ferrita/martensita e a tendência de propagação de trincas na matriz ferrítica.

Alguns autores [24, 25], estudando o efeito dos microconstituintes em aços polifásicos, concluíram que a presença da bainita, além da ferrita e martensita, provoca um aumento na ductilidade e na taxa de encruamento, sem afetar os níveis de resistência mecânica. Nos aços bifásicos a bainita normalmente aparece em pequenas quantidades, mas o fato de sua localização ser geralmente nas interfaces melhora a coerência entre as fases, retardando o aparecimento de vazios.

Outro elemento microestrutural que pode contribuir com a ductilidade é a austenita retida que costuma estar presente nos aços bifásicos em pequenas quantidades. Alguns



pesquisadores [62, 72] consideram que a fração de austenita retida por ser muito pequena, da ordem de 2% a 4%, não teria efeito sobre a ductilidade, enquanto Marder [71] considera um fator relevante, afirmando que a ductilidade poderia ser melhorada se a austenita se transformar gradualmente. Conclui-se portanto que, tanto o fator quantitativo como a estabilidade da austenita retida devem ser considerados para se obter um efeito perceptível na ductilidade.

2.5 Envelhecimento

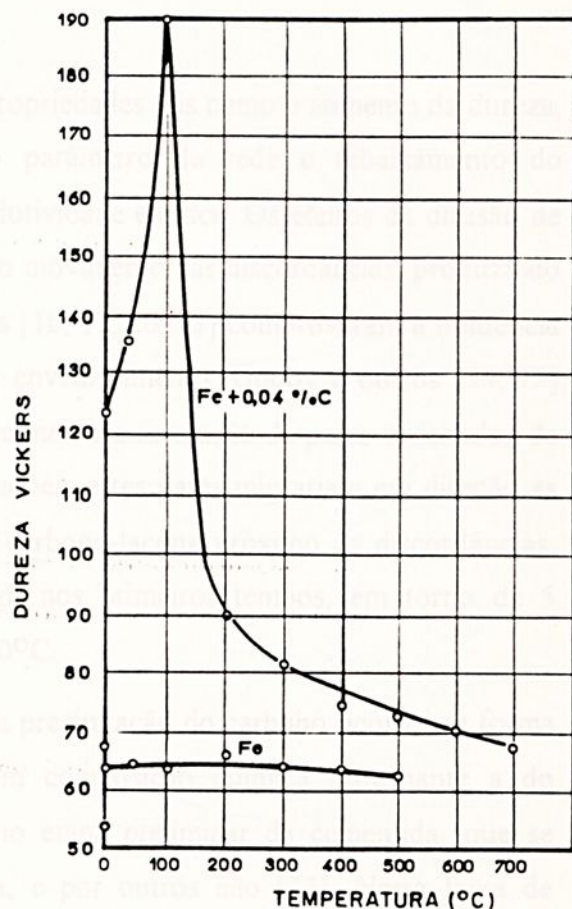
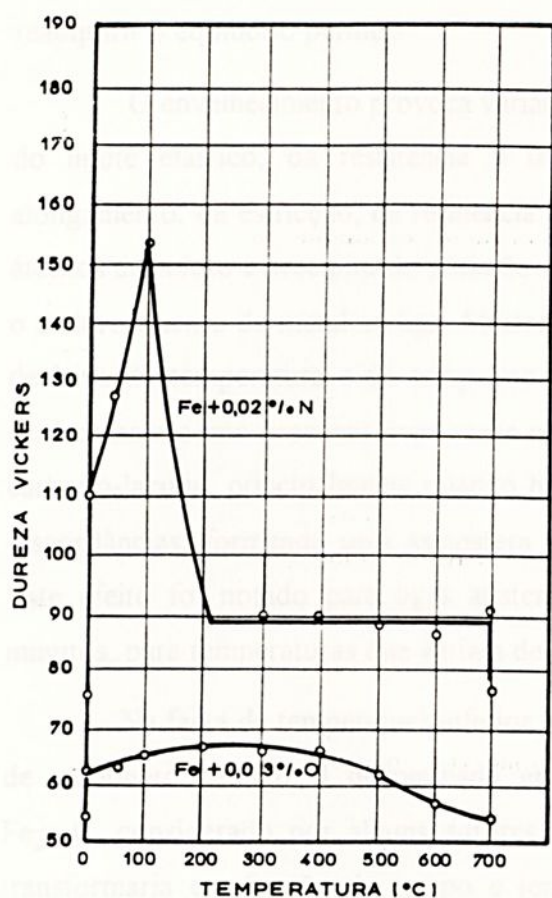
2.5.1 Generalidades

O envelhecimento dos aços é manifestado pela gradual variação de suas propriedades à temperatura ambiente, sendo o processo acelerado pela elevação da temperatura. O ferro puro não envelhece, porém os aços sempre possuem em sua composição, além do carbono, elementos de liga ou residuais. Dentre os elementos residuais encontramos o N_2 e O_2 . O carbono e estes elementos formam com o ferro soluções sólidas intersticiais e suas solubilidades crescem no ferro com a temperatura. Então, se por meio de tratamento adequado, ocorrer dos átomos destes elementos estarem fora do equilíbrio, o aço envelhecerá com o tempo.

O envelhecimento dos aços pode ser dividido basicamente em dois tipos: envelhecimento após tempera α e envelhecimento após deformação plástica.

No envelhecimento após tempera α faz-se um resfriamento brusco a partir de temperaturas em que os elementos de liga ou residuais se encontrem em solução no ferro. Colombaroli e Castro [73], estudando envelhecimento dos aços com baixo teor de carbono, concluíram que os efeitos de envelhecimento são devidos a presença de átomos de C, N ou O residuais ou de liga, assinalando que o N e C teriam um efeito significativo no envelhecimento. A figura 2.15 permite uma análise do efeito dos principais elementos intersticiais presentes nas soluções sólidas ferrosas sobre o envelhecimento. O efeito do oxigênio é insignificante aproximando-se da curva do ferro praticamente puro. O carbono e o nitrogênio exercem um efeito de envelhecimento considerável: a presença de 0,02% de N provocou um aumento máximo na dureza de cerca de 40 HV, enquanto o carbono teve um incremento na dureza de aproximadamente 65 HV, sendo considerado portanto o elemento que mais influencia no envelhecimento. Nota-se também a importância da temperatura: o máximo de dureza foi registrado para temperatura de envelhecimento em torno de 100°C, a partir desta temperatura uma tendência a diminuir o efeito de aumento da dureza, sendo que para o nitrogênio entre as temperaturas de 200 e 700°C os valores de dureza atingida permanecem constante, enquanto que para o carbono após a máxima dureza ser atingida a função é decrescente não linear, diminuindo rapidamente até cerca de 200°C.





a - Dureza Vickers de um ferro contendo 0,03% de oxigênio e de um ferro contendo 0,02% de nitrogênio depois da têmpera em água (a partir de 750°C).

b - Dureza Vickers de um ferro puro e de um ferro contendo 0,04% C após têmpera em água a partir de 720°C.

FIGURA 15 - Efeito do envelhecimento após têmpera α devido a presença de átomos intersticiais a) oxigênio e nitrogênio b) carbono [73].

Ao se realizar a têmpera a partir de temperaturas em que esses elementos estejam em solução com o ferro α , o resfriamento brusco produzirá uma solução supersaturada. A ação do tempo à certa temperatura provocará a precipitação e o aço terá as suas propriedades alteradas, envelhecendo-se.

No caso do envelhecimento por deformação, a pré-condição para que ocorra é o mesmo do caso anterior, que haja elementos de liga ou residuais. Neste caso, a instabilidade da solução sólida é causada pela deformação plástica, haverá um movimento brusco das discordâncias que os átomos intersticiais não poderão seguir. Os átomos de soluto se

movimentarão atraídos pelos defeitos reticulares, provocados pela deformação, no sentido de readquirir o equilíbrio perdido.

O envelhecimento provoca variação nas propriedades tais como o aumento da dureza, do limite elástico, da resistência à tração, do parâmetro da rede e rebaixamento do alongamento, da estricção, da resiliência e da condutividade elétrica. Os efeitos da difusão de átomos de soluto e precipitação poderão dificultar o movimento das discordâncias, produzindo o endurecimento do metal ou liga. Muitos trabalhos [16, 17, 20, 73] comprovaram a influência decisiva da temperatura e do tempo no efeito de envelhecimento. Godoy e outros [74, 75] acrescentam como processo importante no envelhecimento a formação de pares ordenados de carbono-lacuna, principalmente quando há deformações, estes pares migrariam em direção às discordâncias, formando uma atmosfera de pares carbono-lacuna próximo às discordâncias. Este efeito foi notado para ligas austeníticas logo nos primeiros tempos, em torno de 5 minutos, para temperaturas que variam de 100 a 200°C.

Na faixa de temperatura inferior a 200°C a precipitação do carbono ocorre em forma de carboneto hexagonal denominado epsilon, com composição química semelhante a do $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$, considerado por alguns autores [73] como etapa preliminar da cementita, que se transformaria em função do tempo e temperatura, e por outros não [22]. Nesta faixa de temperatura ocorre uma diminuição no volume da amostra. Os aços bifásicos que apresentam geralmente teores inferiores a 0,2% de C, nesta faixa de temperatura há a tendência de manter os átomos de carbono em torno das discordâncias e nos contornos das ripas da componente martensítica, onde se alojaram devido ao tratamento de têmpera [22]. Se o teor de carbono for superior a 0,2%, uma parcela do soluto permanecerá nos interstícios normais e esta fração, sob o efeito da temperatura e tempo, precipita em forma de carbonetos epsilon [22]. Há portanto, em função da temperatura e tempo, uma tendência a diminuição do teor de carbono da martensita e precipitação de carbonetos.

O prolongamento do tratamento de envelhecimento pode levar a uma variação das propriedades no sentido inverso, aproximando-se da situação inicial. Este fenômeno é conhecido como super envelhecimento. A figura 2.16 ilustra bem esta ocorrência para uma liga de ferro com 0,06% de C. Nota-se que o aumento da temperatura faz com que o máximo de dureza e superenvelhecimento ocorram mais rapidamente, porém há um decréscimo no valor máximo da dureza atingida.



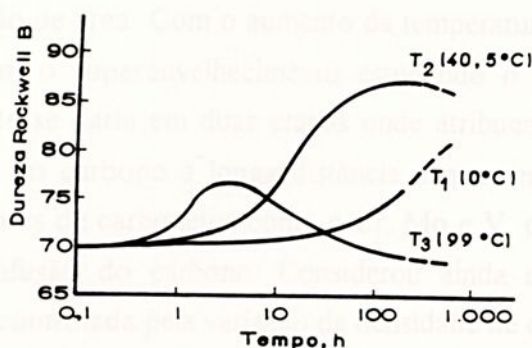


FIGURA 2.16 - Efeito da temperatura sobre as curvas de envelhecimento durante o endurecimento por precipitação. Aço com 0,06% C [33]

O amolecimento, provocado pelo super envelhecimento, está associado à perda de coerência dos precipitados e com o crescimento do tamanho dos precipitados. A falta de coerência provoca uma descoesão entre a matriz e o precipitado e o crescimento dos precipitados leva a uma diminuição do número de precipitados, com um aumento da distância entre eles, ocasionando maiores espaços sem barreiras por onde as discordâncias podem deslizar mais facilmente.

Pode-se ter, além da precipitação homogênea citada anteriormente, casos em que ocorram precipitação heterogênea. Os contornos de grãos e os planos de escorregamento são regiões preferenciais para a nucleação heterogênea que é mais fácil e rápida de ocorrer nestes locais. Este fato gera gradiente de concentração de precipitados, tornando algumas regiões ricas e outras empobrecidas. Este fato pode gerar dois tipos de problemas: superenvelhecimento nos contornos de grãos, antes que a precipitação da matriz tenha chance de se completar e o rápido crescimento dos precipitados em regiões de concentração, podendo gerar uma faixa de metal, em torno dos contornos de grãos, insenta de precipitados [33, 76].

2.5.2 Envelhecimento nos aços bifásicos

O efeito do envelhecimento nos aços bifásicos foi estudado por vários autores [8, 15, 16, 18, 77], constatando alterações nas propriedades físicas e mecânicas destes aços. A ação do envelhecimento ocorre, tanto na fase martensítica como na ferrítica, porém, o seu efeito não pode ser estimado de forma simples, nem como uma somatória das contribuições das frações volumétricas das fases.

Taylor e Cohen [52] estudaram o efeito do envelhecimento na martensita contendo Ni, para diversas temperaturas, encontrando variações consideráveis. Ocorreu aumento no limite de escoamento, no limite de resistência à tração, na dureza e houve redução na

medida pela redução de área. Com o aumento da temperatura e tempo, Robert e Vitória [78], também observaram o superenvelhecimento estudando o envelhecimento por deformação, consideraram que este se daria em duas etapas onde atribuem a primeira ao efeito Snoek e a segunda, à difusão do carbono à longa distância e que, mesmo em presença de elementos fortemente formadores de carbonetos como o Cr, Mo e V, o envelhecimento por deformação foi resultado da difusão do carbono. Considerou ainda que o limite de escoamento no envelhecimento foi controlada pela variação da densidade de discordâncias móveis.

A hipótese mais aceitável, provinda de vários trabalhos [29, 44, 45], é de que a martensita apenas entre no regime plástico após o aço bifásico atingir o máximo de deformação uniforme. Pode-se supor portanto que, embora a fase martensita tenha grande contribuição nos níveis de tensão, a fase ferrítica é a responsável majoritária pela ductilidade [18] e alteração no limite de escoamento devido ao envelhecimento [77]. Em alguns casos, quando o tempo e a temperatura são suficientemente altos, poderá ocorrer o revenimento da martensita que leva a um amolecimento devido ao efeito de recuperação ser superior ao do endurecimento devido a precipitação de átomos de solutos [20, 21, 77].

Como já foi observado na seção 2.4.2 a ferrita, devido a têmpera intercrítica, adquire uma grande quantidade de discordâncias móveis e, concomitantemente, há a introdução de tensões que influenciam o limite de escoamento. Devido ao reaquecimento poderá ocorrer, tanto o envelhecimento devido a interação de elementos intersticiais, principalmente o carbono e discordâncias, como um alívio de tensões, devido a recuperação estática na estrutura de discordâncias [20].

Himel et al [16] pesquisando aços bifásicos contendo vanádio (0,06%) concluíram que em baixas temperaturas (50 a 100°C) o envelhecimento é controlado pela difusão do carbono ou nitrogênio na ferrita, associando ao processo, uma energia de ativação de cerca de 80 kJ/mol. Observaram que, nesta faixa de temperatura, o patamar de escoamento reaparece, iniciando a caracterização do escoamento descontínuo, para deformações plásticas em torno de 0,2% de alongamento. Para faixa de temperaturas de envelhecimento mais elevadas (150 a 200°C) o escoamento descontínuo apareceu de forma bem definida, ocorrendo queda no limite de escoamento e grandes deformações de Lüders. Estes fenômenos ocorreram para deformações plásticas pouco abaixo de 3%, com energia de ativação em torno de 125 kJ/mol, considerando prematuro identificar os elementos que controlam o envelhecimento nestas temperaturas.

Davies [15], investigando a cinética do desenvolvimento do patamar de escoamento em aços bifásicos, semelhantes aos de Himel, obteve resultados substancialmente diferentes. Não houve o desenvolvimento do patamar de escoamento para todas as amostras e encontrou um valor de energia de ativação, para o envelhecimento, da ordem de 138 kJ/mol, considerado



muito superior a energia de ativação para difusão do C na ferrita. Propôs que este valor estaria associado a interações de átomos de carbono com átomos de vanádio incrustados na estrutura de ferro α . Os tratamentos de envelhecimento de Davies com aços bifásicos envolveram temperaturas entre 100 a 400°C aquecidos por 30 minutos e verificou o envelhecimento após têmpera e após deformação. Houve aumento, devido ao tratamento, no "limite de escoamento" antes do limite de escoamento (deformações de 10^{-5} a 10^{-4}) [8]. Notou também que, embora ocorresse o envelhecimento para os dois casos, após têmpera α e após deformação plástica, o efeito dos dois processos não eram aditivos. Comparando o envelhecimento após têmpera e após pré-deformações observou grandes mudanças nas curvas do limite de escoamento, conforme ilustra a figura 2.17.

No gráfico da figura 2.17(a), o aumento da temperatura leva a uma elevação no limite de escoamento. Na figura 2.17(b), percebe-se que a pré-deformação aplicada modificou substancialmente o valor da tensão de escoamento, com um aumento no início do escoamento, devido a deformação aplicada e uma elevação não acentuada nos níveis de tensão de escoamento, para todas as deformações consideradas, até cerca de 200°C. A partir desta temperatura há um decréscimo nos valores de tensão para todas as deformações estudadas.

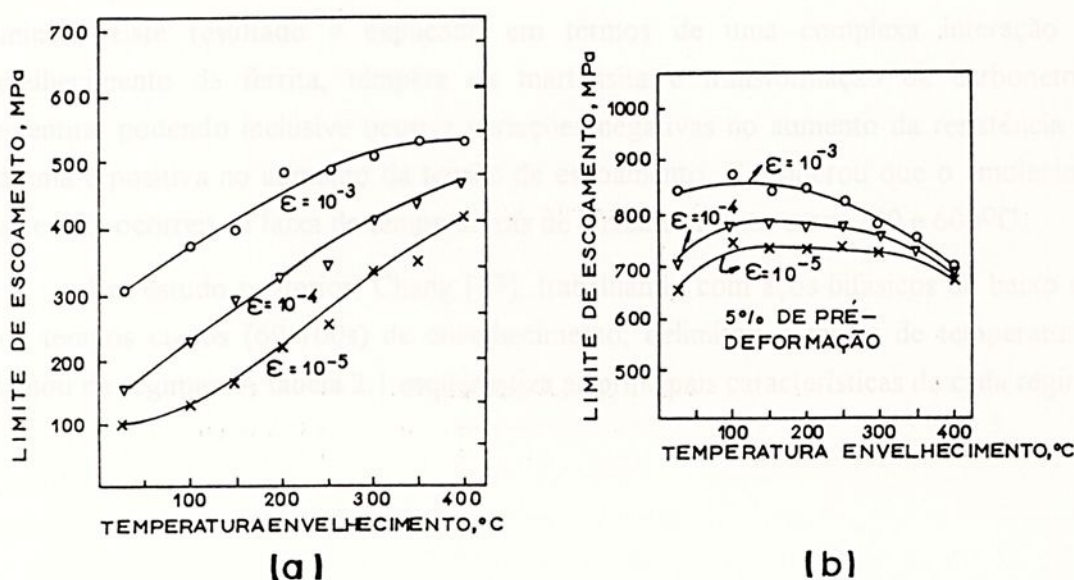


FIGURA 2.17: a) Influência da temperatura de envelhecimento e da deformação na tensão de escoamento em aços bifásicos temperados a partir de 760°C e envelhecidos por 30 minutos: (a) sem pré-deformação, (b) com pré-deformação [15].

Estudando ainda o efeito do envelhecimento para vários níveis de pré-deformação constatou que para a temperatura de 175°C o aumento da pré-deformação levaria a uma diminuição na taxa de aumento do limite de escoamento, conforme ilustra a figura 2.18.

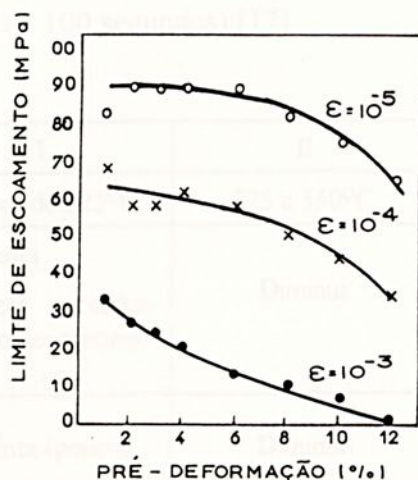


FIGURA 2.18: Aumento no limite de escoamento em aços bifásicos temperados a partir de 760°C e envelhecidos por 30 minutos a 175°C para vários níveis de deformação (ϵ) e pré-deformação [15].

Chang [77], estudando aços de baixo carbono (0,05%) e baixa liga, com estrutura bifásica submetidos ao envelhecimento na faixa de 100 a 371°C para tempos variados, concluiu que a resistência a tração e a tensão de escoamento podem tanto aumentar como diminuir. Este resultado é explicado em termos de uma complexa interação entre o envelhecimento da ferrita, têmpera da martensita e transformação de carbonetos ϵ em cementita, podendo inclusive ocorrer variações negativas no aumento da resistência a tração máxima e positiva no aumento da tensão de escoamento. Considerou que o amolecimento da martensita ocorreu na faixa de temperaturas de envelhecimento entre 220 e 600°C.

Em estudo posterior, Chang [17], trabalhando com aços bifásicos de baixo carbono, com tempos curtos (60-100s) de envelhecimento, delimitou 4 faixas de temperatura a que chamou de regimes. A tabela 2.1 esquematiza as principais características de cada regime.

Tabela 2.1 - Pesquisa realizada com aços bifásicos contendo 0,05%C envelhecidos em tempos curtos (60 a 100 segundos) [17]

Regimes	I	II	III	IV
Temperatura	Abaixo de 225°C	225 a 350°C	350 a 535°C	Acima de 535°C
Limite de Escoamento	- Aumenta - Aparece escoamento descontínuo	Diminui	-Aumenta - Aparece novo patamar de escoamento	Diminui
Resistência à tração (máx.)	- Aumenta (pouco)	Diminui	Continua a diminuir	Diminui
Alterações micro-estruturais	- Não há precipitação de carbonetos - Atmosfera de Cottrell em torno das discordâncias	- Precipitação de partículas de cementita na ferrita e martensita. (provocam queda na tensão)	- Precipitação de cementita na ferrita e na martensita. - Fortes atmosferas de Cottrell ao redor das discordâncias. - Aumenta tensão de escoamento.	- Precipitação de cementita em contornos de grãos de ferrita. - Recuperação da martensita - controla a queda na tensão.

Estudos a temperatura ambiente se enquadrariam no regime I e, embora alguns trabalhos [18, 19] afirmem não ocorrer envelhecimento à temperatura ambiente, outros [17] encontram aumentos no limite de escoamento e resistência à tração máxima, com diminuição no alongamento. Porém para o envelhecimento com pré-deformação há concordância no efeito positivo do envelhecimento.

Krupitzer [18] estudou o efeito da pré-deformação (0 - 10%) em aços bifásicos com 0, 10%C, contendo vanádio e observou que havia influência também no tipo de deformação, enquanto a pré-deformação por tração acelerava o desenvolvimento do patamar de escoamento, a pré-deformação por laminação retarda as deformações de Lüders. Sugeriu que as microtensões residuais, associadas com a martensita, tinham grande influência no comportamento do envelhecimento. Seus resultados comprovam ainda, para o material estudado, que o envelhecimento à temperatura ambiente ocorreria para tempos maiores que um ano. Observou ainda aumento na tensão de escoamento, principalmente, para temperaturas entre 177 e 260°C e que a pré-deformação em tração acelera o envelhecimento entre a temperatura ambiente e 260°C, apresentando deformações de Lüders. A cinética do envelhecimento foi associado às energias de ativação em torno de 16 a 33 kcal/mol nas temperaturas estudadas, considerando difícil associá-la aos simples processos de difusão.



Bronfin et all [79], estudando a relação dos átomos de soluto e o envelhecimento, reafirmam a influência da pré-deformação sobre o efeito do envelhecimento. Após a têmpera intercrítica os átomos substitucionais estão ordenados em arranjos de curta distância, a deformação a frio diminui o grau de ordenamento e propicia o envelhecimento. Consideram que dois processos entrariam em ação no envelhecimento: a tentativa de restauração da ordem nos arranjos de curta distância de átomos substitucionais e o movimento dos átomos de carbono na solução sólida, encontrando uma energia de ativação compatível com a difusão do carbono no ferro α .

Como os valores de escoamento e o seu comportamento propriamente dito é uma das propriedades de grande relevância no estudo do envelhecimento, vários autores [16, 51, 53, 80] pesquisaram sobre este ponto específico. Çinemoglu e Kayali [53] em ensaios de relaxação à temperatura ambiente concluíram que, nos aços bifásicos de baixo carbono, o carregamento logo após a relaxação já produzia o aparecimento do ponto de escoamento, considerando que a ocorrência deste efeito era consequência da interação entre discordâncias entre si ou com obstáculos. Em outro trabalho [80], o autor completa a pesquisa, afirmando que o efeito dos átomos de soluto ao redor das discordâncias diminui a quantidade de discordâncias móveis e provoca o envelhecimento.

TABELA 3 | Composição química dos aços

	ELEMENTOS - % EM PESO														
ANÁLISE DE AÇO COMERCIAL	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	V	Ti	Co	Mo	Ni	Cu	
100000	0,11	0,14	0,02	0,004	0,003	0,00	0,01	0,015	0,002	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	
100000	0,13	0,22	0,05	0,005	0,00	0,00								0,00	

3.3.3 Corpos de Prova

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram variados de acordo com as dimensões especificadas conforme mostra a figura 3. O acabamento superficial foi feito com uma lixpiração de lixa com granulometria de 100, 220, 320, 400 e 600.



CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

"Nossas pesquisas científicas devem essencialmente reduzir-se, em todos os gêneros, à apreciação sistemática daquilo que é, renunciando a descobrir sua origem e destino final"

Augusto Comte

3.1 - Material

Foram utilizados dois tipos de aço de baixo carbono, um deles contendo pequena quantidade de elementos microligantes, ambos recebidos em forma de chapas. Os aços foram produzidos pela Usiminas - Usina Siderúrgica de Minas Gerais e pela COSIPA - Companhia Siderúrgica Paulista e cedidos para a pesquisa pela CONFAB - Industrial S.A. Estes aços são utilizados comercialmente e especificados como: API-5L-B, aço ao carbono sem elementos de liga, e API-5L-X52, aço microligado.

A análise química, de amostras extraídas de diferentes posições da chapa utilizada, revelou os teores de carbono e demais elementos mostrado na tabela 3.1.

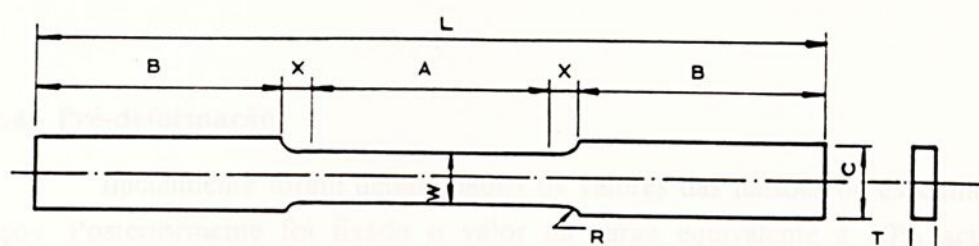
TABELA 3.1 Composição química dos aços

ESPECIFICAÇÃO COMERCIAL	ELEMENTOS - % EM PESO														
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo	N	Ca
API-5L-X52	0,11	0,14	1,12	0,014	0,003	0,035	0,01	0,016	0,003	0,011	0,03	0,03	0,01	0,0049	0,002
API-5L-B	0,13	0,22	0,79	0,018	0,009	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-

3.2 - Corpos de Prova

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram usinados de acordo com as dimensões especificadas conforme mostra a figura 3.1. O acabamento superficial foi feito com uma sequência de lixas com granulações de 100, 220, 320, 400 e 600.





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

FIGURA 3.1 - Corpo de prova para ensaio de tração - ASTM E 8

3.3 - Tratamentos Térmicos

Todos os corpos de prova foram submetidos inicialmente ao tratamento de recozimento, visando reordenar a microestrutura que se encontrava "bandeada".

Posteriormente, objetivando obter a microestrutura bifásica, foi realizado o tratamento térmico intercrítico, optando pela têmpera intercrítica de descida, conforme detalhamento descrito a seguir:

- 1º) Aquecimento a 950°C por 30 minutos;
- 2º) As amostras foram transferidas para outro forno a 760°C e mantidas por 15 minutos;
- 3º) Resfriamento em água gelada, mantida a 5°C.

A temperatura intercrítica de 760°C, bem como os tempos, temperaturas e pré-deformações escolhidas para os tratamentos de envelhecimento foram selecionados a partir de experimentos anteriores realizados no Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP.

O valor da pré-deformação foi fixada para 10% além do limite de escoamento e as temperaturas pesquisadas foram: 25°C (temperatura ambiente), 80°C e 150°C.

Ambos os aços, foram submetidos às mesmas condições de pré-carga, temperatura e tempos de envelhecimento para permitir um referencial de comparação entre os dois tipos de aço.

3.4 - Pré-deformação

Inicialmente foram determinados os valores das tensões de escoamento para os dois aços. Posteriormente foi fixado o valor da carga equivalente a 10% acima do limite de escoamento. Logo após a pré-carga os corpos de prova foram descarregados e colocados para envelhecer nas condições previamente determinadas.

A pré-deformação aplicada foi em tração e realizado numa máquina rígida, marca EMIC com capacidade para 10 toneladas. A pré-carga foi feita à temperatura ambiente (25°C).

3.5 - Envelhecimentos

Após a pré-deformação cada tipo de aço foi dividido em 3 lotes e submetidos a três diferentes temperaturas de envelhecimentos: 25°C, 80°C e 150°C. Os tempos de envelhecimento estão demonstrado na tabela 3.2.

TEMPERATURAS °C	TEMPOS (X 10 ² segundos)							
25	0	72	864	2160	4.320	21.600	43.200	—
80	0	3	6	9	18	72	288	864
150	0	3	6	9	18	72	288	864

TABELA 3.2 - Tempos e temperaturas de envelhecimento para os aços ao carbono e microligados

3.6 - Ensaio de Tração

Logo após o envelhecimento os corpos de prova foram submetidos a ensaios de tração, realizados à temperatura ambiente na mesma máquina usada para pré-deformação. Os corpos de prova, em todas as condições de tratamento, foram submetidos ao ensaio de tração, à velocidade de deformação de 1mm por minuto, e foram determinados os parâmetros de tensão de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e total e redução da área. A superfície de fratura foi protegida para análise microscópica posterior. O limite de escoamento foi definido como a tensão correspondente à deformação plástica de 0,2% além do limite elástico e determinado através do método "offset".



3.7 - Análise por microscopia ótica

Para a análise por microscopia ótica, foram retiradas uma amostra de cada situação estudada e após serem embutidas à frio foram lixadas em uma sequência granulométrica de 100, 200, 320, 400 e 600, polidas posteriormente em pasta de alumina e atacadas com nital a 2%. Com o auxílio de um banco metalográfico, Neophot 30, foram feitas observações qualitativa e quantitativa de aspectos microestruturais, como: fases presentes, grãos, frações volumétricas e microdureza das fases.

A fração volumétrica das fases foi determinada pela técnica de contagem de pontos. Foram efetuadas pelo menos dez medições em regiões diferentes, para cada amostra.

As microdurezas das fases ferrita e martensita foram medidas em escala Vickers, utilizando-se uma carga de 10gf. As medidas de microdureza foram realizadas em número de dez para cada fase, em cada amostra.

3.8 Análise por microscopia eletrônica de varredura

De cada corpo de prova foi retirado uma amostra contendo a superfície de fratura. Estas amostras foram analisadas num microscópio eletrônico de varredura Cambridge Stereoscan S4-10 e posteriormente fotografadas. Para uma visualização geral da superfície de fratura da amostra foi utilizado inicialmente um aumento pequeno, da ordem de 30 vezes. Outras regiões foram registradas, com aumentos da ordem de 1500 vezes: a borda, próximo a superfície lateral, o centro do corpo de prova e uma região intermediária entre estas áreas.

Foram registrados aspectos da microestrutura como a presença de dimples, facetas de clivagens, inclusões, trincas e vazios, permitindo importantes informações, principalmente sobre o tipo de fratura.



CAPÍTULO 4 - RESULTADOS

"A invenção científica não termina com os dados, ela começa com eles".

G. H. Mead

4.1 - Caracterização da microestrutura

Foram efetuadas observações qualitativas e quantitativas das características microestruturais das amostras, utilizando-se técnicas de microscopia ótica e microdureza.

A partir de estruturas constituídas de ferrita e perlita, através do tratamento térmico intercrítico, foram obtidas as microestruturas bifásicas para ambos os tipos de aços estudados.

As figuras 4.1 e 4.2 fornecem amostras de microestruturas típicas produzidas através do tratamento. Como o tratamento térmico intercrítico utilizado foi o de descida, obteve-se uma matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita.



FIGURA 4.1 - Microestrutura do aço bifásico ao carbono, obtida por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C , atacada com nital a 2%. Microscópio ótico. 670 x.



FIGURA 4.2 - Microestrutura do aço bifásico microligado, submetido à têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C, atacada com nital a 2%. Microscópio ótico. 670 x.

Percebe-se que o tamanho dos grãos presentes no aço bifásico microligados são menores que os do aço bifásico ao carbono, este fato ocorre devido a ação do elementos microligantes.

A medida das frações volumétricas das fases pode ser observada na tabela 4.1. Nota-se que o aço bifásico microligado contém um percentual de martensita superior ao do aço bifásico ao carbono, o que sugere uma cinética de crescimento, da fase ferrítica, na temperatura intercrítica, mais lenta para o aço microligado.

Tabela 4.1 - Frações volumétricas das fases ferrita e martensita dos aços bifásicos ao carbono e microligado.

	Aço Carbono	Aço Microligado
Fase martensita %	41 ±4	49 ±4
Fase Ferrita %	59	51

As medidas de microdureza permitem avaliar as propriedades mecânicas dos aços antes e após a pré-deformação e acompanhar a evolução destas propriedades para os diversos tempos de envelhecimento. As tabelas 4.2, 4.3, 4.4, 4.5, 4.6 e 4.7 fornecem os valores de microdurezas encontrados para as três temperaturas de envelhecimento estudadas. A indicação SP, mostrada na tabela, significa sem pré-deformação e CP, com pré-deformação.

Tabela 4.2 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico ao carbono envelhecido à temperatura ambiente (25⁰ C).

		Tempo de envelhecimento (10 ² segundos)							
		0 (SP)	0 (CP)	72	864	2160	4320	21.600	43.200
MICRODU-	Ferrita	193 10	237 ±15	173 ±11	142 ±8	195 ±13	199 ±11	190 ±14	201 ±16
REZA (Hv)	Martensita	563 ±15	760 ±13	490 ±9	605 ±18	589 ±12	570 ±10	575 ±10	565 ±13

Tabela 4.3 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico microligado envelhecido à temperatura ambiente (25⁰ C).

		Tempo de envelhecimento (10 ² segundos)							
		0 (SP)	0 (CP)	72	864	2160	4320	21.600	43.200
MICRODU-	Ferrita	196 ±12	205 ±9	194 ±13	213 ±10	211 ±15	256 ±10	224 ±12	218 ±11
REZA (Hv)	Martensita	557 ±12	731 ±10	554 ±11	542 ±11	705 ±15	698 ±13	714 ±11	690 ±12

Tabela 4.4 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico ao carbono envelhecido à temperatura de 80⁰ C.

		Tempo de envelhecimento (10 ² segundos)								
		0 (SP)	0 (CP)	3	6	9	18	72	288	864
MICRODU-	Ferrita	193 ±10	237 ±15	219 ±7	211 ±14	245 ±14	235 ±9	240 ±11	238 ±13	235 ±12
REZA (Hv)	Martensita	563 ±15	760 ±13	730 ±13	670 ±16	820 ±14	760 ±11	679 ±17	791 ±27	738 ±15

Tabela 4.5 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico microligado envelhecido à temperatura de 80⁰ C.

		Tempo de envelhecimento (10 ² segundos)								
		0 (SP)	0 (CP)	3	6	9	18	72	288	864
MICRODU-	Ferrita	196 ±12	205 ±19	232 ±11	229 ±14	265 ±13	283 ±20	225 ±19	235 ±16	253 ±10
REZA (Hv)	Martensita	557 ±12	731 ±16	670 ±13	698 ±10	691 ±14	720 ±17	714 ±12	708 ±15	682 ±18

Tabela 4.6 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico ao carbono envelhecido à temperatura de 150⁰ C.

		Tempo de envelhecimento (10 ² segundos)								
		0 (SP)	0 (CP)	3	6	9	18	72	288	864
MICRODU-	Ferrita	193 ±10	237 ±15	214 ±18	216 ±13	214 ±15	216 ±17	224 ±16	222 ±12	214 ±11
REZA (Hv)	Martensita	563 ±15	760 ±13	729 ±11	714 ±16	779 ±21	731 ±16	740 ±13	744 ±15	702 ±14



Tabela 4.7 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico microligado envelhecido à temperatura de 150⁰C.

		Tempo de envelhecimento (10 ² segundos)								
		0 (SP)	0 (CP)	3	6	9	18	72	288	864
MICRODU- REZA (Hv)	Ferrita	146 ±12	205 ±9	227 ±13	185 ±19	235 ±16	256 ±11	250 ±12	204 ±17	227 ±19
	Martensita	557 ±12	731 ±10	613 ±13	594 ±19	693 ±12	681 ±17	676 ±11	647 ±14	633 ±16

Os valores tabelados para microdureza das fases foram plotados nos gráficos de Dureza Vickers x tempo de envelhecimento conforme mostram as figuras 4.3, 4.4, 4.5a, 4.6, 4.6a, 4.7, 4.7a, 4.8 e 4.8a.

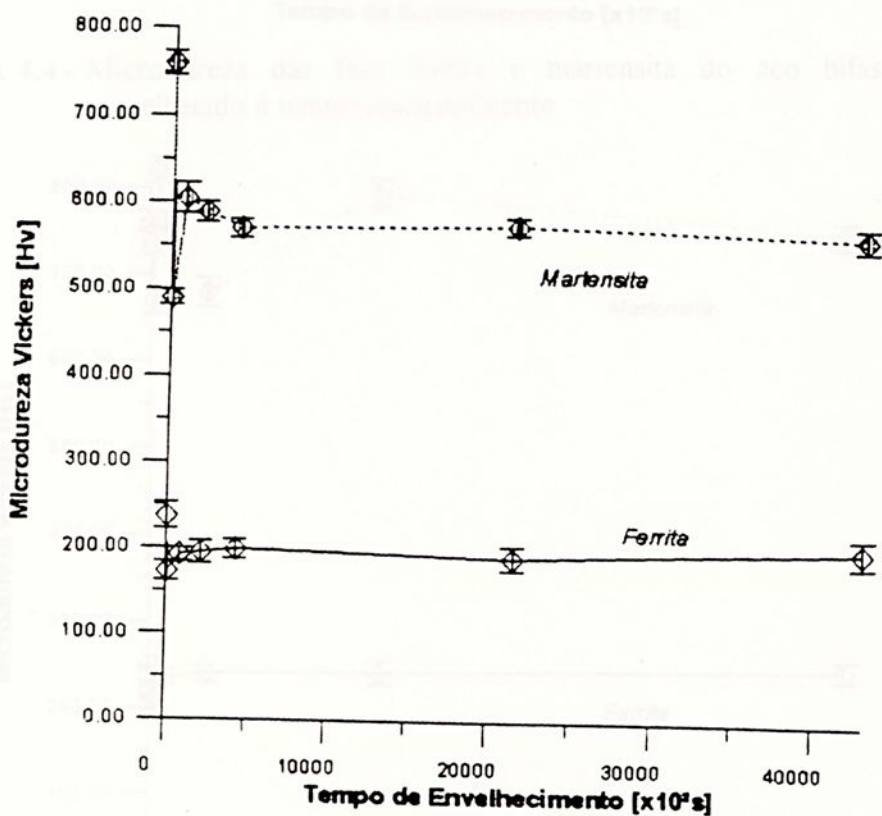


FIGURA 4.3 - Microestrutura das fases ferrita e martensita do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura ambiente.

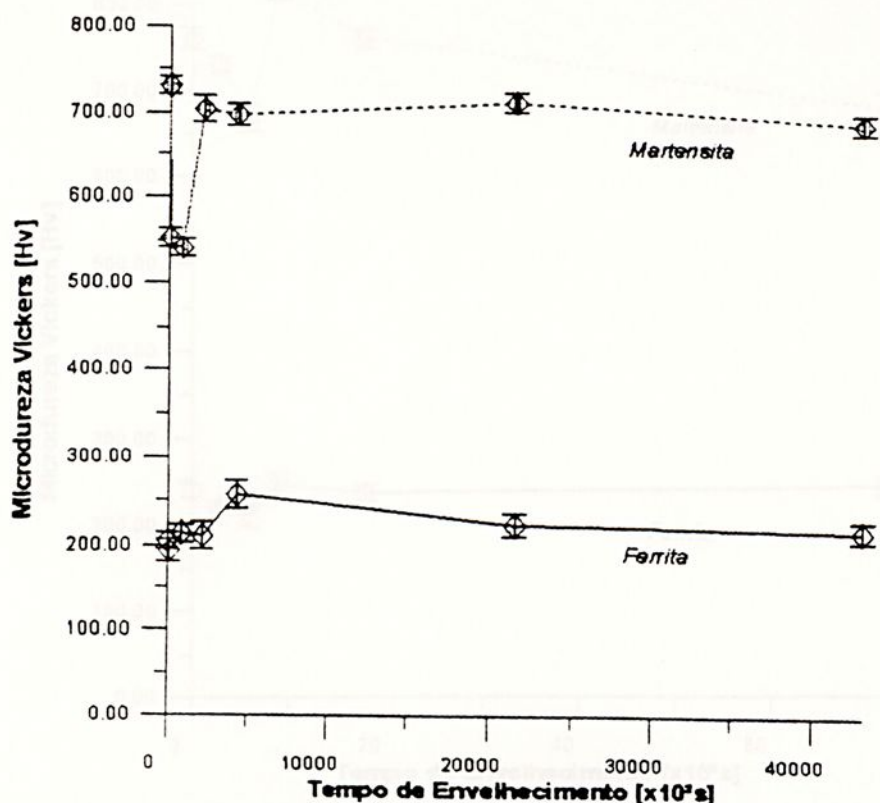


FIGURA 4.4 - Microdureza das fase ferrita e martensita do aço bifásico microligado envelhecido à temperatura ambiente.

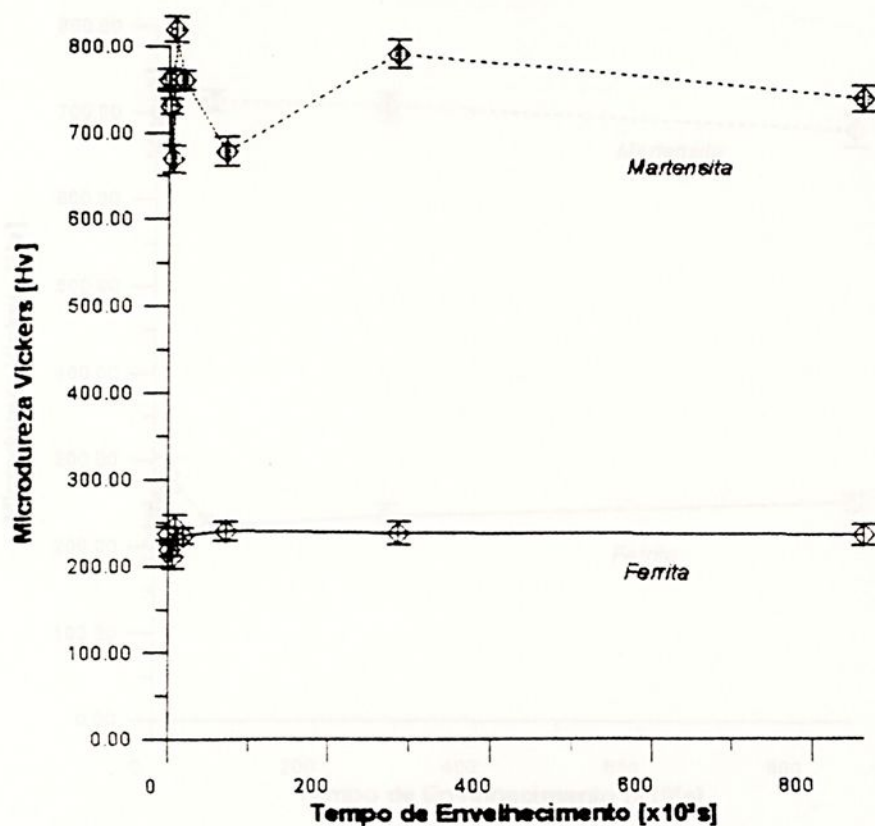


FIGURA 4.5 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico ao carbono envelhecido à 80°C.

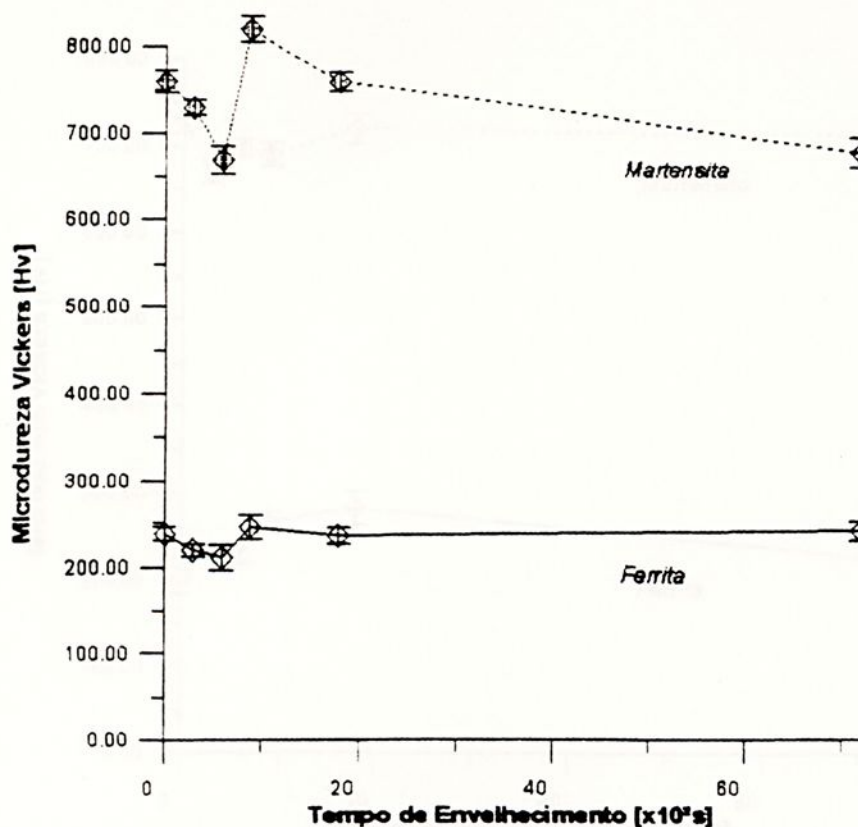


FIGURA 4.5a - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico ao carbono envelhecido a 80°C , até o tempo de 72×10^2 segundos.

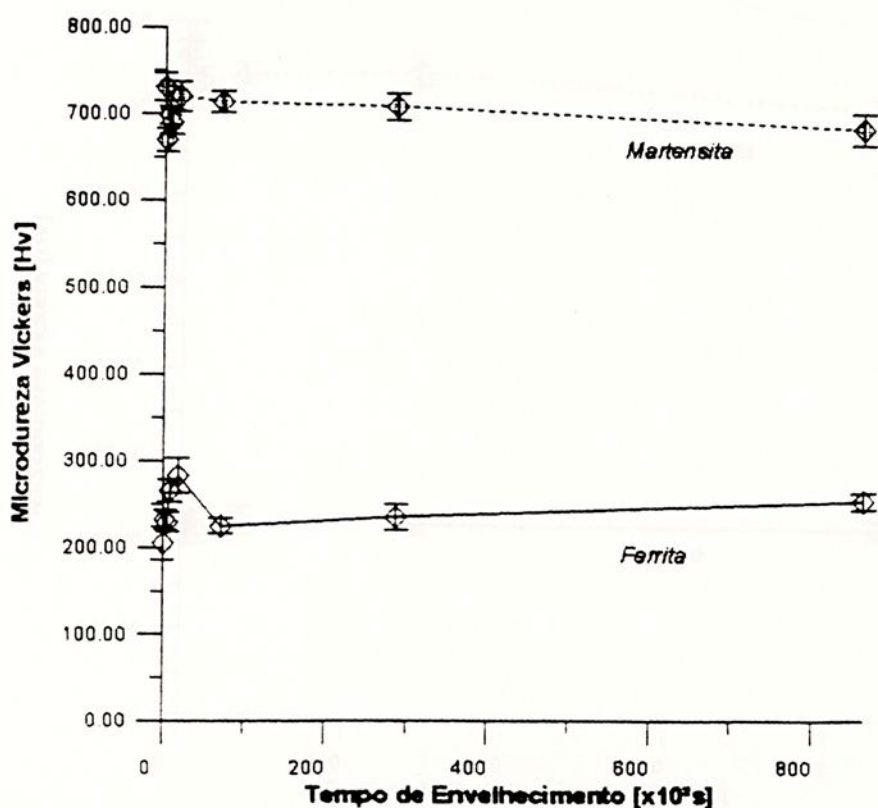


FIGURA 4.6 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico microligado envelhecido a 80°C .

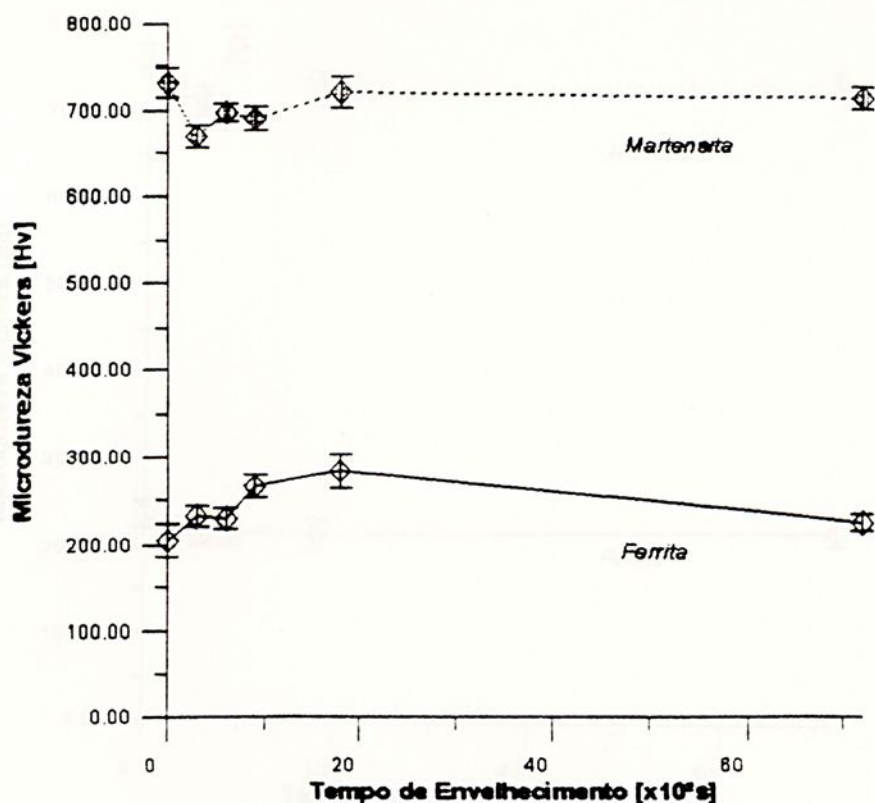


FIGURA 4.6a - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico microligado, envelhecido a 80°C , até o tempo de 72×10^2 segundos.

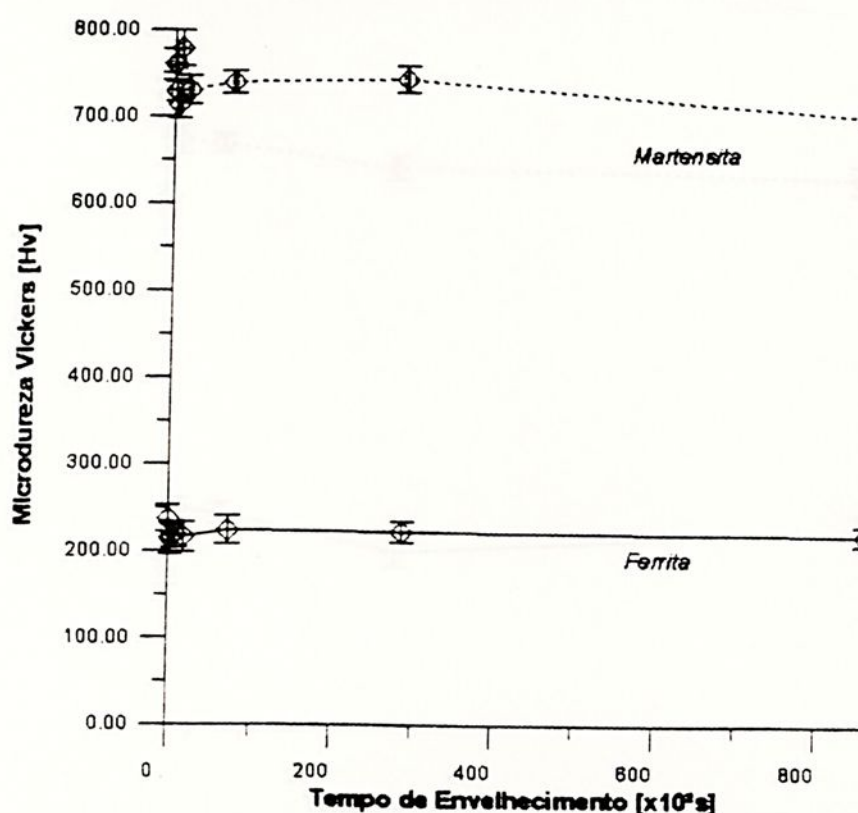


FIGURA 4.7 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico ao carbono envelhecido a 150°C .

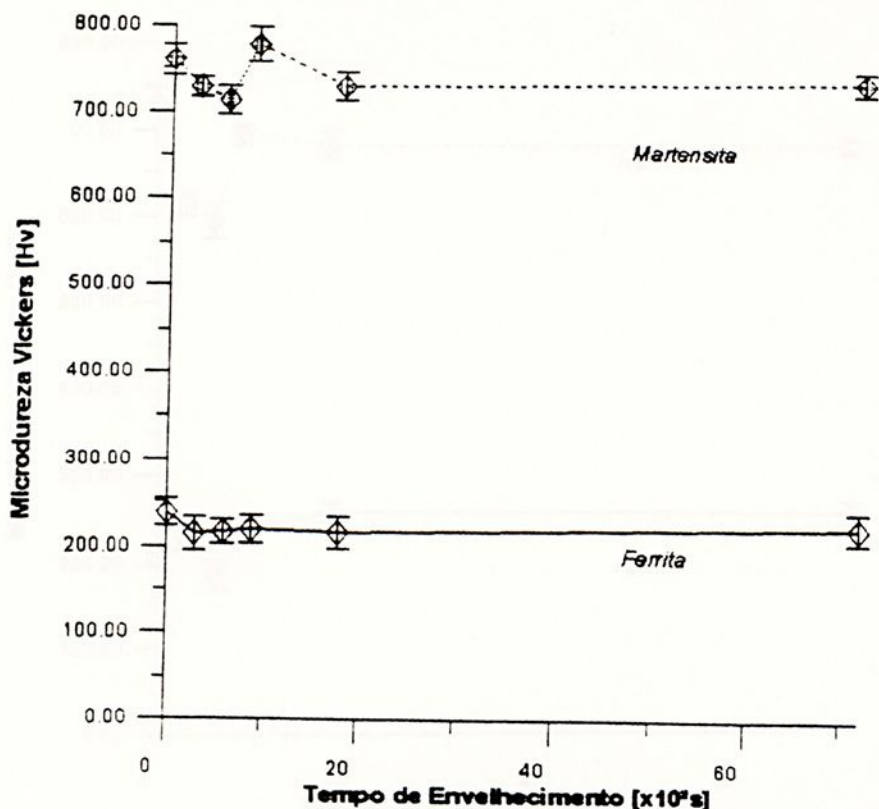


FIGURA 4.7a - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico ao carbono, envelhecido a 1500°C , para tempos 72×10^2 segundos.

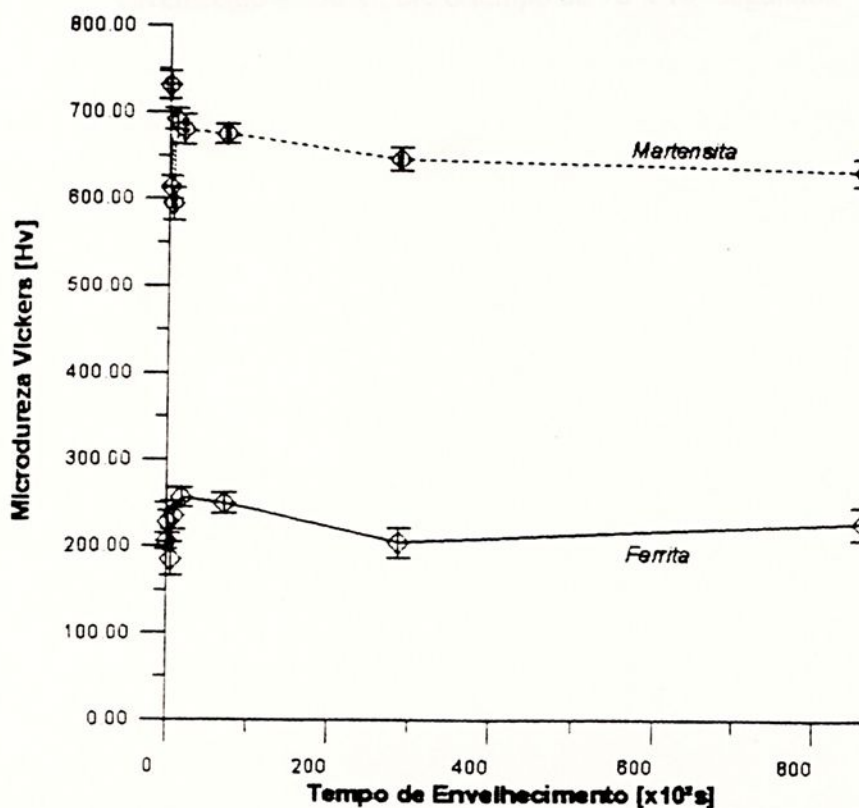


FIGURA 4.8 - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico microligado, envelhecido a temperatura de 150°C .

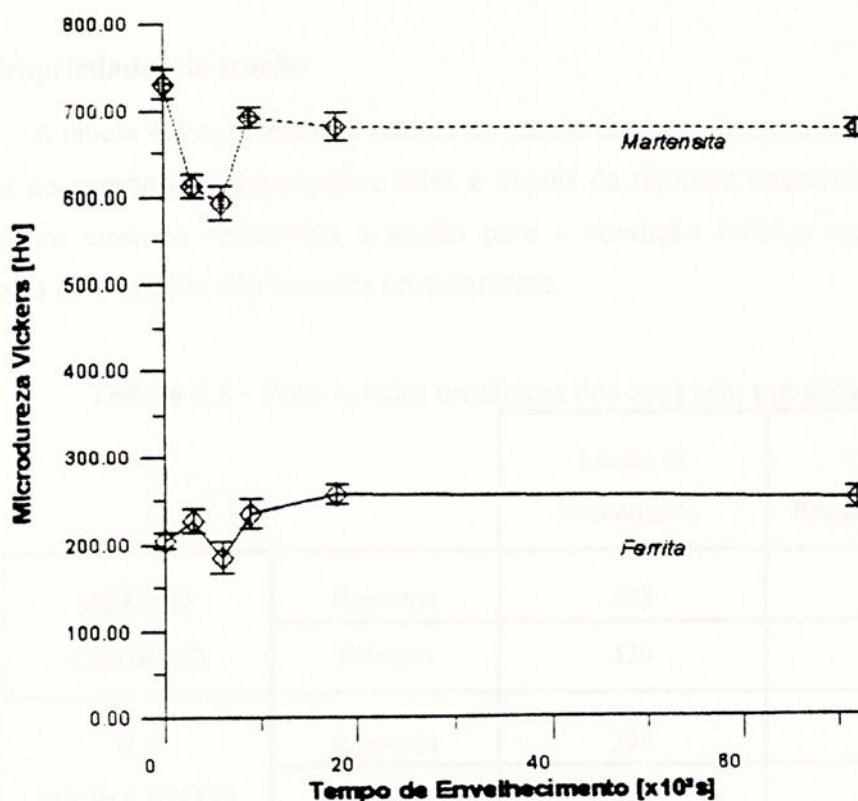


FIGURA 4.8a - Microdureza das fases ferrita e martensita do aço bifásico microligado, envelhecido a 150°C, até o tempo de 72×10^2 segundos.

4.2 - Propriedades de tração

A tabela 4.8 apresenta os valores da tensão de escoamento e limite de resistência para os aços ao carbono e microligados antes e depois da têmpera intercrítica. Tanto o limite de escoamento como a resistência à tração para a condição bifásica apresentam níveis bem superiores que os aços não tratados termicamente.

Tabela 4.8 - Propriedades mecânicas dos aços sem pré-deformação.

		Limite de escoamento	Limite de Resistência (MPa)
AÇO AO CARBONO	Recozido	208	399
	Bifásico	429	894
AÇO MICROLIGADO	Recozido	295	404
	Bifásico	427	985

Com a aplicação das pré-deformações e do tratamento térmico de envelhecimento ocorreram variações nas propriedades mecânicas de ambos aços bifásicos. As tabelas 4.9, a 4.14 apresentam os resultados dos ensaios de tração para os dois aços bifásicos envelhecidos nas três temperaturas propostas. Os códigos que aparecem nas tabelas tem os seguintes significados:

- C = aço bifásico ao carbono
- M = aço bifásico microligado
- T_A = temperatura de envelhecimento de 25⁰C (ambiente)
- 80 = temperatura de envelhecimento de 80⁰C
- 150 = temperatura de envelhecimento de 150⁰C
- (y) = tempo de envelhecimento de Y.10² segundos

Por exemplo, o código M80(9) significa: aço bifásico microligado envelhecido à 80⁰C por 9 X 10² segundos.



Tabela 4.9 - Propriedades mecânicas do aço ao carbono pré-deformado em função do tempo de envelhecimento em temperatura ambiente.

CÓDIGO	tempo (10 ² segundo)	Limite de Resistência à tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
CTA(0)	0	1.070	522	11.0	31,8
CTA(72)	72	944	608	12,3	37,2
CTA(864)	864	1078	857	12,6	30,5
CTA(2.160)	2160	1063	900	13,2	36,1
CTA(4.320)	4320	951	824	10,1	39,0
CTA(21.600)	21600	975	806	12,6	32,1
CTA(43.200)	43200	892	760	11,6	43,8

Tabela 4.10 - Propriedade mecânicas do aço microligado pré-deformado em função do tempo de envelhecimento em temperatura ambiente.

CÓDIGO	tempo (10 ² segundo)	Limite de Resistência à tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
MTA(0)	0	1231	676	14.2	58,6
MTA(72)	72	1047	756	16.2	47,7
MTA(864)	864	1024	895	13.8	41,9
MTA(2.160)	2160	1158	1009	15.8	47,8
MTA(4.320)	4320	1032	891	12.6	51,4
MTA(21.600)	21600	1161	1112	13.2	61,1
MTA(43.200)	43200	1133	1028	13.7	59,9



Tabela 4.11 - Propriedade mecânicas do aço ao carbono pré-deformado em função do tempo de envelhecimento em temperatura de 80⁰C.

CÓDIGO	tempo (10 ² segundo)	Limite de Resistência à tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
C80(3)	3	1083	912	12,4	30,3
C80(6)	6	951	815	9,6	38,1
C80(9)	9	1231	1154	12,3	56,3
C80(18)	18	961	889	13,6	27,2
C80(72)	72	935	769	13,6	34,7
C80(288)	288	932	751	13,9	34,0
C80(864)	864	925	779	12,8	34,9

Tabela 4.12 - Propriedade mecânicas do aço microligado pré-deformado em função do tempo de envelhecimento à temperatura de 80⁰C.

CÓDIGO	tempo (10 ² segundo)	Limite de Resistência à tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
M80(3)	3	1151	1004	14,7	44,8
M80(6)	6	1113	1009	13,4	50,8
M80(9)	9	1185	1080	12,5	56,4
M80(18)	18	1185	1106	12,3	55,6
M80(72)	72	1101	1040	12,6	47,5
M80(288)	288	1107	1032	14,2	61,7
M80(864)	864	1155	1023	12,6	58,0



Tabela 4.13 - Propriedade mecânicas do aço ao carbono pré-deformado em função do tempo de envelhecimento a temperatura de 150⁰C.

CÓDIGO	tempo (10 ² segundo)	Limite de Resistência à tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
C150(3)	3	903	814	11,7	35,6
C150(6)	6	882	749	11,3	35,9
C150(9)	9	1162	1075	11,9	54,1
C150(18)	18	931	779	13,8	40,4
C150(72)	72	919	797	15,4	37,2
C150(288)	288	951	804	13,2	32,4
C150(864)	864	791	653	13,5	46,5

Tabela 4.14 - Propriedade mecânicas do aço microligado pré-deformado em função do tempo de envelhecimento a temperatura de 150⁰C.

CÓDIGO	tempo (10 ² segundo)	Limite de Resistência à tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
M150(3)	3	1024	880	17,0	38,9
M150(6)	6	967	846	12,7	38,3
M150(9)	9	1193	1116	12,5	54,4
M150(18)	18	1199	1124	13,6	59,2
M150(72)	72	1146	1076	13,6	58,0
M150(288)	288	1005	899	13,9	53,3
M150(864)	864	1094	966	13,2	67,4

Para facilitar a visualização das propriedades mecânicas dos aços biásicos descritos nas tabelas desta seção, os valores tabelados foram também plotados nos gráficos das figuras 4.9, 4.10, 4.11, 4.11a, 4.12, 4.12a, 4.13, 4.13a, 4.14 e 4.14a.



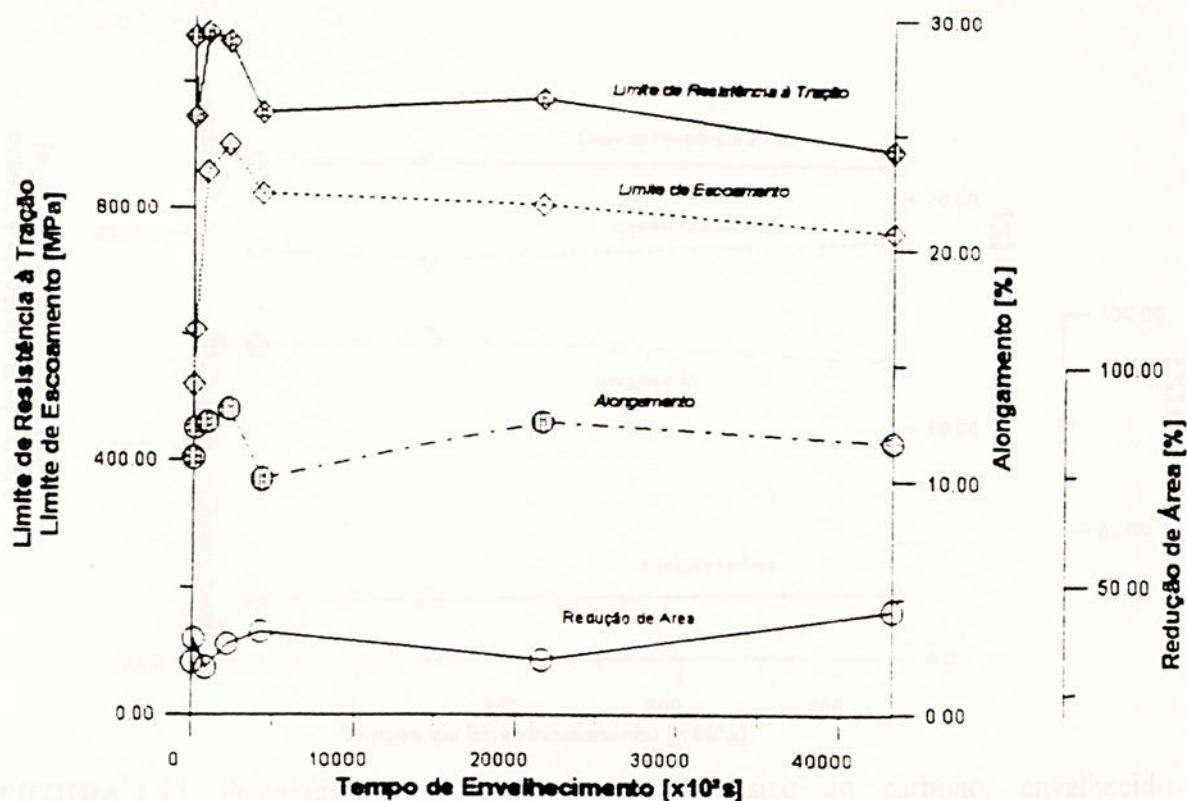


Figura 4.9 - Propriedades mecânicas do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura ambiente.

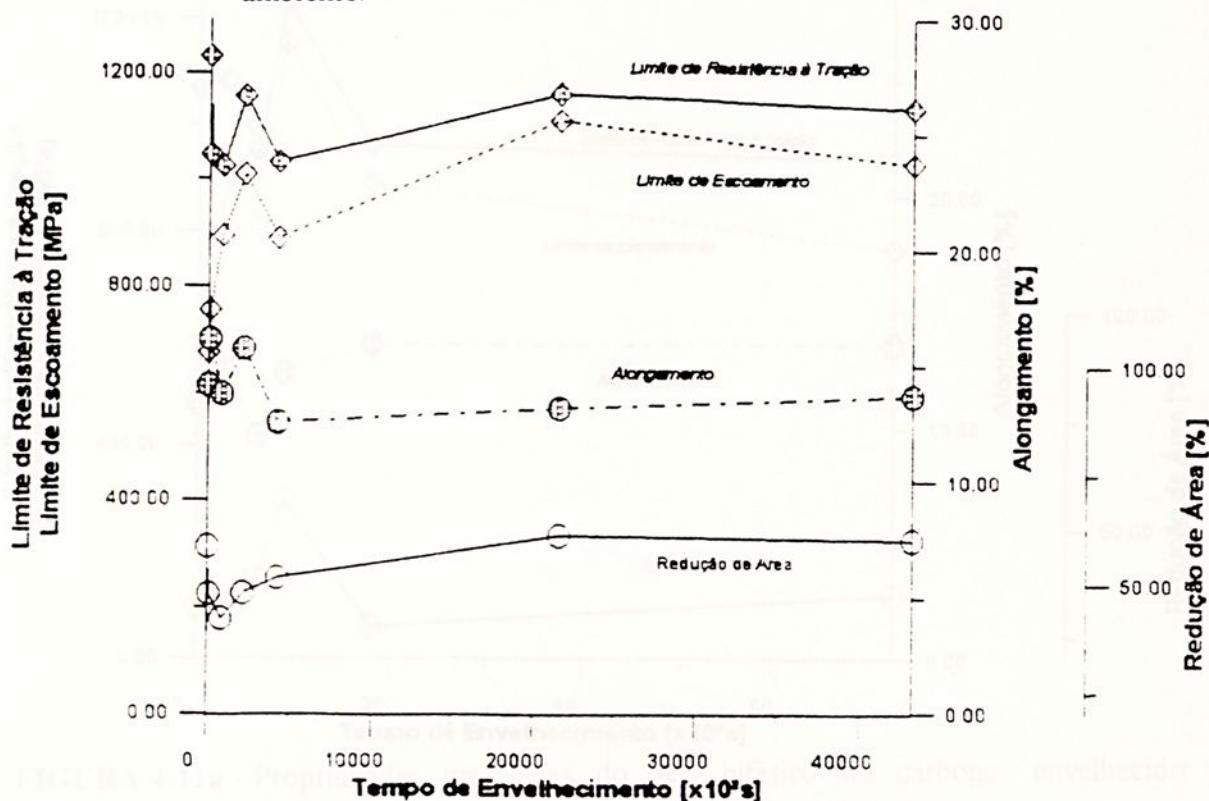


Figura 4.10 - Propriedades mecânicas do aço bifásico microligado, envelhecido à temperatura ambiente.

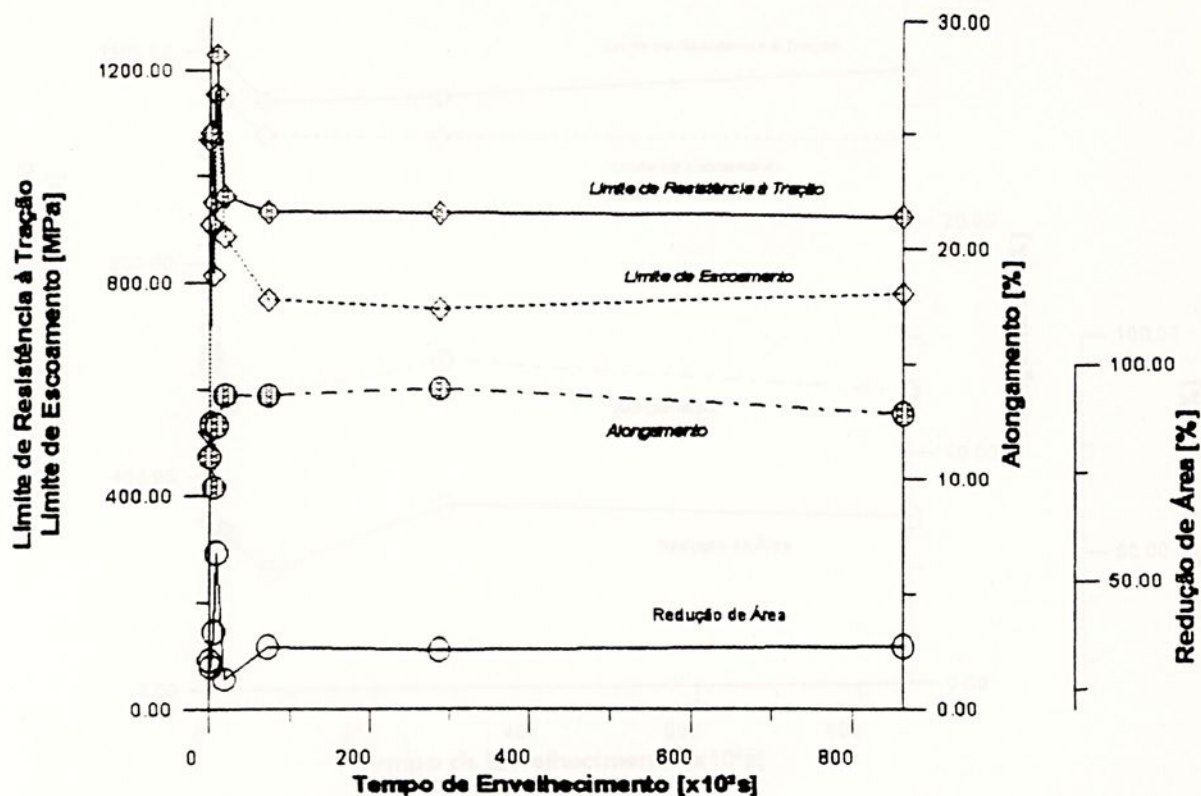


FIGURA 4.11 - Propriedades mecânicas do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura de 80°C .

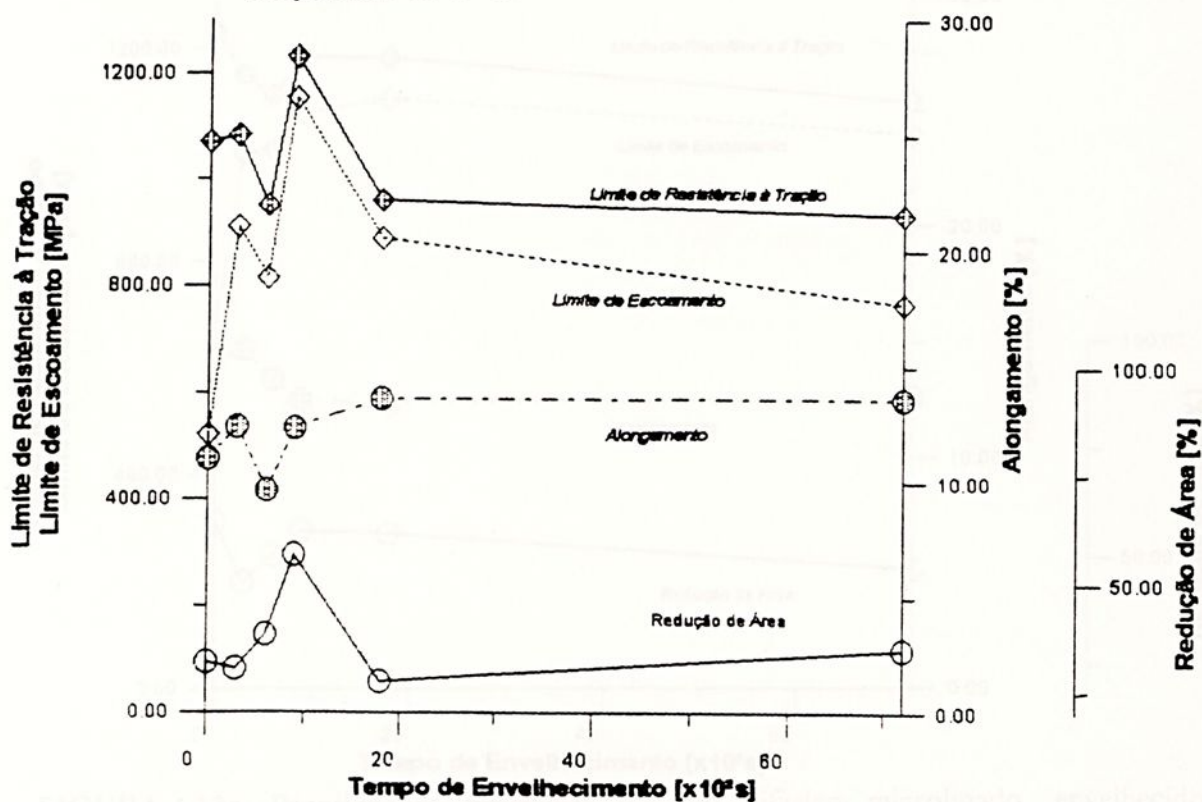


FIGURA 4.11a - Propriedades mecânicas do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura de 80°C , até o tempo de 72×10^2 segundos.

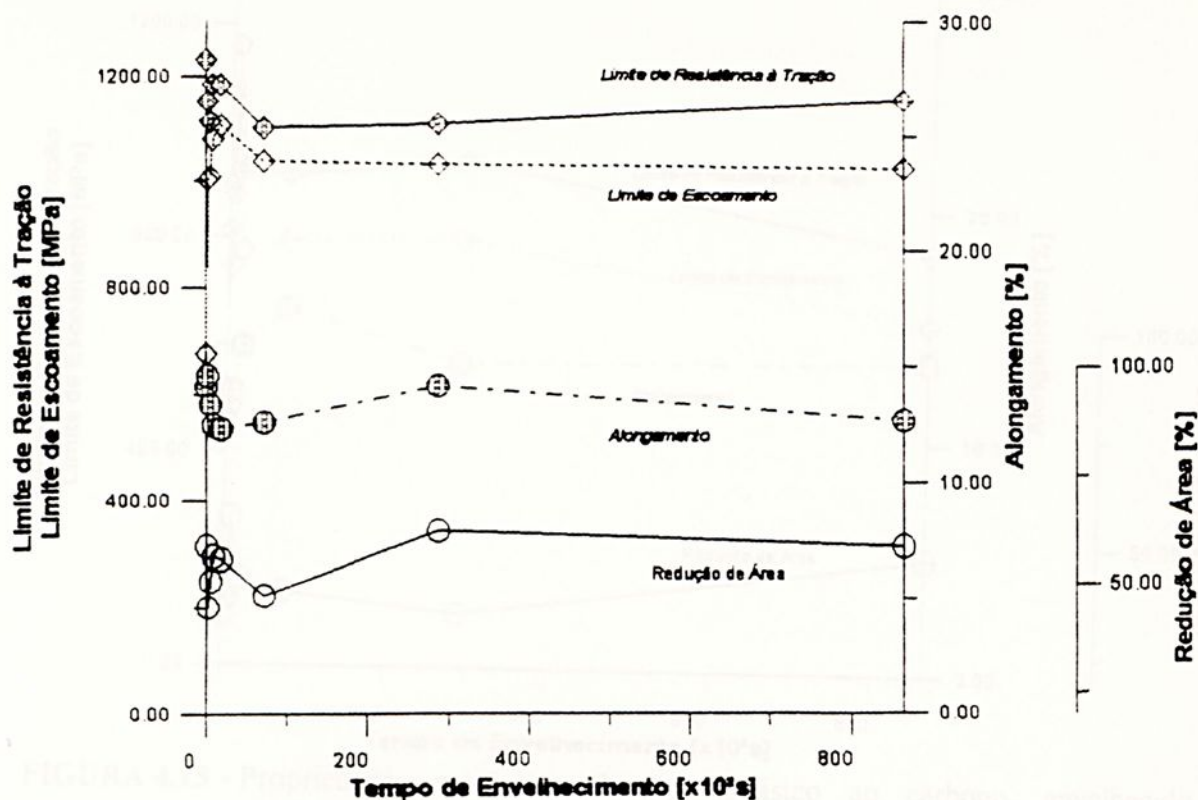


FIGURA 4.12 - Propriedades mecânicas do aço bifásico microligado, envelhecido à temperatura de 80°C.

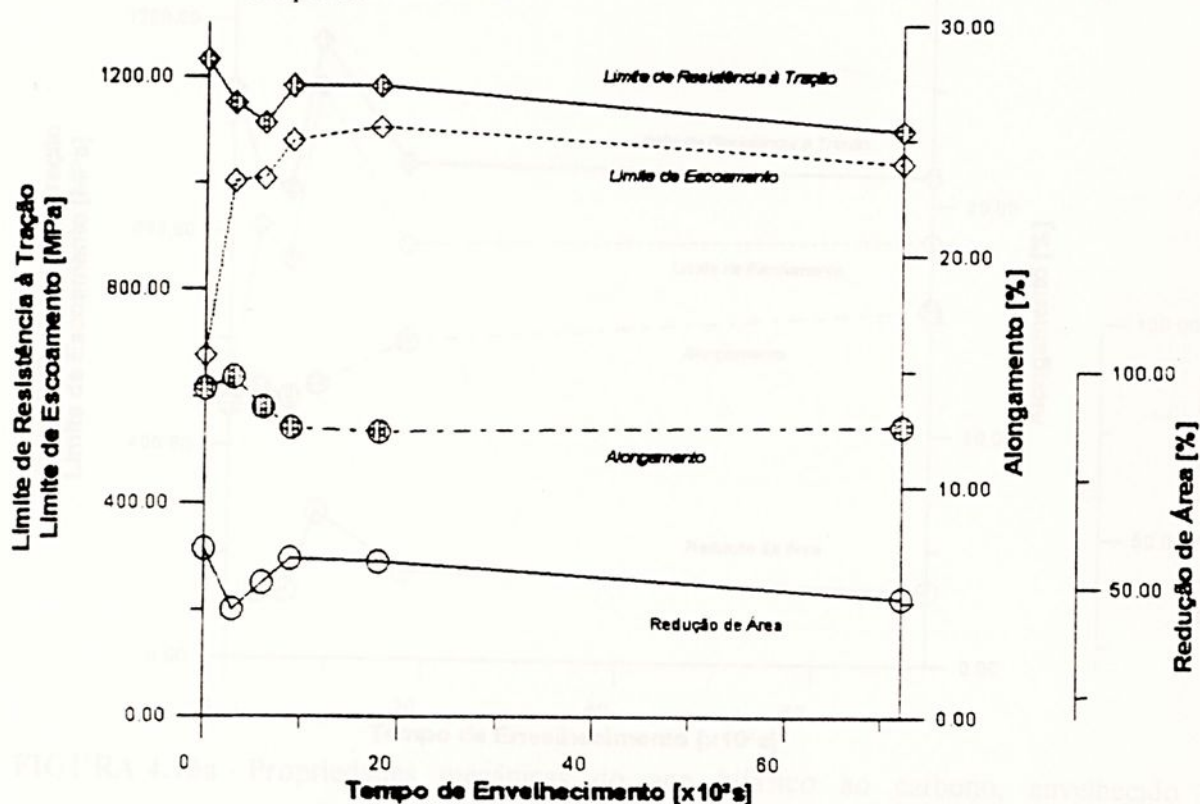


FIGURA 4.12a - Propriedades mecânicas do aço bifásico microligado, envelhecido às temperatura de 80°C, até o tempo de 72 x 10² segundos.

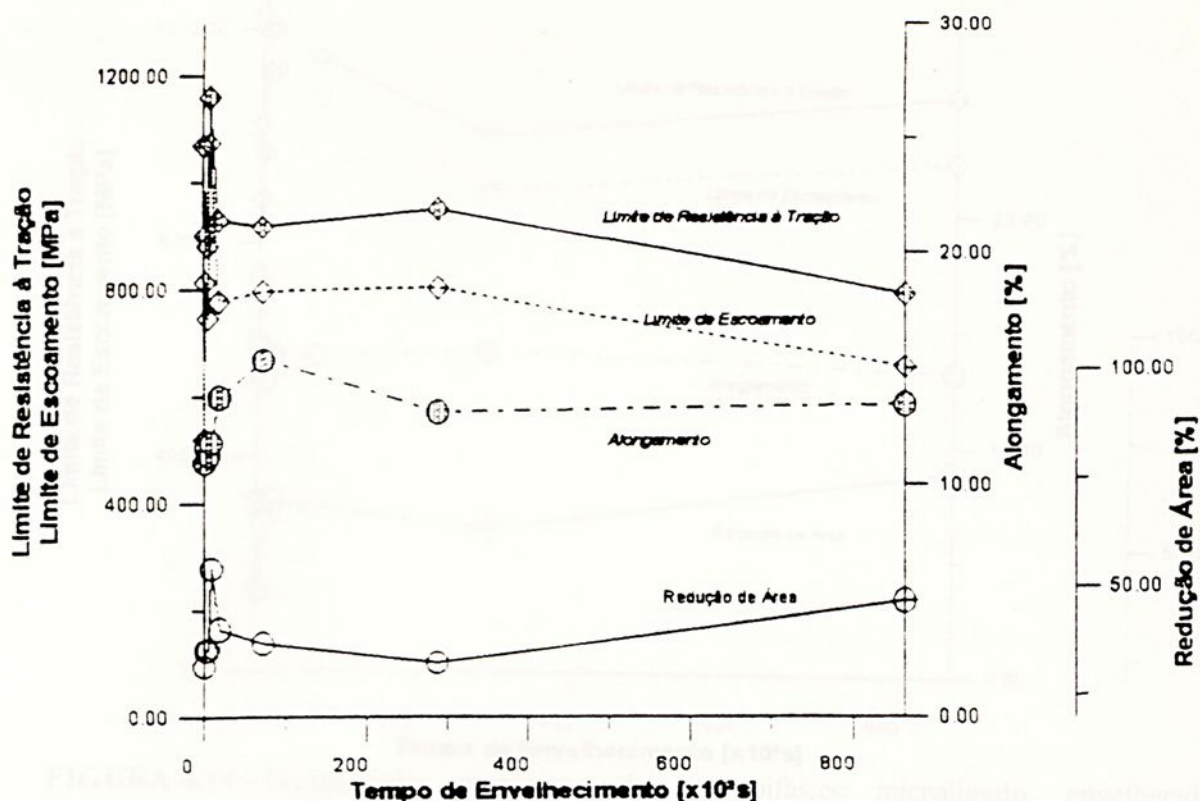


FIGURA 4.13 - Propriedades mecânicas do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura de 150°C.

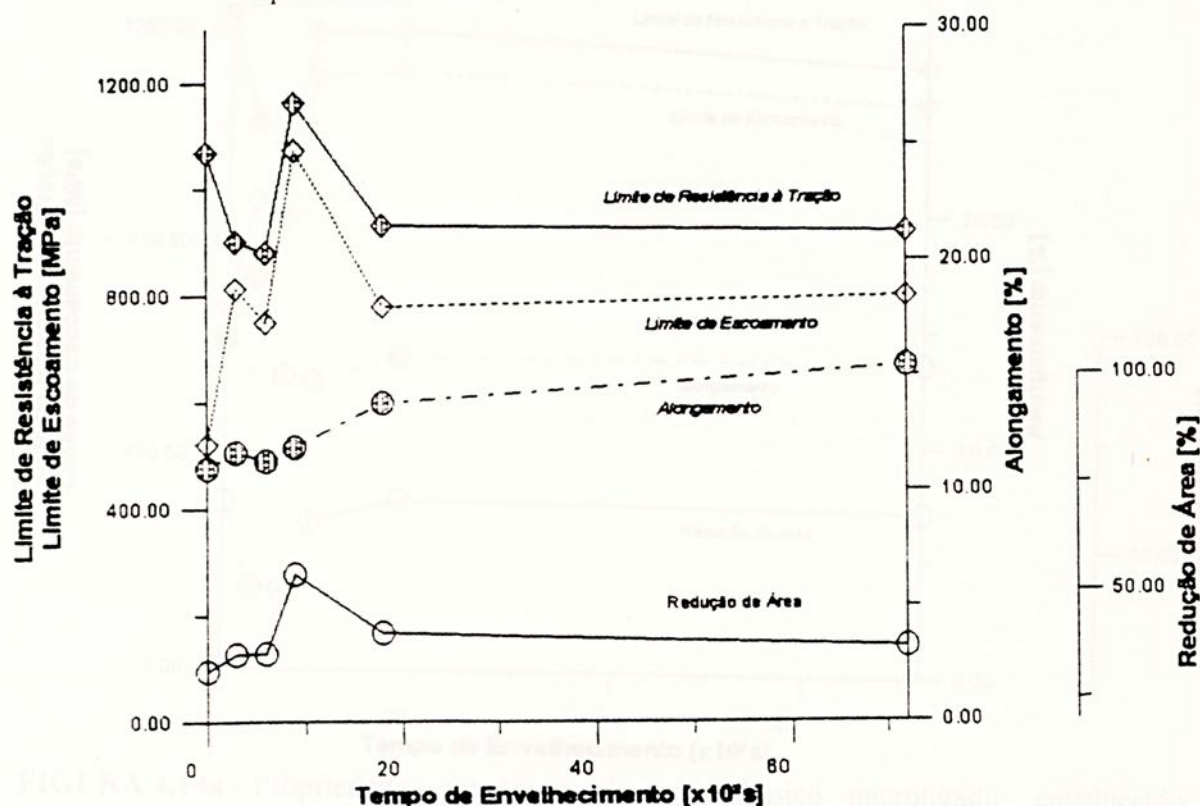


FIGURA 4.13a - Propriedades mecânicas do aço bifásico ao carbono, envelhecido às temperatura de 150°C, até o tempo de 72 x 10² segundos.

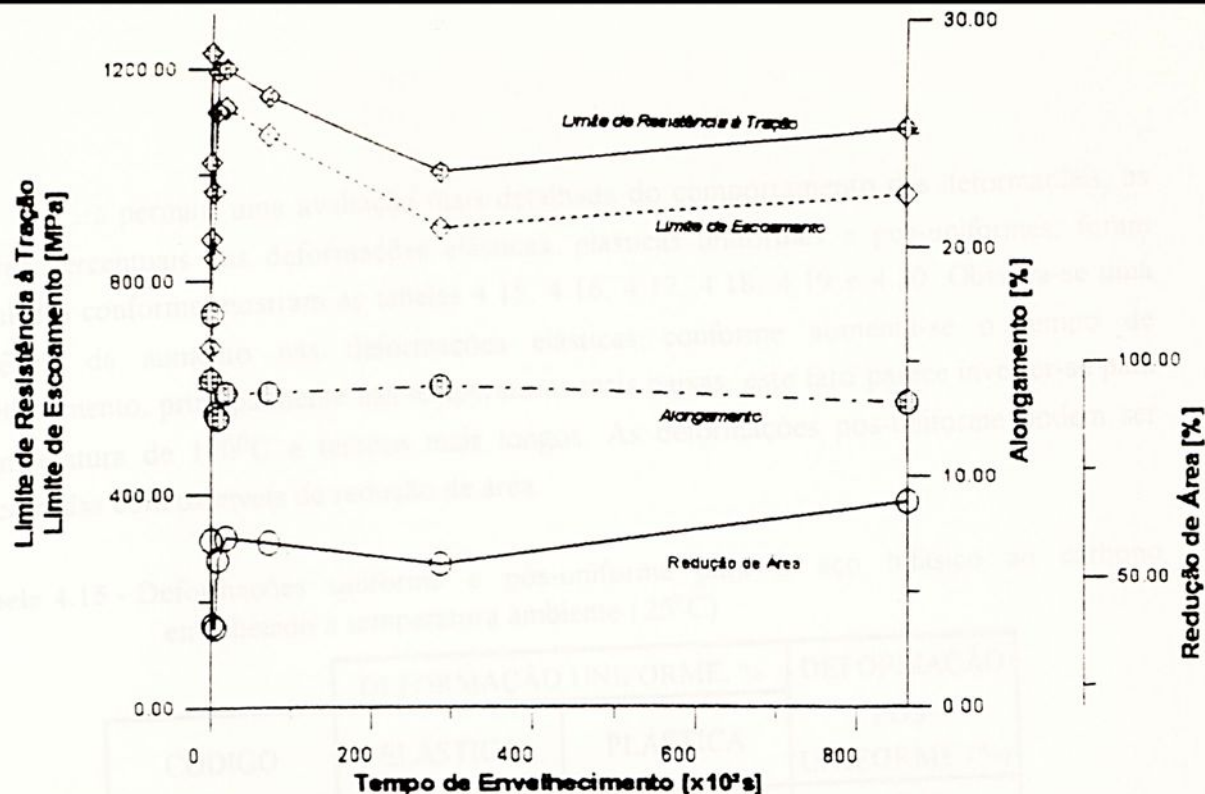


FIGURA 4.14 - Propriedades mecânicas do aço bifásico microligado, envelhecido à temperatura de 150°C.

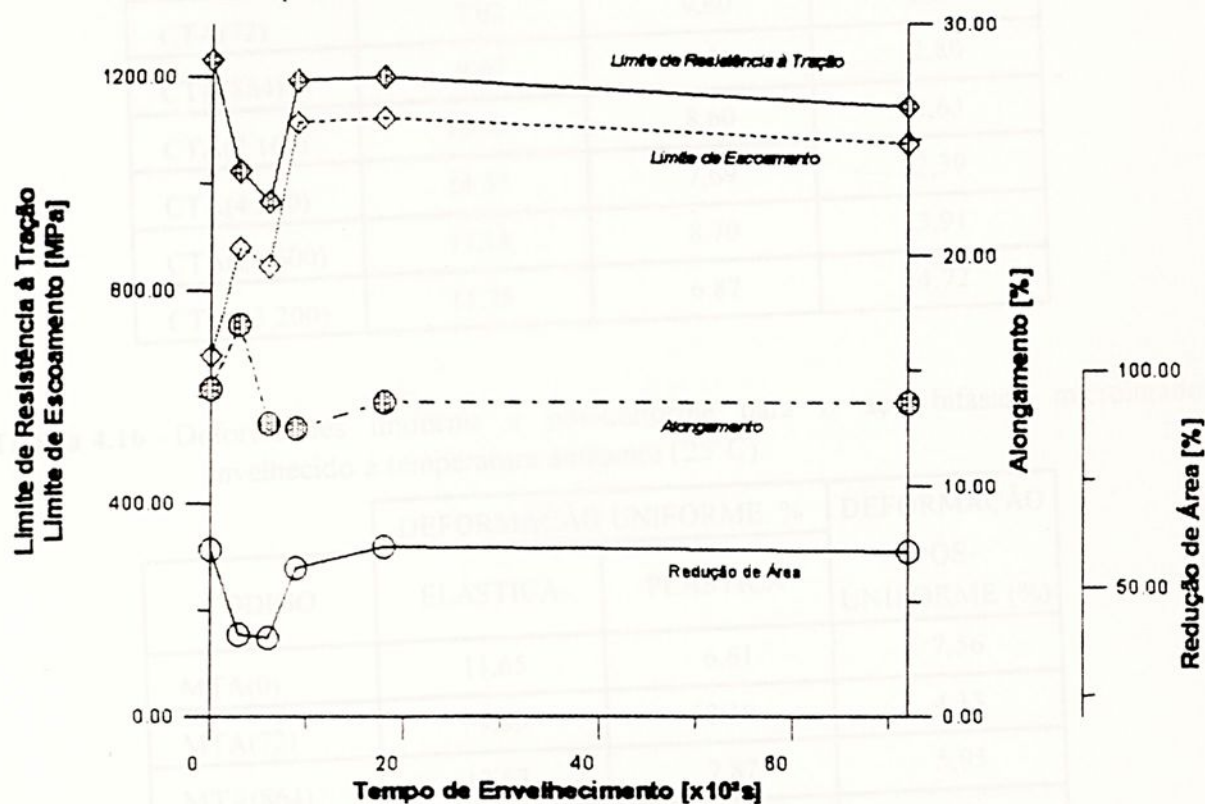


FIGURA 4.14a - Propriedades mecânicas do aço bifásico microligado, envelhecido à temperatura de 150°C, até o tempo de 72×10^2 segundos.

Para permitir uma avaliação mais detalhada do comportamento das deformações, os valores percentuais das deformações elásticas, plásticas uniformes e pós-uniformes, foram calculadas conforme mostram as tabelas 4.15, 4.16, 4.17, 4.18, 4.19 e 4.20. Observa-se uma tendência de aumento nas deformações elásticas conforme aumenta-se o tempo de envelhecimento, principalmente nas temperaturas mais baixas, este fato parece inverter-se para a temperatura de 150°C e tempos mais longos. As deformações pós-uniforme podem ser relacionadas com os níveis de redução de área.

Tabela 4.15 - Deformações uniforme e pós-uniforme para o aço bifásico ao carbono envelhecido à temperatura ambiente (25°C).

CÓDIGO	DEFORMAÇÃO UNIFORME. %		DEFORMAÇÃO PÓS- UNIFORME (%)
	ELÁSTICA	PLÁSTICA	
CTA(0)	3.00	8.60	2.40
CTA(72)	7.02	9.60	2.65
CTA(864)	9.67	9.54	2.80
CTA(2.160)	13.00	8.60	4.63
CTA(4.320)	14.33	7.69	2.39
CTA(21.600)	11.18	8.70	3.91
CTA(43.200)	11.75	6.87	4.72

Tabela 4.16 - Deformações uniforme e pós-uniforme para o aço bifásico microligado envelhecido à temperatura ambiente (25°C).

CÓDIGO	DEFORMAÇÃO UNIFORME. %		DEFORMAÇÃO PÓS- UNIFORME (%)
	ELÁSTICA	PLÁSTICA	
MTA(0)	11.65	6.61	7.56
MTA(72)	9.83	12.10	4.13
MTA(864)	12.63	7.87	5.95
MTA(2.160)	14.58	8.85	6.90
MTA(4.320)	10.99	6.17	6.43
MTA(21.600)	13.45	5.58	7.65
MTA(43.200)	14.99	5.92	7.75



Tabela 4.17 - Deformações uniforme e pós-uniforme para o aço bifásico ao carbono envelhecido à temperatura de 80° C.

CÓDIGO	DEFORMAÇÃO UNIFORME. %		DEFORMAÇÃO PÓS- UNIFORME (%)
	ELÁSTICA	PLÁSTICA	
C80(3)	11.65	8.91	3.65
C80(6)	13.92	6.92	2.68
C80(9)	13.29	4.91	7.34
C80(18)	12,54	9.73	3.87
C80(72)	15.87	8.85	4.72
C80(288)	12.63	9.29	4.57
C80(864)	13,57	8.16	4.63

Tabela 4.18 - Deformações uniforme e pós-uniforme para o aço bifásico microligado envelhecido à temperatura de 80° C.

CÓDIGO	DEFORMAÇÃO UNIFORME. %		DEFORMAÇÃO PÓS- UNIFORME (%)
	ELÁSTICA	PLÁSTICA	
M80(3)	14.17	6.99	7.75
M80(6)	14.74	6.32	7.09
M80(9)	17.89	4.95	7.62
M80(18)	15.21	4.53	7.72
M80(72)	18,68	6.30	7.56
M80(288)	16.38	5.89	8.28
M80(864)	18.42	5.51	7.12



Tabela 4.19 - Deformações uniforme e pós-uniforme para o aço bifásico ao carbono envelhecido à temperatura de 150°C.

CÓDIGO	DEFORMAÇÃO UNIFORME, %		DEFORMAÇÃO PÓS- UNIFORME (%)
	ELÁSTICA	PLÁSTICA	
C150(3)	12,66	7,53	4,13
C150(6)	13,48	7,69	3,65
C150(9)	17,54	6,11	5,83
C150(18)	10,40	9,17	4,66
C150(72)	13,86	10,33	5,07
C150(288)	8,60	9,64	3,59
C150(864)	9,54	8,95	4,60

Tabela 4.20 - Deformações uniforme e pós-uniforme para o aço bifásico microligado envelhecido à temperatura de 150°C.

CÓDIGO	DEFORMAÇÃO UNIFORME, %		DEFORMAÇÃO PÓS- UNIFORME (%)
	ELÁSTICA	PLÁSTICA	
M150(3)	17,86	7,91	9,04
M150(6)	15,50	8,57	4,19
M150(9)	14,96	5,26	7,28
M150(18)	14,74	4,54	9,07
M150(72)	15,62	5,13	8,44
M150(288)	12,95	7,31	6,55
M150(864)	17,39	4,13	9,40

4.3 - Microscopia ótica e eletrônica de varredura

As quatro primeiras fotografias, figura 4.15, 4.16, 4.17 e 4.18, foram obtidas com o auxílio do microscópio ótico e foram colocadas nesta seção com o objetivo de mostrar a superfície lateral próxima a fratura, percebendo-se o alinhamento e alongamento dos grãos nesta região. As demais fotografias foram obtidas com a ajuda de um microscópio eletrônico de varredura, com a finalidade de estudar a superfície de fratura. Foram selecionadas e registradas neste trabalho as situações típicas que representam situações estudadas e que permitem a análise micrográfica das amostras.



FIGURA 4.15 - Microestrutura bifásica do aço ao carbono, obtida por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C . Região próxima a superfície de fratura, atacada com nital 2% com ocorrência de alinhamento de grãos. Microscópio ótico. 670 x



FIGURA 4.16 - Microestrutura bifásica do aço ao carbono, obtida por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C, atacada com nital 2%. Vista lateral da região de fratura. Os grãos se encontram alongados. Microscópio ótico. 670 x.



FIGURA 4.17 - Microestrutura bifásica do aço microligado, obtida por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C, atacada com nital 2%. Região próxima a superfície de fratura. Os grãos de ferrita são menores que os da figura 4.4 e a martensita apresenta "ripada". Microscópio ótico. 670 x.



FIGURA 4.18 - Microestrutura bifásica do aço bifásico microligado, obtida por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C, atacada com nital 2%. Vista lateral da região de fratura. Presença de grãos alongados. Microscópio ótico. 670 x.

As próximas fotografias ilustram as superfícies de fratura, foram obtidas através de um microscópio eletrônico de varredura. Para os aumentos maiores, acima de mil vezes, foram escolhidas regiões que representassem a situação geral da amostra. Foram mostrados também alguns aspectos particulares, com ampliações maiores, como a presença de inclusões e a ocorrência de coalescimento de vazios e trincas.

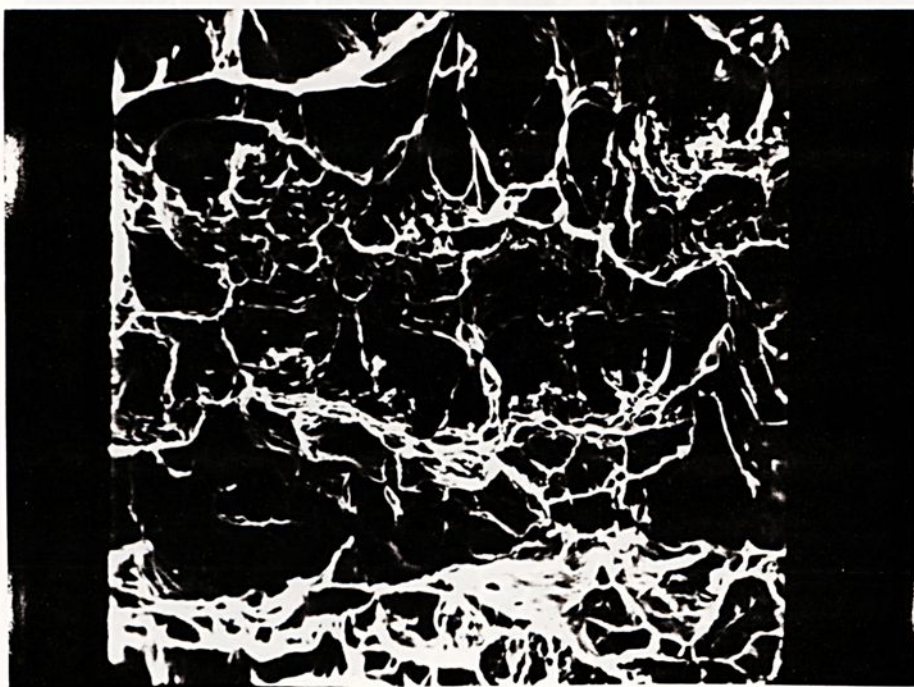


FIGURA 4.19 - Superfície de fratura do aço carbono recozido. Observa-se a predominância de "dimples" e a ocorrência de coalescimento de vazios. MEV - 1250 x.

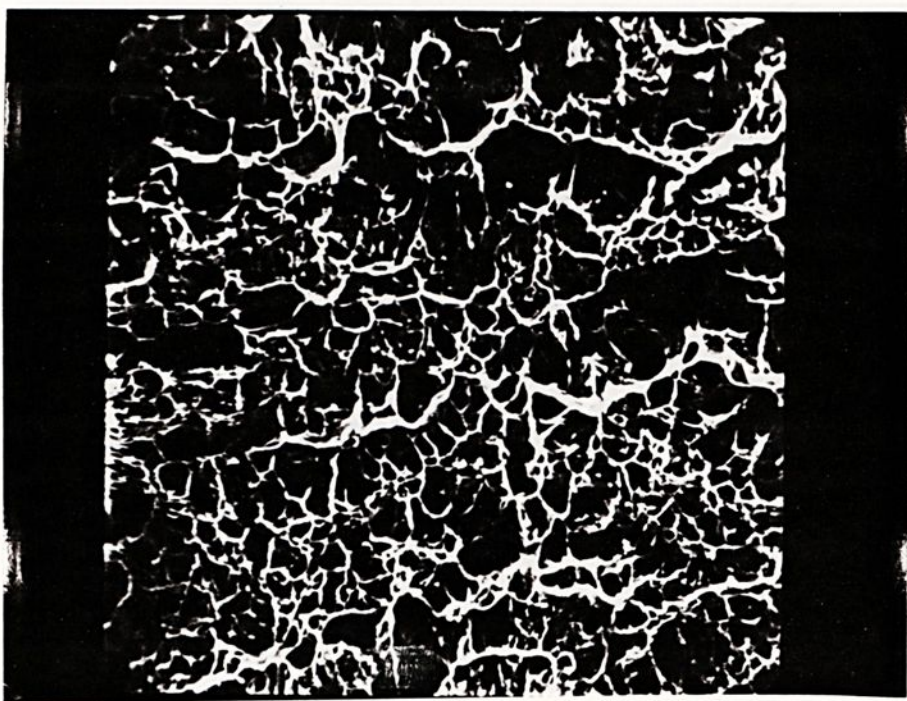


FIGURA 4.20 - Superfície de fratura do aço microligado recozido. Predominância total de dimples, menores que no aço ao carbono. Presença de pequenas partículas. MEV - 1350 x.

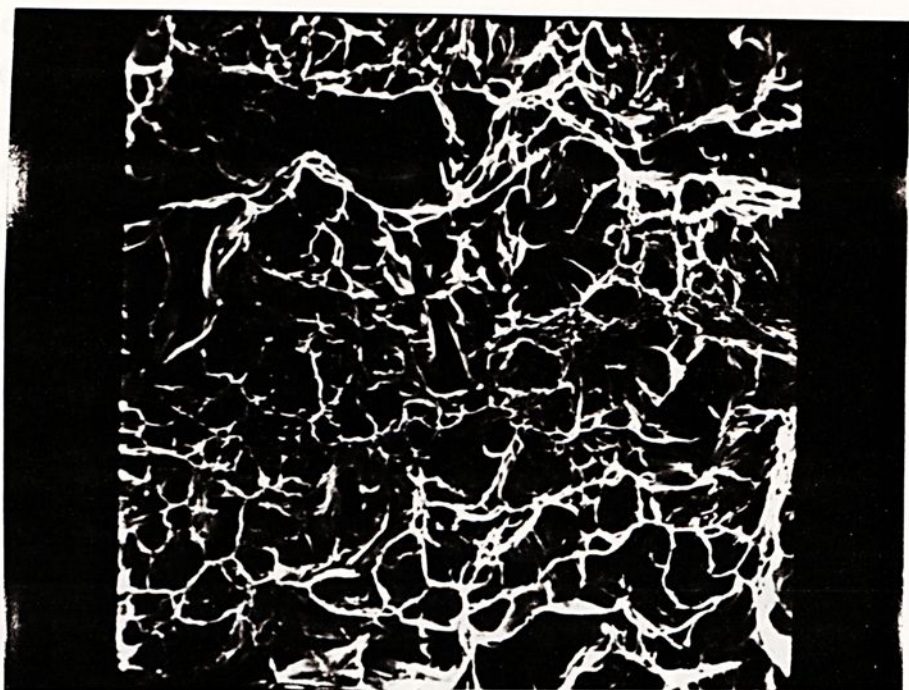


FIGURA 4.21 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, obtido por têmpera intercrítica de descida a a partir de 760°C . Presença de dimples e facetas de clivagem. MEV - 1250 x.

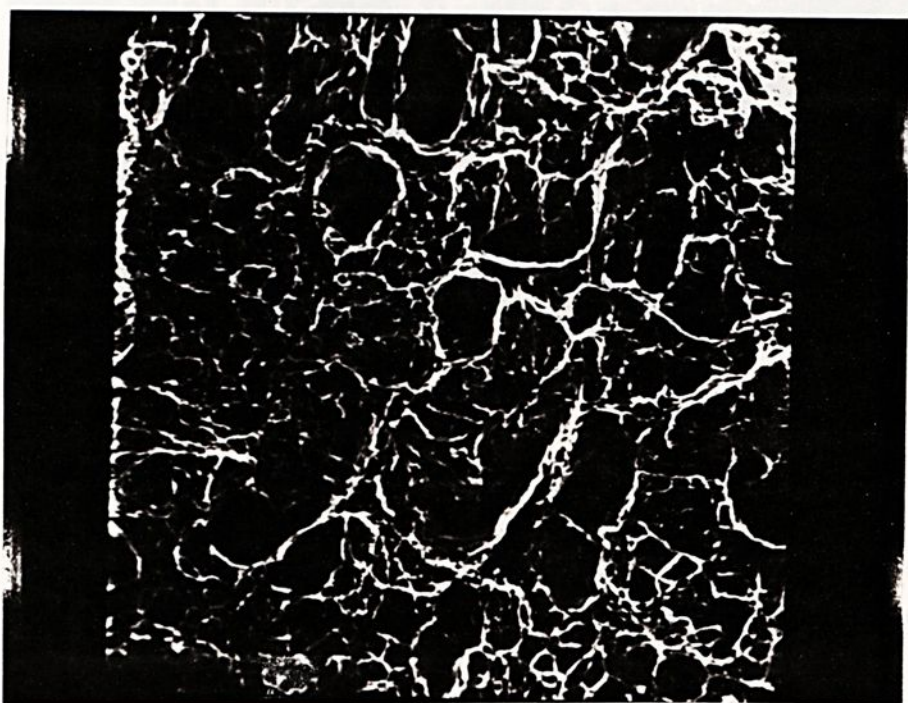


FIGURA 4.22 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, obtido por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C . Presença de dimples pequenos e grandes. Inclusões presentes. MEV - 1350 x.

Foi observado uma certa variação no aspecto de fratura, notadamente no aço bifásico ao carbono, quando se toma regiões diferentes na seção do corpo de prova. Para ilustrar esta ocorrência, foram fotografados, para ambos os aços, três regiões distintas, uma próxima à borda, outra na parte central e uma terceira entre estes dois locais. As próximas figuras, de 4.23 a 4.28, registram esta variação.

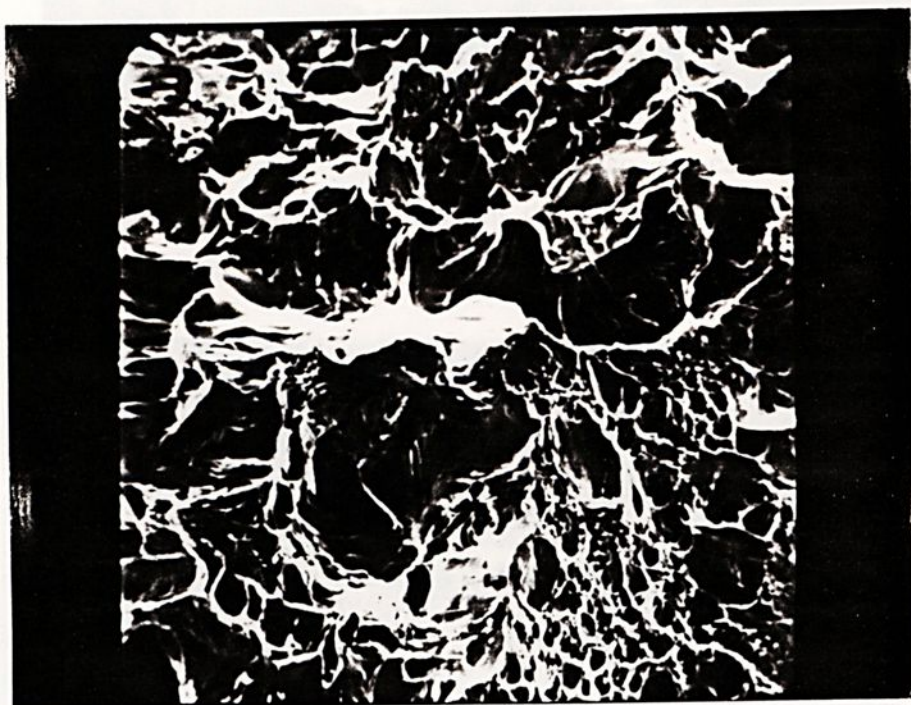


FIGURA 4.23 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, obtida por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C. Presença de dimples e facetas de clivagem. Região-borda. MEV - 1130 X.



FIGURA 4.24 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, obtida por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C . Presença de dimples e facetas de clivagem. Região-média. MEV - 1130 X.

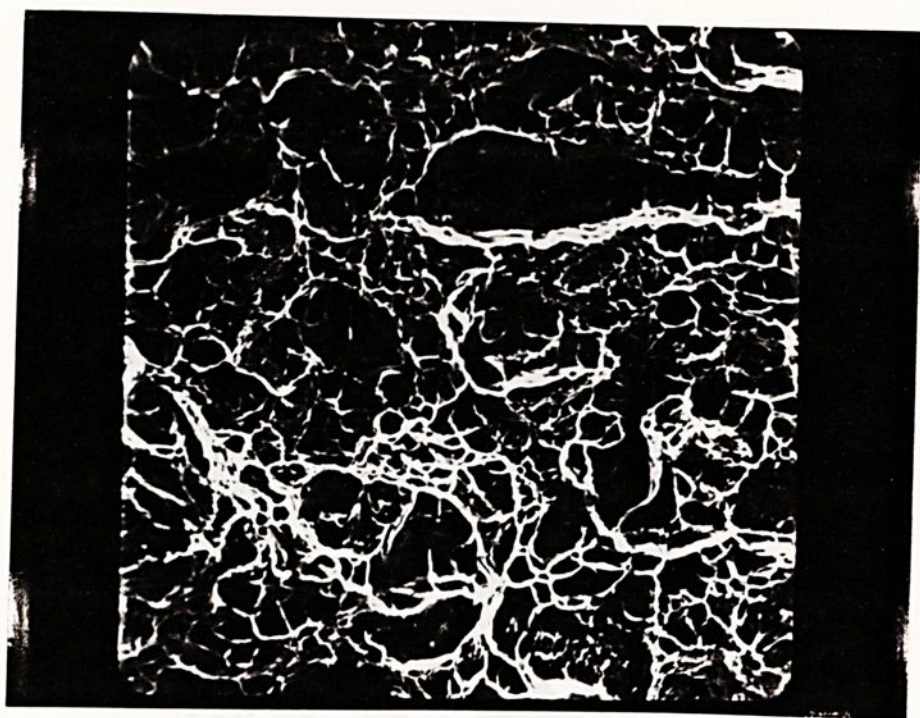


FIGURA 4.25 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, obtida por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C . Predominância de dimples com facetas de clivagem. Região-central. MEV - 1130 X.



FIGURA 4.26 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, obtido por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C . Superfície repleta de dimples. Região-borda. MEV - 1400 x.

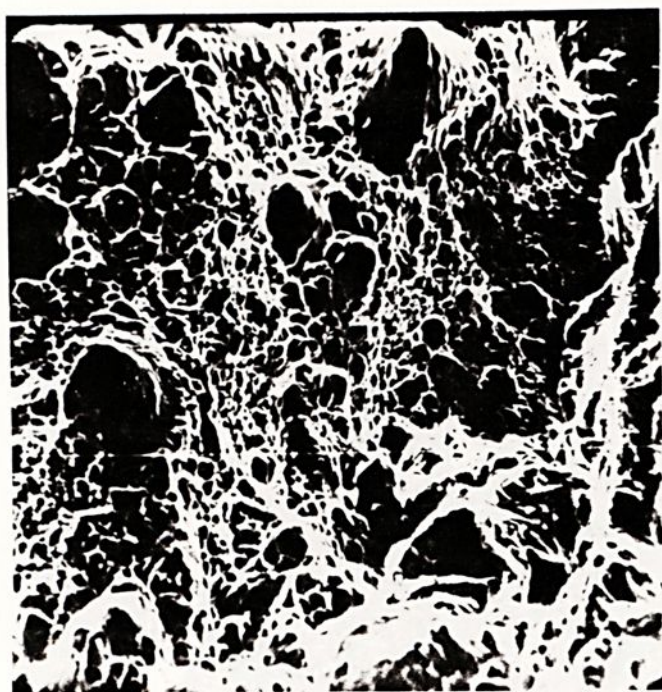


FIGURA 4.27 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, obtido por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C . Superfície repleta de dimples. Região-média. MEV - 1400 x.



FIGURA 4.28 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, obtido por têmpera intercrítica de descida a partir de 760°C. Superfície repleta de dimples, presença de inclusões e aparecimento de trinca. Região-central. MEV - 1350 X.

As figura de 4.29 a 4.52 mostram fotografias comparativas entre os aspectos macroscópios, com aumento de cerca de 30 vezes, e microscópicos da fratura, com aumentos superiores a 1.000 vezes.

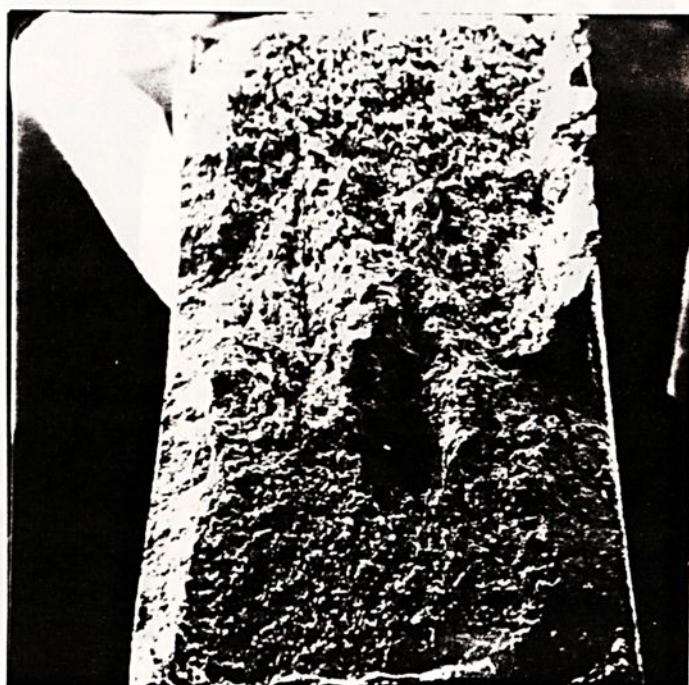


FIGURA 4.29 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 3 x 10⁵ segundos. Alguns aspectos de fratura frágil - ruptura perpendicular à direção de tensão. MEV - 29 X.



FIGURA 4.30 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 3×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura mista - presença de dimples e facetas de clivagem. MEV - 1500 x.



FIGURA 4.31 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 9×10^2 segundos. Aspecto macroscópico de fratura dúctil - deformações e superfície irregular. MEV - 29 x.

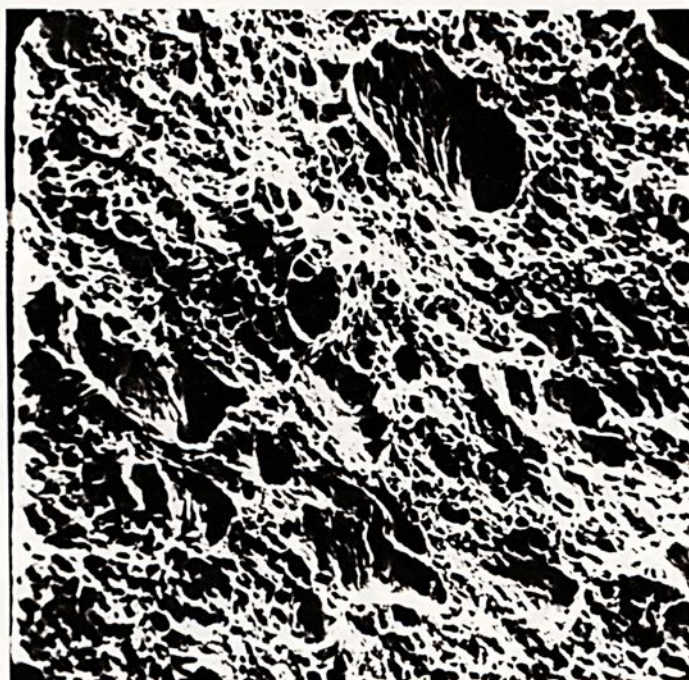


FIGURA 4.32 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 9×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura dúctil - muitos dimples pequenos e alguns maiores. MEV - 1420 x.

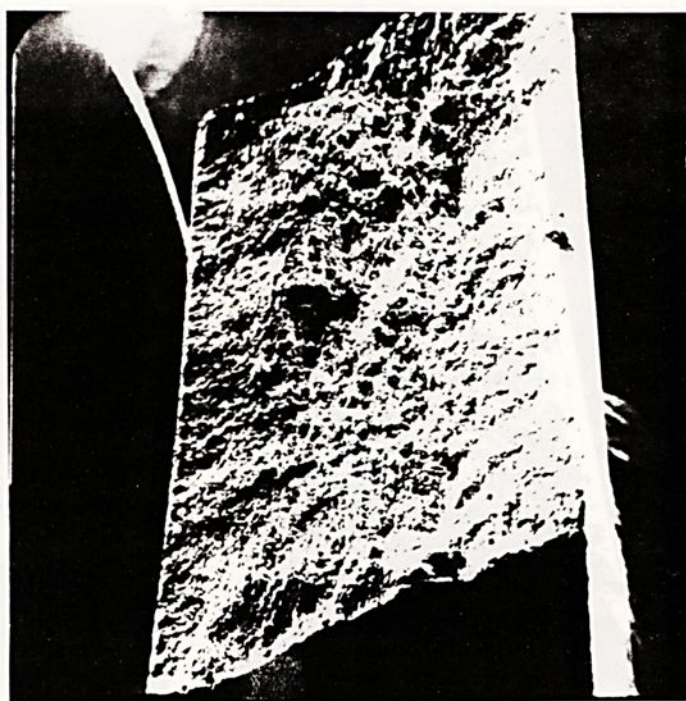


FIGURA 4.33 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 288×10^2 segundos. Ruptura aproximadamente na direção de cisalhamento, superfície rugosa. MEV - 27 x.

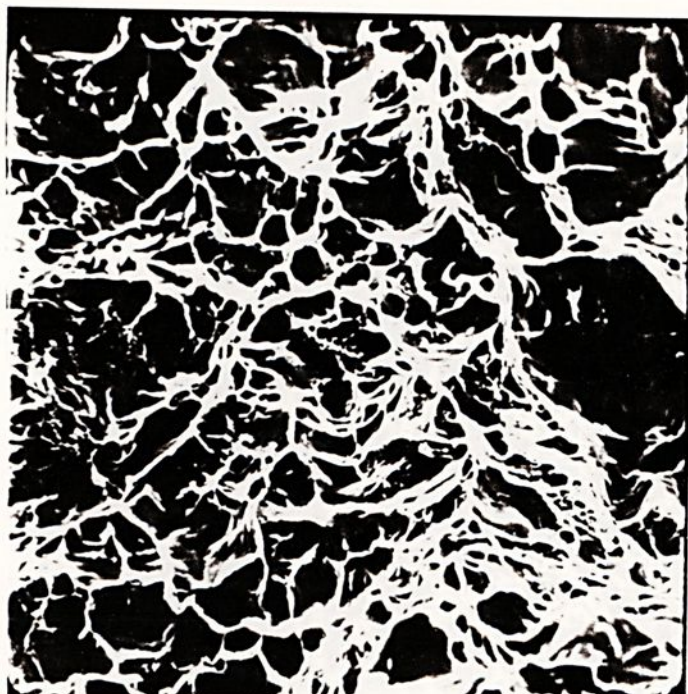


FIGURA 4.34 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 80°C por 288×10^2 segundos. Aspectos microscópicos de fratura mista - dimples e clivagens. MEV - 1370 x.



FIGURA 4.35 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 80°C por 3×10^2 segundos. Aspecto macroscópico de fratura dúctil - superfície irregular. MEV - 29 x.

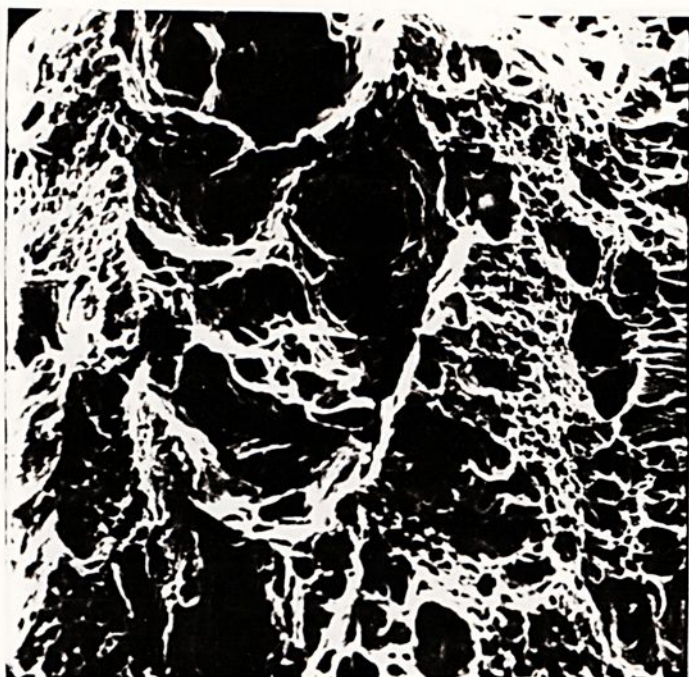


FIGURA 4.36 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 80°C por 3×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura dúctil - pequenos e grandes dimples. Presença de trinca e inclusões. MEV - 1480 x.

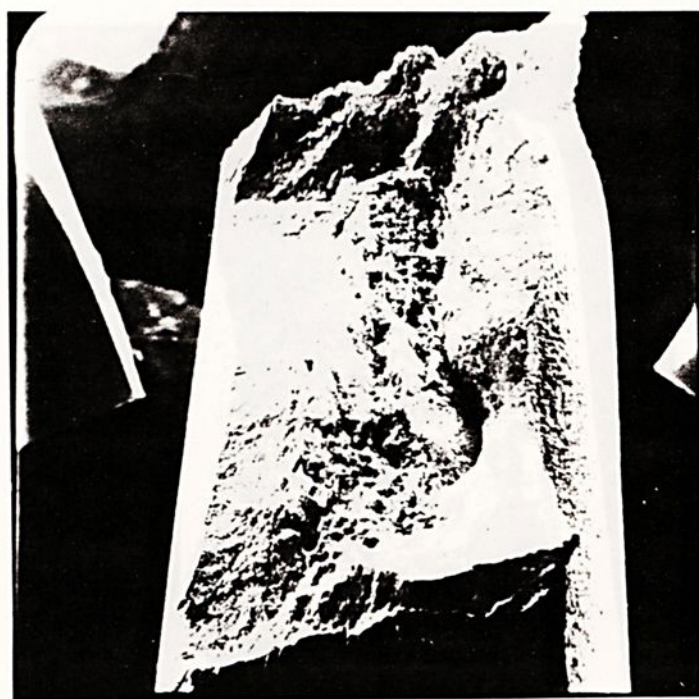


FIGURA 4.37 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 80°C por 18×10^2 segundos. Aspecto macroscópico de fratura dúctil - deformações e superfície irregular. MEV - 28 x.

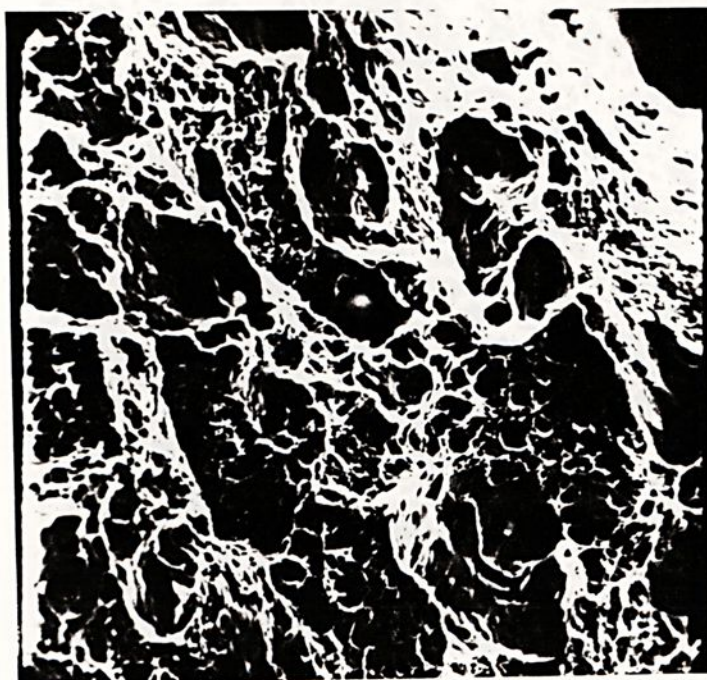


FIGURA 4.38 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 80°C por 18×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura dúctil - superfície repleta de dimples. Presença de inclusões. MEV - 1360 x.

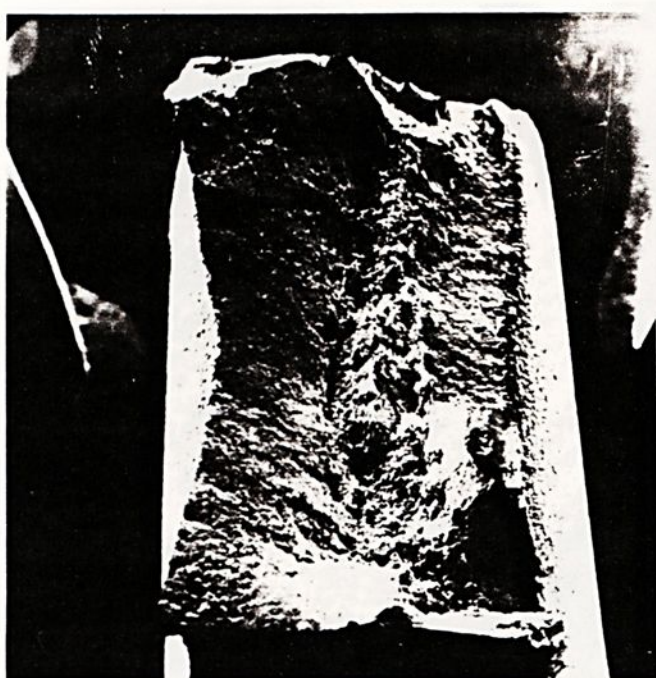


FIGURA 4.39 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 80°C por 864×10^2 segundos. Aspecto macroscópico de fratura dúctil - deformações e superfície irregular. MEV - 27 x.

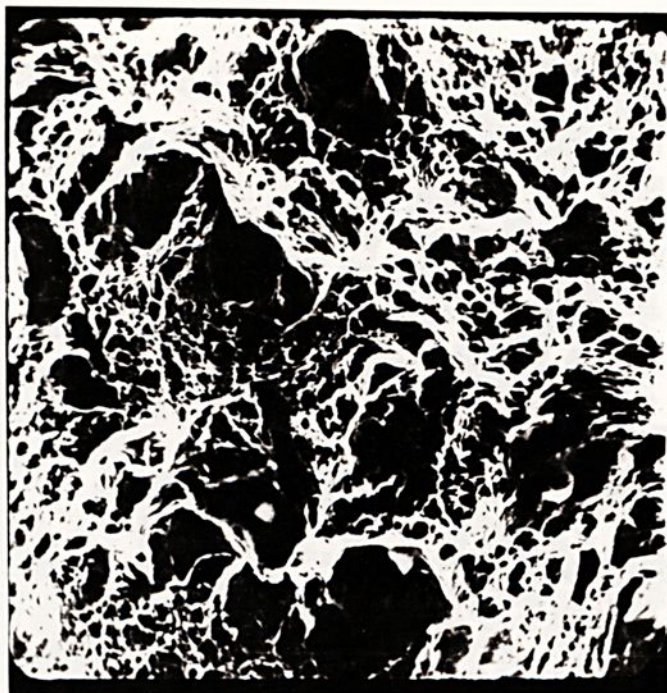


FIGURA 4.40 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à 80°C por 864×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura dúctil - pequenos e grandes dimples. Presença de inclusões. MEV - 1440 x.



FIGURA 4.41 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à 150°C por 3×10^2 segundos. Pouca redução de área, alguma irregularidade na superfície. MEV - 28 x.



FIGURA 4.42 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura de 150°C por 3×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura dútil - predominância de dimples. Existência de pequenas inclusões. MEV - 1400 x.



FIGURA 4.43 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura de 150°C por 9×10^2 segundos. Pouca redução de área, certa irregularidade na superfície. MEV - 28 x.

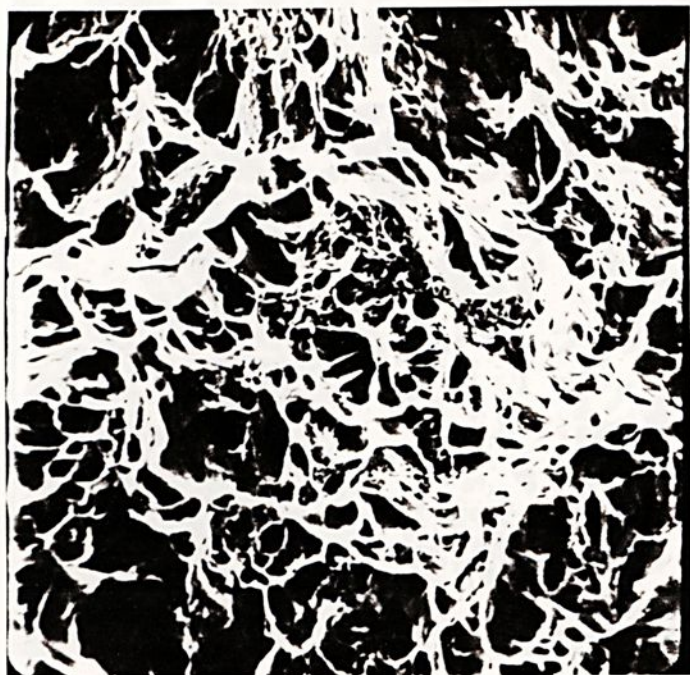


FIGURA 4.44 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura de 150°C por 9×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura mista com predominância de dimples. MEV - 1400 x.

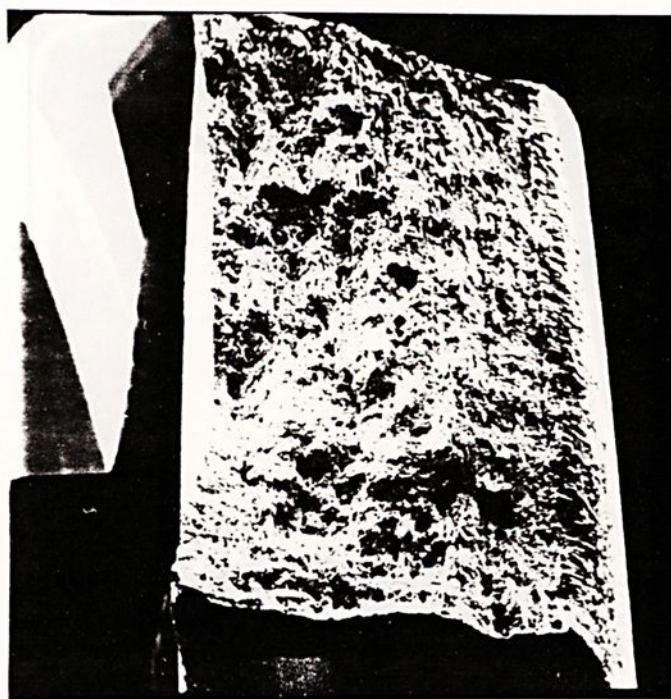


FIGURA 4.45 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura de 150°C por 864×10^2 segundos. Pouca inclinação e redução de área, com irregularidades na superfície. MEV - 29 x.



FIGURA 4.46 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura de 150°C por 864×10^2 segundos. Aspectos microestruturais de fratura mista com predominância de dimples. Presença de pequenas inclusões. MEV - 1440 X.



FIGURA 4.47 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à temperatura de 150°C por 3×10^2 segundos. Aparência de fratura dúctil, superfície irregular. MEV - 28 X.



FIGURA 4.48 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à temperatura de 150°C por 3×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura dúctil - superfície repleta de dimples. Presença de inclusões. MEV - 1470 x.



FIGURA 4.49 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à temperatura de 150°C por 9×10^2 segundos. Aparência de fratura dúctil - grande redução de área, deformações e superfície irregular. MEV - 29 x.

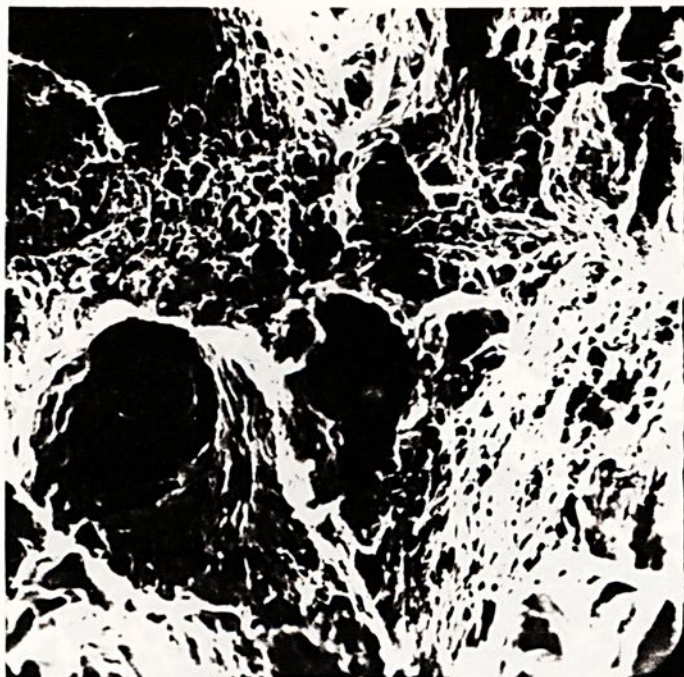


FIGURA 4.50 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado envelhecido à temperatura de 150°C por 9×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura dúctil - muitos dimples pequenos e poucos grandes. Presença de inclusões. MEV - 1400 x.



FIGURA 4.51 - Superfície de fratura do aço microligado envelhecido à temperatura de 150°C por 864×10^2 segundos. Apresenta certa deformação, superfície irregular. MEV - 28 x.



FIGURA 4.52 - Superfície de fratura do aço microligado envelhecido à 150°C por 864×10^2 segundos. Micromecanismo de fratura dúctil - superfície repleta de dimples. Presença de precipitados. MEV - 1450 x.

As últimas fotografia apresentadas nesta seção visam mostrar algum detalhes que foram observados e registrados na microestrutura dos aços estudados, como trincas, coalescimento de vazios e inclusões junto aos dimples.

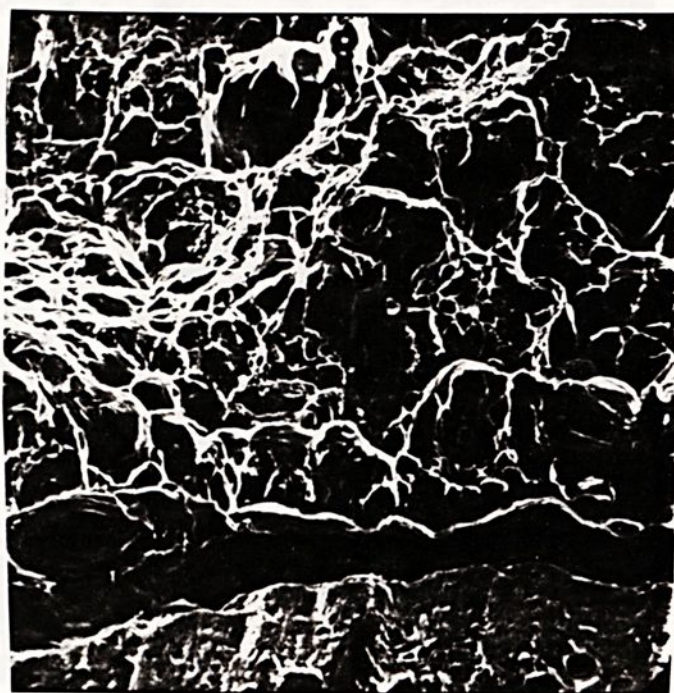


FIGURA 4.53 - Superfície de fratura do aço bifásico ao carbono, envelhecido à temperatura ambiente por 72×10^2 segundos. Trinca na região central da seção transversal do corpo de prova. MEV - 1150 x.



FIGURA 4.54 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado pré-deformado, sem envelhecimento. Trinca na região central da seção transversal do corpo de prova. MEV - 670 x.

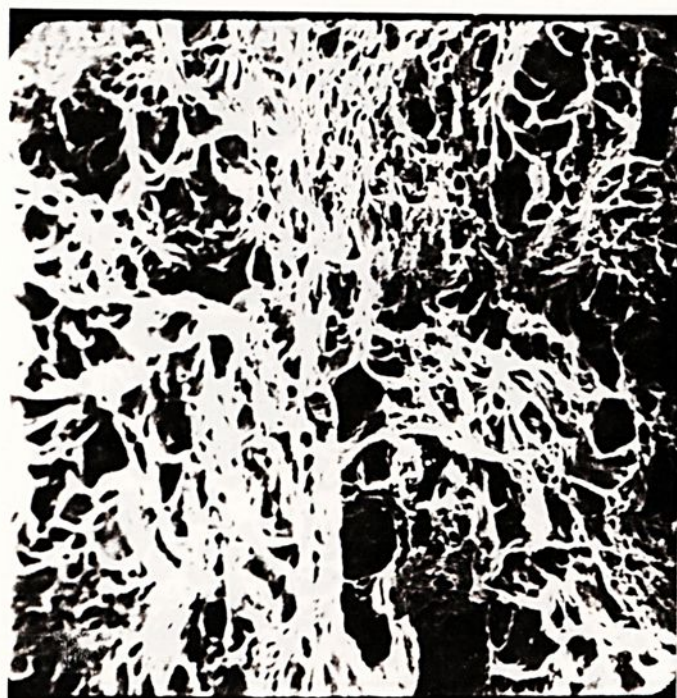


FIGURA 4.55 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado, envelhecido à temperatura ambiente por 72×10^3 segundos. Região central da seção transversal do corpo de prova - ocorrência de coalescimento de vazios. MEV - 1400 x.



FIGURA 4.56 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado envelhecido à temperatura ambiente por 2.160×10^2 segundos. Detalhe de inclusões. MEV - 3000 x.

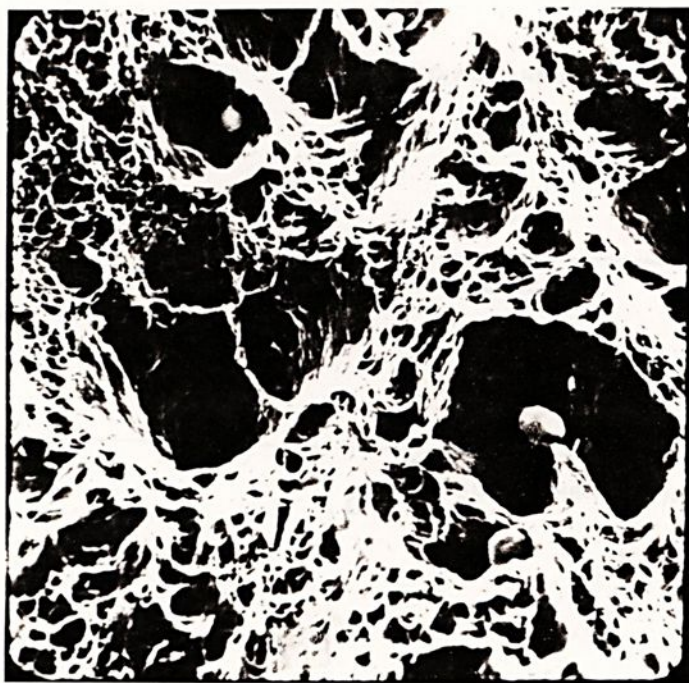


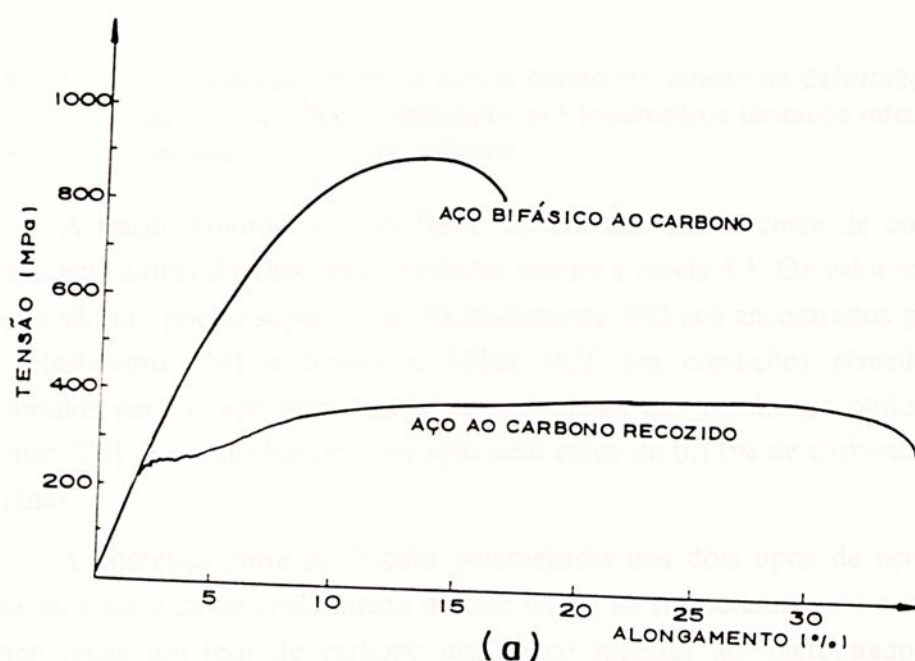
FIGURA 4.57 - Superfície de fratura do aço bifásico microligado envelhecido à temperatura ambiente por 21.600×10^2 segundos. Detalhe de inclusões. MEV - 3000 x.

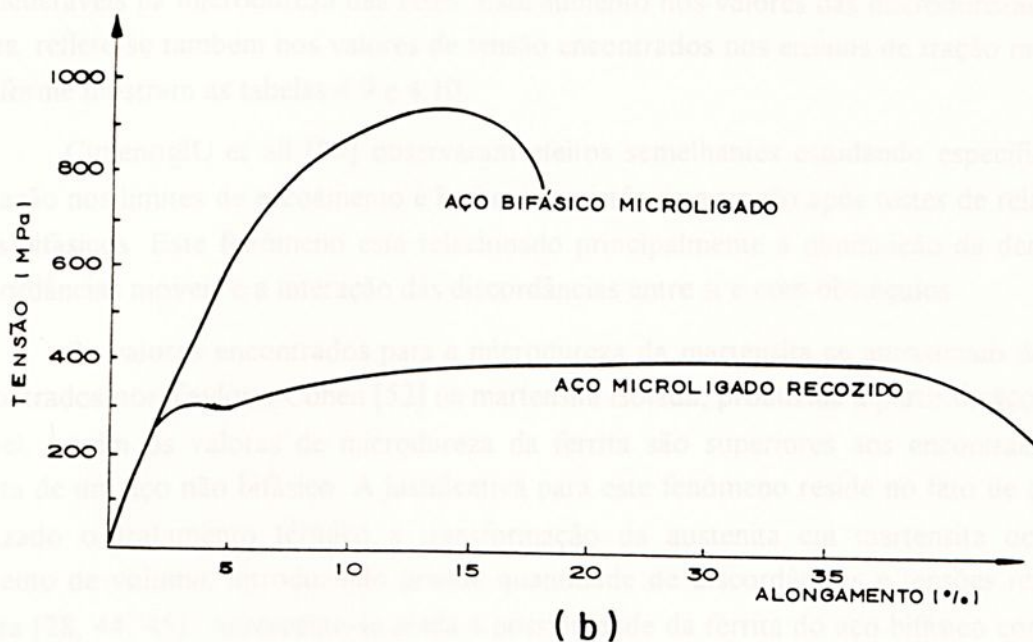
TÍTULO 5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

"Os fatos, em si mesmos, não oferecem sua própria iluminação. O problema científico central, portanto, é claramente o problema da interpretação".

(Prescotty Lecky)

As microestruturas produzidas e as propriedades encontradas se assemelham às características típicas dos aços bifásicos e de acordo com diversos outros autores [8, 9, 28, 46]. Nos aços bifásicos produzidos, comparados às estruturas ferrítico-perlíticas originais, nota-se a supressão do limite de escoamento descontínuo, elevação dos limites de resistência, redução na ductilidade e alto grau de encruamento, principalmente no primeiro estágio do mesmo. As figuras 5.1 (a) e (b) ilustram a alteração nas propriedades mecânicas dos aços após o tratamento térmico intercrítico.





(b)

FIGURA 5.1 - Comparação entre as curvas tensão em função da deformação tradicionais dos aços recozidos e submetidos aos tratamentos térmicos intercríticos: (a) aço ao carbono, (b) aço microligado.

A fração volumétrica das fases, determinada pela técnica de contagem de pontos, resultou em valores diferenciados conforme mostra a tabela 4.1. Os valores obtidos para o aço carbono são um pouco superior (aproximadamente 5%) aos encontrados por Cribb e Rigsbee [44], Hashimoto [28] e Speich e Miller [62], em condições semelhantes. Os valores encontrados para o aço microligado se aproximam dos resultados obtidos por Ballinger e Gladman [29] que trabalharam com aços com cerca de 0,11% de carbono, contendo vanádio ou titânio.

A diferença entre as frações volumétricas dos dois tipos de aços está associada à nucleação e cinética de crescimento da fase ferrita na temperatura intercrítica. Embora o aço carbono tenha um teor de carbono um pouco superior ao microligado, a nucleação e o crescimento da fase ferrítica são mais rápidos. Ambos tipos de aços ficaram na temperatura intercrítica por 15 minutos, porém devido a presença de diversificados elementos de liga no aço microligado, o tempo de permanência foi insuficiente para a formação de quantidade equivalente da ferrita encontrada no aço ao carbono. Em decorrência deste fato a dureza da fase martensítica tornou-se um pouco inferior no aço microligado, pois como a fração volumétrica de martensita aumentou, a concentração de carbono na fase diminuiu, diminuindo consequentemente a sua dureza [28]. Este aspecto pode ser observado nas tabelas 4.3 e 4.4 para a fase martensita no aço não pré-deformado. Estas mesmas tabelas revelam também que a

aplicação da pré-deformação de 10% acima do limite de escoamento provocou aumentos consideráveis na microdureza das fases. Este aumento nos valores das microdurezas de ambas fases, reflete-se também nos valores de tensão encontrados nos ensaios de tração monotônica, conforme mostram as tabelas 4.9 e 4.10.

Cimenoglu et al [80] observaram efeitos semelhantes estudando especificamente a variação nos limites de escoamento e limite de resistência à tração após testes de relaxação em aços bifásicos. Este fenômeno está relacionado principalmente à diminuição da densidade de discordâncias móveis e a interação das discordâncias entre si e com obstáculos.

Os valores encontrados para a microdureza da martensita se aproximam dos valores encontrados por Taylor e Cohen [52] na martensita isolada, produzida a partir de aço contendo níquel, porém os valores de microdureza da ferrita são superiores aos encontrados para a ferrita de um aço não bifásico. A justificativa para este fenômeno reside no fato de que ao ser realizado o tratamento térmico a transformação da austenita em martensita ocorre com aumento de volume, introduzindo grande quantidade de discordâncias e tensões residuais na ferrita [28, 44, 45]. Acrescente-se ainda a possibilidade da ferrita do aço bifásico conter maior teor de carbono que a ferrita do aço normalizado. Estes dois fatores contribuem para a elevação da microdureza constatada.

Os dados obtidos neste trabalho relativos ao limite de escoamento comprovam que o tratamento de envelhecimento, para todos os tempos e temperaturas estudados, provocam alterações, aumentando o limite de escoamento. Vários pesquisadores [15, 16, 36, 51, 80] consideram as mudanças sofridas neste limite como o principal referencial para a análise do envelhecimento nos aços bifásicos. Neste trabalho foi constatado inclusive o envelhecimento do aço bifásico, pré-deformado, à temperatura ambiente. Chang e Davies [15, 17] também notaram este efeito para o aço bifásico pré-deformado, enquanto Jardim et al [19] trabalhando com aços bifásicos sem pré-deformação concluíram que estes não são envelhecíveis à temperatura ambiente.

As figuras 5.2, 5.3 e 5.4 fornecem a variação do limite de escoamento com o aumento do tempo de envelhecimento, para ambos aços, para as três temperaturas estudadas. As figuras 5.5 e 5.6 mostram para cada tipo de aço a alteração do limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento para as três temperaturas estudadas. Observando-se as figuras pode-se constatar que o envelhecimento à temperatura ambiente ocorre mais lentamente atingindo um valor máximo para o limite de escoamento em torno de 2160×10^2 segundos para o aço ao carbono e 21.600×10^2 segundos para o aço microligado. Esta diferença sugere uma velocidade de difusão dos átomos intersticiais de carbono menor no aço microligado. Os valores máximos do limite de escoamento para as temperaturas de 80°C e 150°C foram observados nos aços bifásicos ao carbono e microligado respectivamente para os tempos de 9×10^2 segundos e 18×10^2 segundos. Este fato deixa claro a influência da temperatura de envelhecimento: as temperaturas de 80°C e 150°C aceleram o processo de envelhecimento.



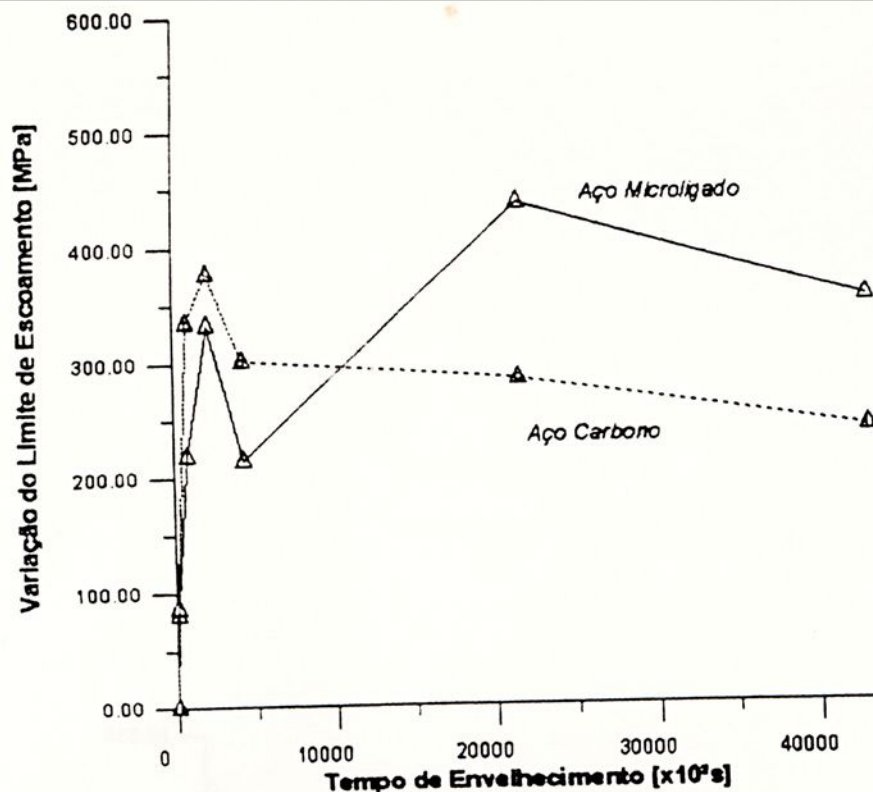


FIGURA 5.2 - Variação do limite de escoamento dos aços bifásicos ao carbono e microligado em função do tempo de envelhecimento à temperatura ambiente

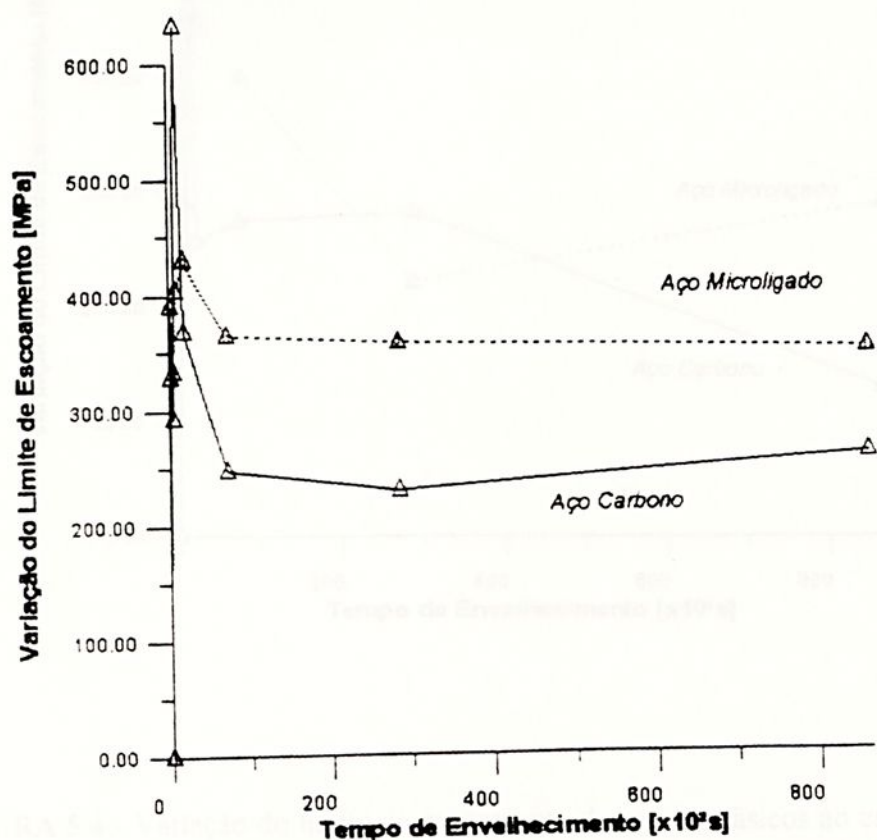


FIGURA 5.3 - Variação do limite de escoamento dos aços bifásicos ao carbono e microligado em função do tempo de envelhecimento à temperatura de 80°C.

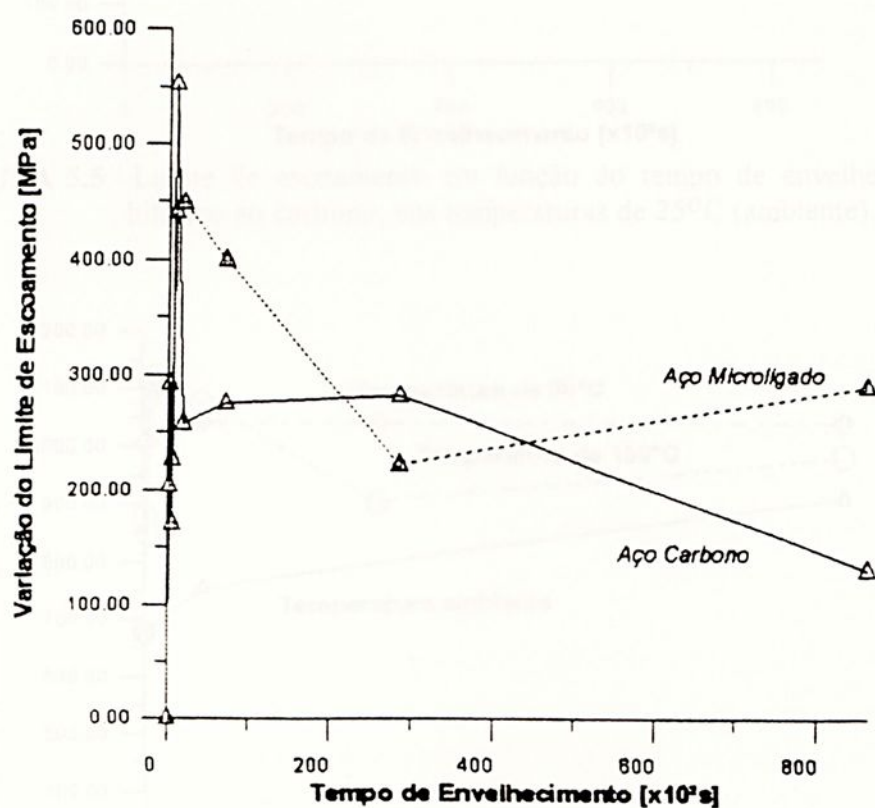


FIGURA 5.4 - Variação do limite de escoamento dos aços bifásicos ao carbono e microligado em função do tempo de envelhecimento à temperatura de 150°C.

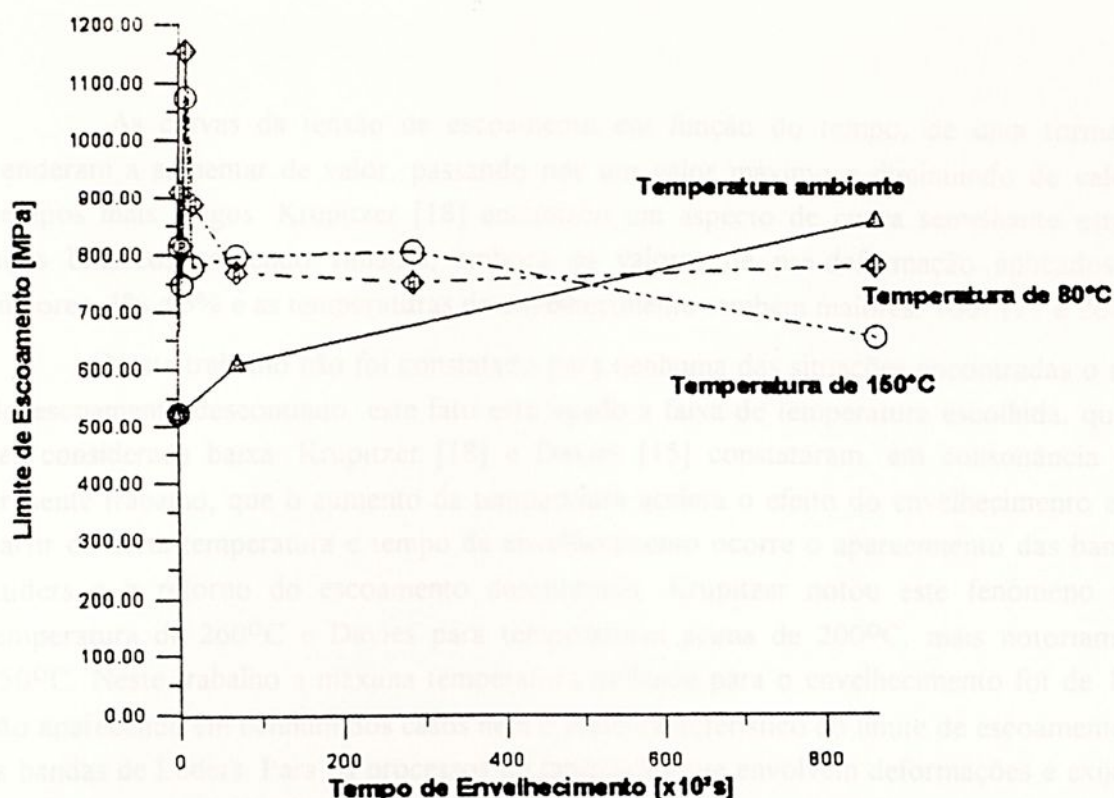


FIGURA 5.5 - Limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento para o aço bifásico ao carbono, nas temperaturas de 25°C (ambiente), 80°C e 150°C.

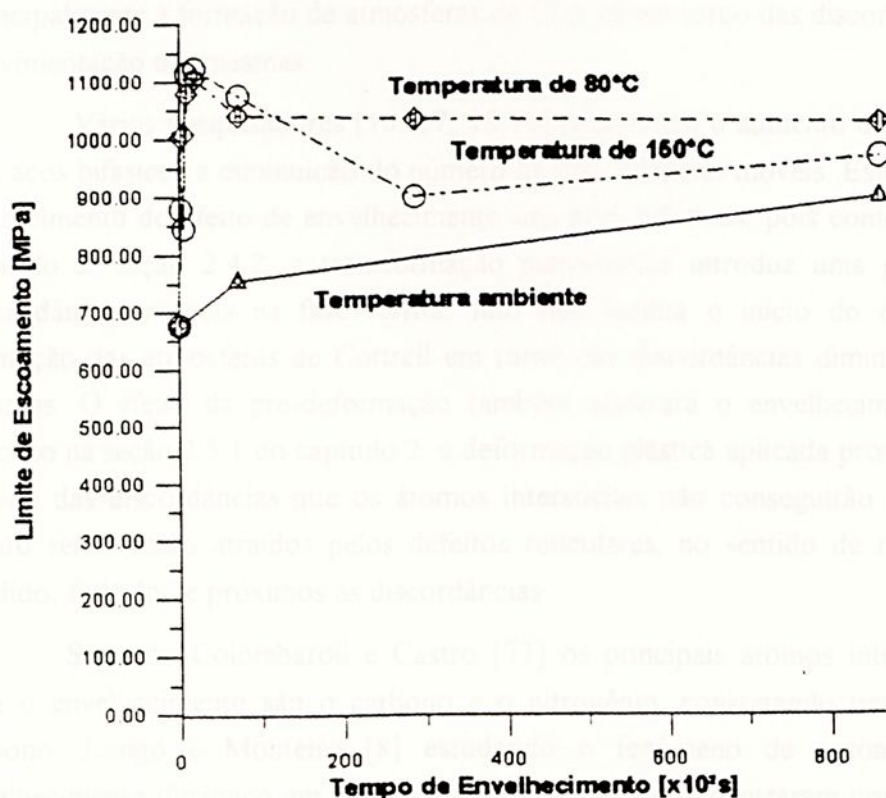


FIGURA 5.6 - Limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento para o aço bifásico microligado, nas temperaturas de 25°C. (ambiente), 80°C e 150°C.

As curvas da tensão de escoamento em função do tempo, de uma forma geral, tenderam a aumentar de valor, passando por um valor máximo e diminuindo de valor para tempos mais longos. Krupitzer [18] encontrou um aspecto de curva semelhante estudando aços bifásicos contendo vanádio, embora os valores de pré-deformação aplicados sejam maiores, 1% e 5% e as temperaturas de envelhecimento também maiores, 100, 177 e 260°C.

Neste trabalho não foi constatado para nenhuma das situações encontradas o retorno do escoamento descontínuo, este fato está ligado à faixa de temperatura escolhida, que pode ser considerada baixa. Krupitzer [18] e Davies [15] constataram, em consonância com o presente trabalho, que o aumento da temperatura acelera o efeito do envelhecimento e que a partir de certa temperatura e tempo de envelhecimento ocorre o aparecimento das bandas de Lüders e o retorno do escoamento descontínuo, Krupitzer notou este fenômeno para a temperatura de 260°C e Davies para temperaturas acima de 200°C, mais notoriamente à 350°C. Neste trabalho a máxima temperatura utilizada para o envelhecimento foi de 150°C, não aparecendo em nenhum dos casos nem o platô característico do limite de escoamento, nem as bandas de Lüders. Para os processos de fabricação que envolvem deformações e exijam um bom acabamento superficial o escoamento contínuo é um fato desejável.

Segundo Chang [17] o fenômeno do aumento na tensão de escoamento devido ao envelhecimento à temperaturas abaixo de 225°C, como é o caso deste trabalho, está associado principalmente à formação de atmosferas de Cottrell em torno das discordâncias, dificultando a movimentação das mesmas.

Vários pesquisadores [16, 17, 18,36] relacionam o aumento do limite de escoamento nos aços bifásicos à diminuição do número de discordâncias móveis. Este fato explica o rápido aparecimento do efeito de envelhecimento nos aços bifásicos, pois como já foi explicitado no capítulo 2, seção 2.4.2, a transformação martensítica introduz uma grande quantidade de discordâncias móveis na fase ferrita, fato que facilita o início do escoamento, porém a formação das atmosferas de Cottrell em torno das discordâncias diminuirá a mobilidade das mesmas. O efeito da pré-deformação também acelerará o envelhecimento, pois, conforme descrito na seção 2.5.1 do capítulo 2, a deformação plástica aplicada provocará um movimento brusco das discordâncias que os átomos intersticiais não conseguirão seguir, os átomos de soluto serão então atraídos pelos defeitos reticulares, no sentido de readquirir o equilíbrio perdido, fixando-se próximos às discordâncias.

Segundo Colombaroli e Castro [73] os principais átomos intersticiais relacionados com o envelhecimento são o carbono e o nitrogênio, constatando um efeito maior para o carbono. Longo e Monteiro [8] estudando o fenômeno de escoamento associado ao envelhecimento dinâmico em aços bifásicos ao carbono encontraram uma energia de ativação para o processo próximo à correspondente da difusão do carbono na ferrita. Davies [15], Himmel et al [18] estudando envelhecimento de aços bifásicos contendo elementos de liga, inclusive o vanádio encontraram para o processo energia de ativação de cerca de 80 kJ/mol para baixas temperaturas, de 50 a 100°C., compatível com a difusão do carbono ou nitrogênio



no ferro α , o que corrobora a proposição de Colombaroli e Castro, e uma energia de ativação de cerca de 130 kJ/mol para temperaturas mais elevadas, de 150 a 200⁰C. Davies atribui esta elevação da energia de ativação à interação de átomos de carbono em conglomerados de átomos de vanádio da matriz.

Observando a figura 5.7 e associando aos trabalhos citados no parágrafo anterior pode-se visualizar que a variação no limite de escoamento são maiores no aço microligado. Conclui-se que o principal responsável pela ação do envelhecimento no aço bifásico ao carbono são os átomos intersticiais de carbono, enquanto no aço bifásico microligado há a presença também do nitrogênio e de elementos fortemente formadores de carbonetos como vanádio, o molibidênio e o cromo. Até cerca de 4.320×10^2 segundos as curvas dos dois aços tem um aspecto semelhante, porém para o tempo de 21.600×10^2 segundos o aço microligado apresenta uma espécie de endurecimento secundário. Os valores mais altos observados para o limite de escoamento do aço microligado, figura 5.7, estão relacionados também ao tamanho dos grãos, pois devido a presença de elementos microligantes, os grãos constituintes são significativamente menores que os presentes no aço bifásico ao carbono, aumentando portanto os obstáculos representados pelos contornos de grãos e o valor da tensão necessária para o escoamento [82]. A diminuição no tamanho dos grãos do aço microligado refletirá também em aumento nos valores do limite de resistência.

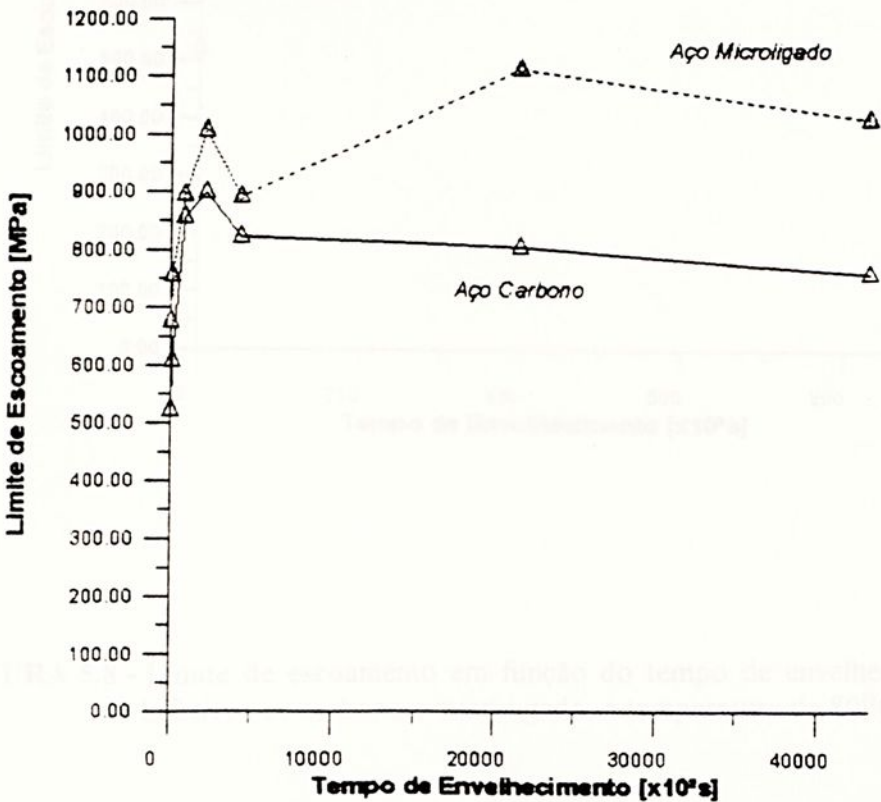


FIGURA 5.7 - Limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento para os aços bifásicos ao carbono e microligado à temperatura ambiente.



Os gráficos das figuras 5.8, 5.8.a, 5.9 e 5.9.a permitem analisar as mudanças ocorridas no limite de escoamento para as temperaturas de 80 a 150°C. A tendência das curvas são semelhantes a da figura 5.7, porém ocorrendo as variações com tempos bem menores que os observados à temperatura ambiente, havendo uma elevação até um valor máximo de tensão, uma queda posterior e uma certa estabilidade para tempos mais longos.

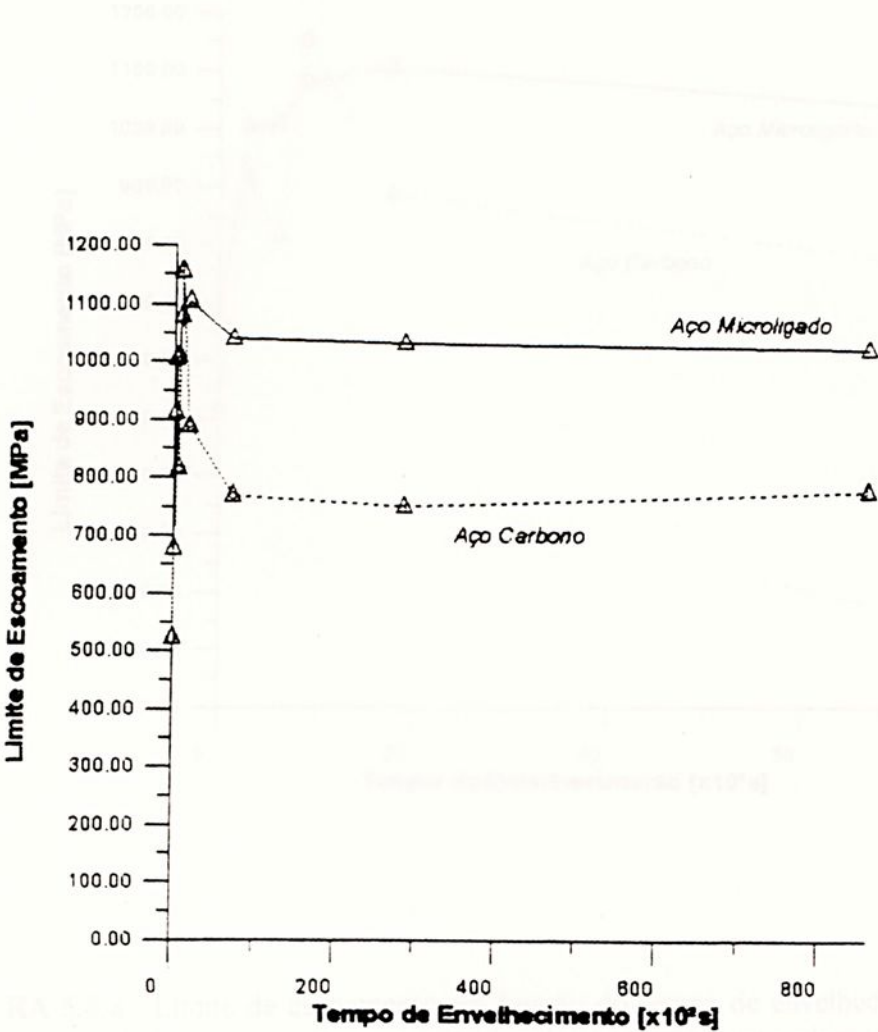


FIGURA 5.8 - Limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento para os aços bifásicos ao carbono e microligado, à temperatura de 80°C.

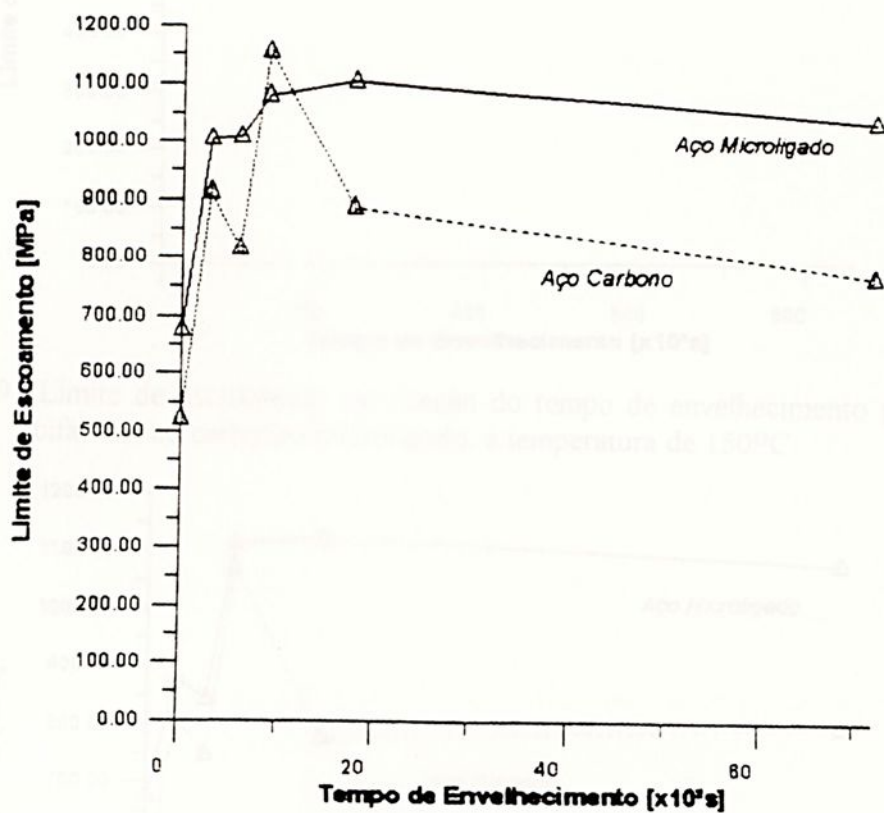


FIGURA 5.8.a - Limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento para os aços bifásicos ao carbono e microligado, à temperatura ambiente, até o tempo de 72×10^2 segundos.

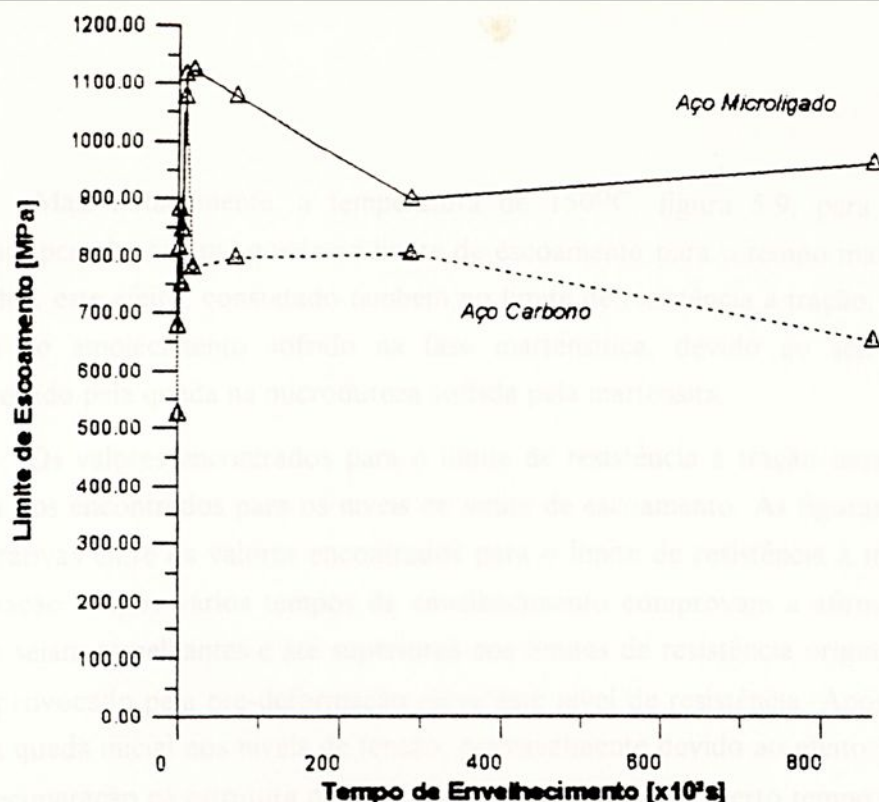


FIGURA 5.9 - Limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento para os aços bifásicos ao carbono e microligado, à temperatura de 150°C.

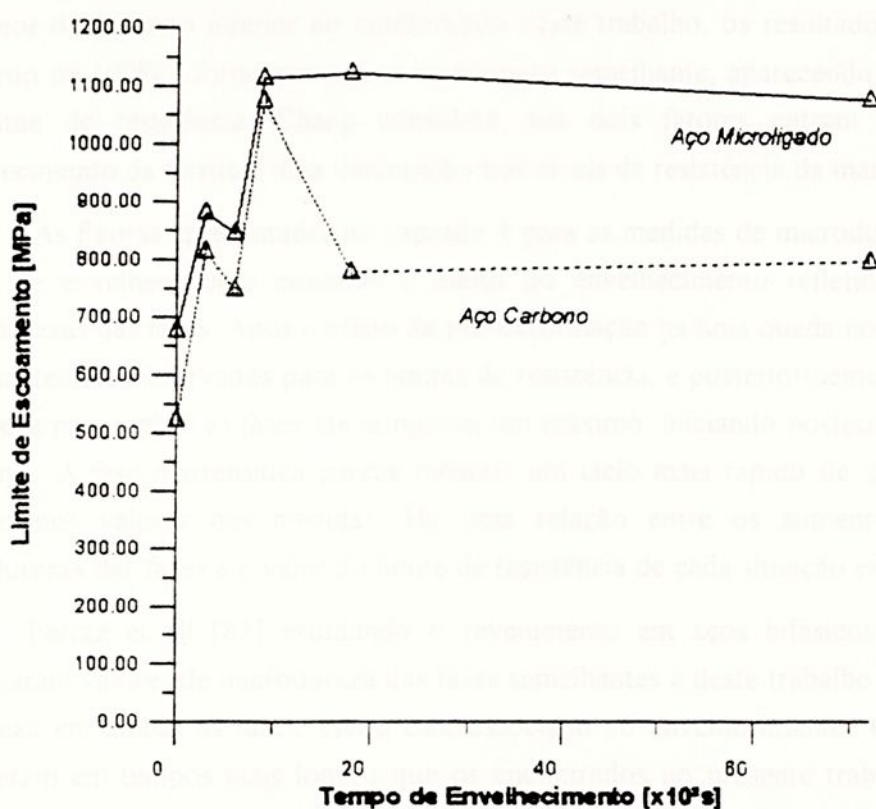


FIGURA 5.9.a - Limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento para os aços bifásicos e microligado, nas temperaturas de 150°C, até o tempo de 72×10^2 segundos.

Para os tempos de 3×10^2 segundos ou 6×10^2 segundos, nas temperaturas de envelhecimento de 80 e 150°C, nota-se um fenômeno interessante, ocorre uma certa queda no limite de escoamento. Este efeito está possivelmente associado a dois fatores: a relaxação logo após a pré-deformação e ao efeito Bauschinger [82], pois como a estrutura é bifásica deverá ocorrer um efeito de compressão entre as fases.

Mais notadamente, à temperatura de 150°C, figura 5.9, para o aço bifásico ao carbono, percebe-se uma queda no limite de escoamento para o tempo mais longo, 864×10^2 segundos, este efeito, constatado também no limite de resistência à tração, pode ser explicado devido ao amolecimento sofrido na fase martensítica, devido ao seu revenimento, fato corroborado pela queda na microdureza sofrida pela martensita.

Os valores encontrados para o limite de resistência à tração mostram uma situação diversa dos encontrados para os níveis de limite de escoamento. As figuras 5.10, 5.11 e 5.12, comparativas entre os valores encontrados para o limite de resistência à tração antes da pré-deformação e após vários tempos de envelhecimento comprovam a afirmação. Embora estes valores sejam semelhantes e até superiores aos limites de resistência originais, o encruamento inicial provocado pela pré-deformação eleva este nível de resistência. Após o envelhecimento há uma queda inicial nos níveis de tensão, provavelmente devido ao efeito Bauschinger e uma certa recuperação na estrutura de discordâncias, para após um certo tempo ser então notado o efeito de envelhecimento. Pode-se dizer que ocorreu inicialmente uma variação negativa nos níveis de resistência. Embora Chang [17] tenha estudado o envelhecimento para aços bifásicos com teor de carbono inferior ao apresentado neste trabalho, os resultados, para temperatura em torno de 100°C, fornecem curvas de formato semelhante, aparecendo variações negativas no limite de resistência. Chang considera que dois fatores entram em competição: o envelhecimento da ferrita e uma diminuição nos níveis de resistência da martensita.

As figuras apresentadas no capítulo 4 para as medidas de microdurezas em função do tempo de envelhecimento mostram o efeito do envelhecimento refletidos nas medidas de microdurezas das fases. Após o efeito da pré-deformação há uma queda nos valores de dureza, semelhantes aos observados para os limites de resistência, e posteriormente inicia-se o aumento de dureza para ambas as fases até atingirem um máximo, iniciando posteriormente uma queda gradativa. A fase martensítica parece mostrar um ciclo mais rápido de aumento e início do declínio nos valores das medidas. Há uma relação entre os aumentos observados nas microdurezas das fases e o valor do limite de resistência de cada situação estudada.

Ferraz et al [83] estudando o revenimento em aços bifásicos de baixo carbono encontraram valores de microdureza das fases semelhantes a deste trabalho e observaram picos de dureza em ambas as fases, efeito este associado ao envelhecimento. Os picos de dureza apareceram em tempos mais longos que os encontrados no presente trabalho, este fato está associado à pré-deformação aplicada nesta pesquisa.



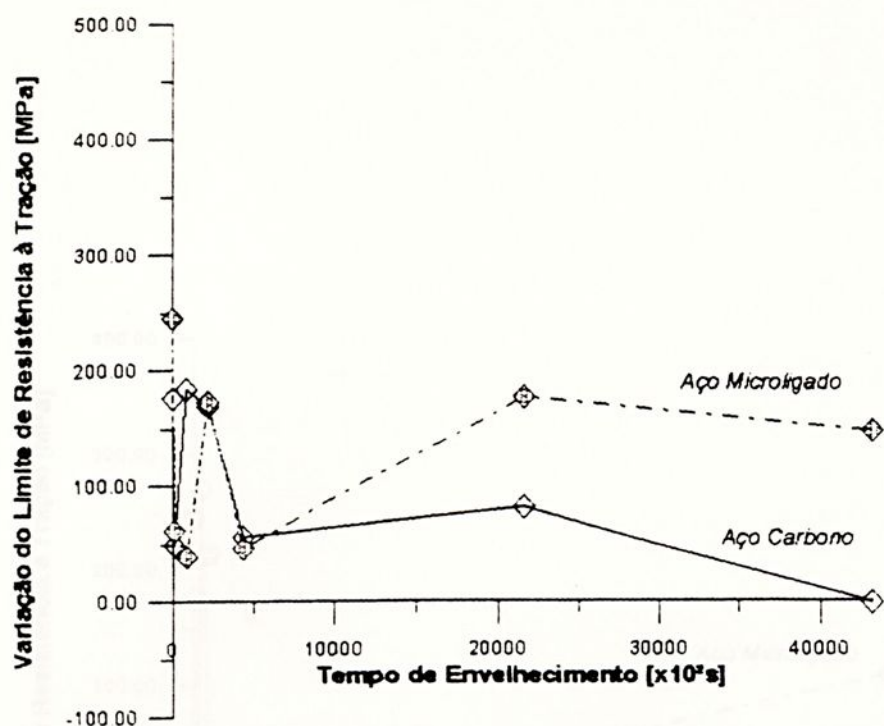


FIGURA 5.10 - Variação do limite de resistência à tração em função do tempo de envelhecimento, para os aços bifásicos ao carbono e microligado, à temperatura de 25°C (ambiente)

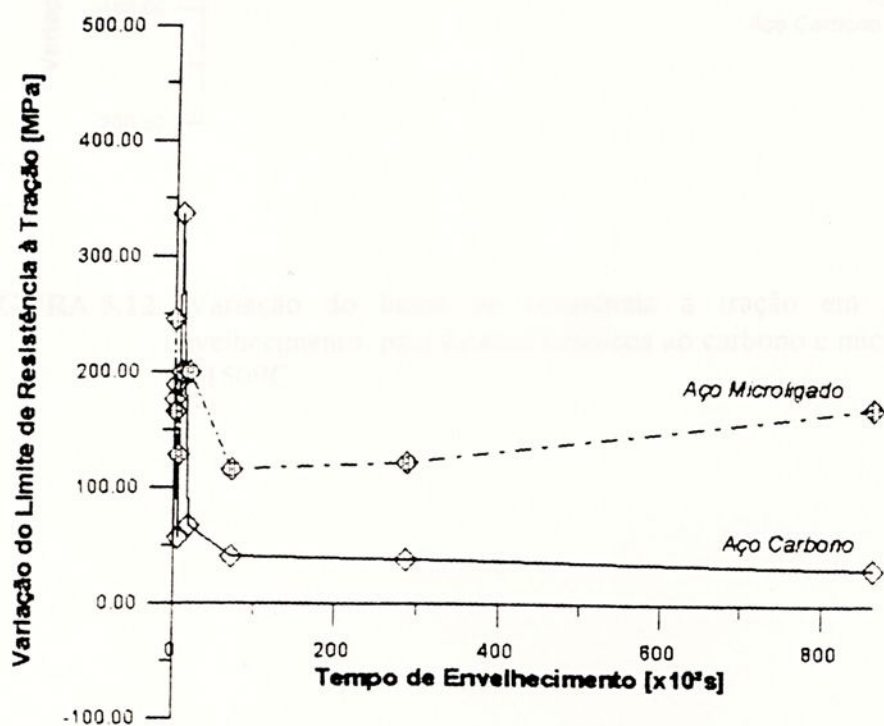


FIGURA 5.11 - Variação do limite de resistência à tração em função do tempo de envelhecimento, para os aços bifásicos ao carbono e microligado, à temperatura de 80°C (ambiente)

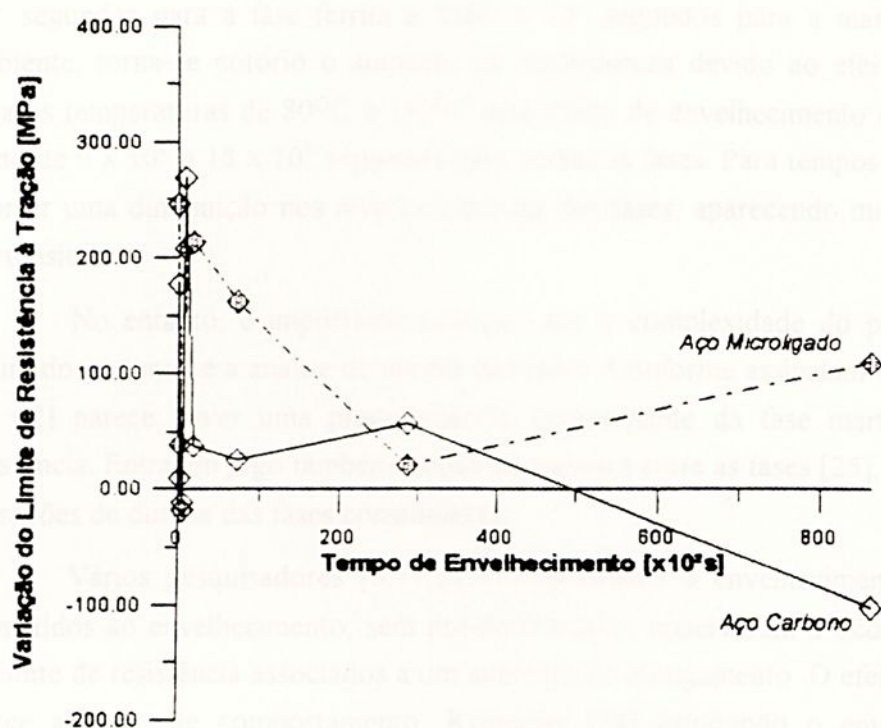


FIGURA 5.12 - Variação do limite de resistência à tração em função do tempo de envelhecimento, para os aços bifásicos ao carbono e microligado, à temperatura de 150°C

Os resultados das medidas de microdureza das fases podem portanto contribuir na elucidação do fenômeno. A pré-deformação aplicada propiciou um aumento nos valores de microdureza da fase ferrita e da fase martensítica. Após os primeiros tempos de envelhecimento ocorre uma diminuição na dureza de ambas fases e apenas em torno de 864×10^2 segundos para a fase ferrita e 2160×10^2 segundos para a martensita, à temperatura ambiente, torna-se notório o aumento da microdureza devido ao efeito do envelhecimento. Para as temperaturas de 80°C e 150°C este efeito de envelhecimento começa a aparecer em torno de 9×10^2 a 18×10^2 segundos para ambas as fases. Para tempos mais longos começa a ocorrer uma diminuição nos níveis de dureza das fases, aparecendo mais rapidamente para a martensita.

No entanto, é importante assinalar que a complexidade do processo não pode ser resumido puramente à análise de dureza das fases. Conforme assinalam vários autores [29, 44, 48, 62] parece haver uma predominância determinante da fase martensítica no limite de resistência. Entra em jogo também a ação sinérgica entre as fases [25], intimamente ligada às alterações de dureza das fases constituintes.

Vários pesquisadores [8,17,21,77] estudando o envelhecimento em aços bifásicos submetidos ao envelhecimento, sem pré-deformação, observaram a ocorrência de diminuição no limite de resistência associados a um aumento no alongamento. O efeito da pré-deformação parece alterar este comportamento. Krupitzer [18] estudando o envelhecimento de aços bifásicos submetidos a pré-deformação de 1 a 5% em tração, observou uma oscilação inicialmente positiva até cerca de 15 minutos e uma tendência de queda posterior nos valores do alongamento, para a temperatura de 100°C . Embora as condições deste trabalho não sejam idênticas, variação semelhante foi observada. Porém para maior compreensão do fenômeno dividiu-se as deformações em uniforme e pós-uniforme, sendo a pós-uniforme aquela que aparece após a tensão máxima e o início do empescoçamento.

A tensão pós-uniforme está intimamente ligada com a relação entre as fases ferrita e martensita. Esta afirmação é confirmada ao observar as reduções de área de cada situação, demonstradas comparativamente nas figuras 5.13, 5.14, 5.15, 5.16, 5.17 e 5.18. Uma melhor ação entre as fases propicia um aumento na ductilidade, medido tanto pelo alongamento pós-uniforme como na redução de área. Neste aspecto o aço microligado apresenta níveis de ductilidade superior, que relaciona-se tanto com o refinamento de grãos como com a maior compatibilidade entre as fases. Observa-se também nestas figuras que existe uma certa associação entre o aumento das deformações pós-uniformes e o aumento da redução de área.



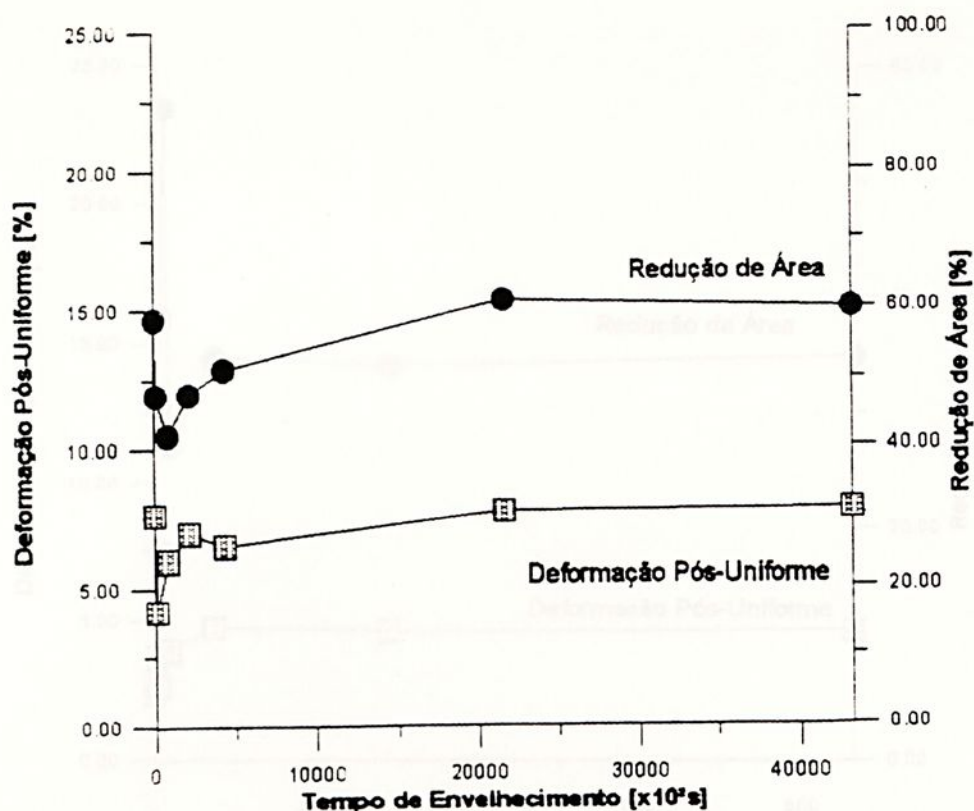


FIGURA 5.13 - Redução de área e deformação pós-uniforme do aço bifásico ao carbono em função do tempo de envelhecimento, à temperatura ambiente.

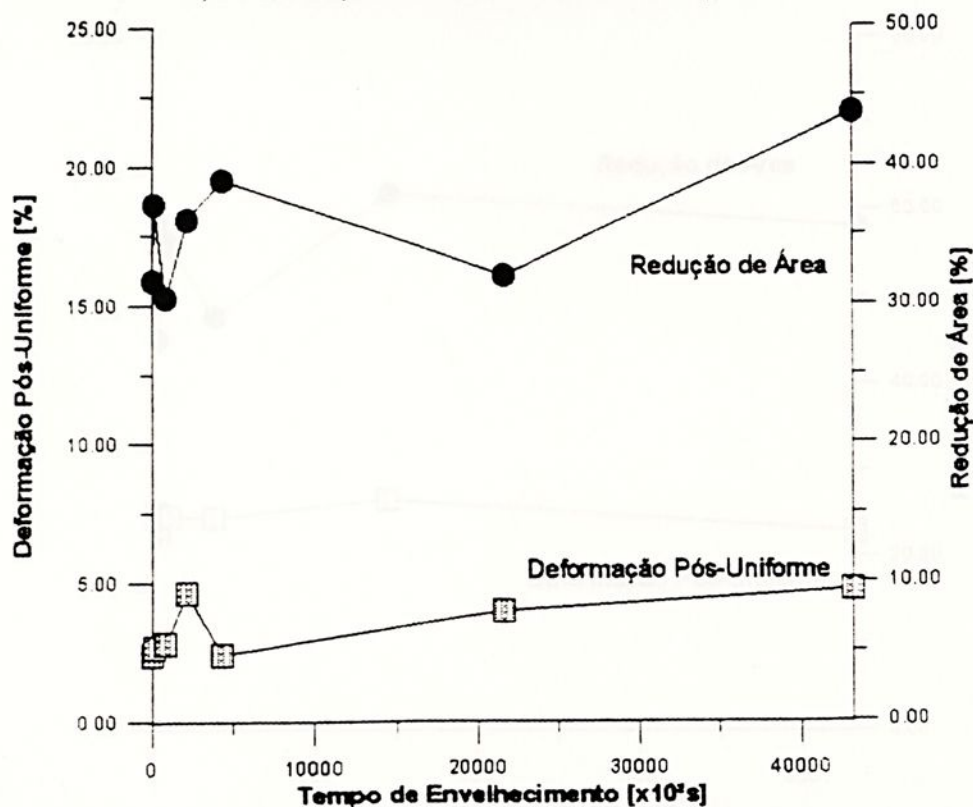


FIGURA 5.14 - Redução de área e deformação pós-uniforme do aço bitásico microligado em função do tempo de envelhecimento, à temperatura ambiente.

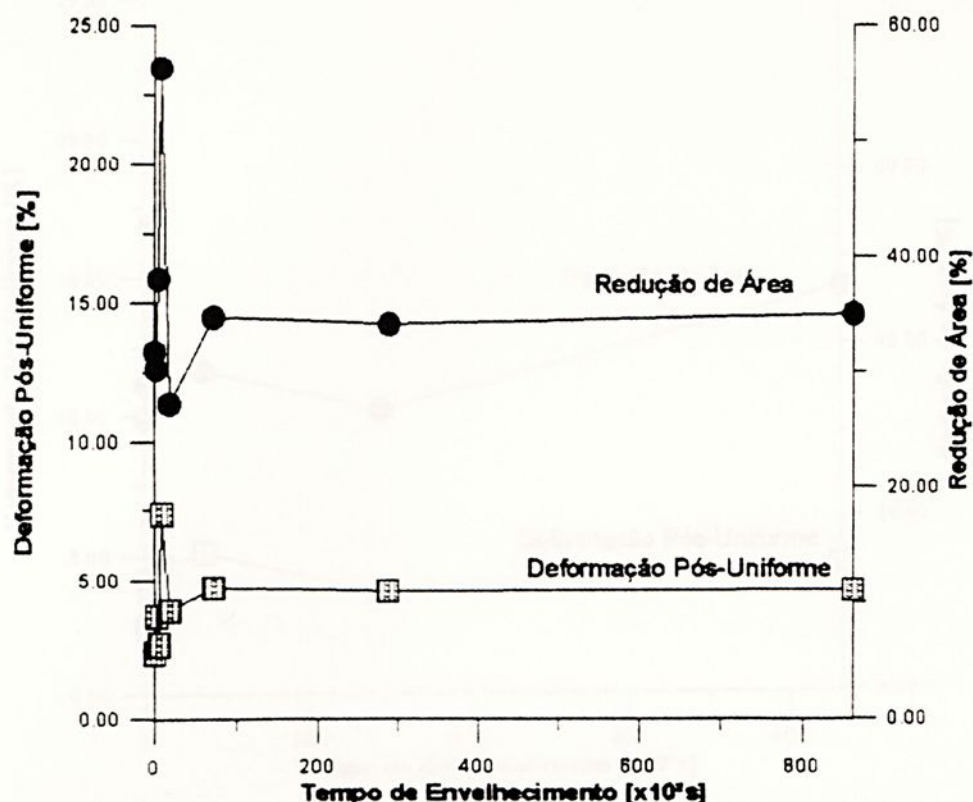


FIGURA 5.15 - Redução de área e deformação pós-uniforme do aço bifásico ao carbonito em função do tempo de envelhecimento, à temperatura de 80°C.

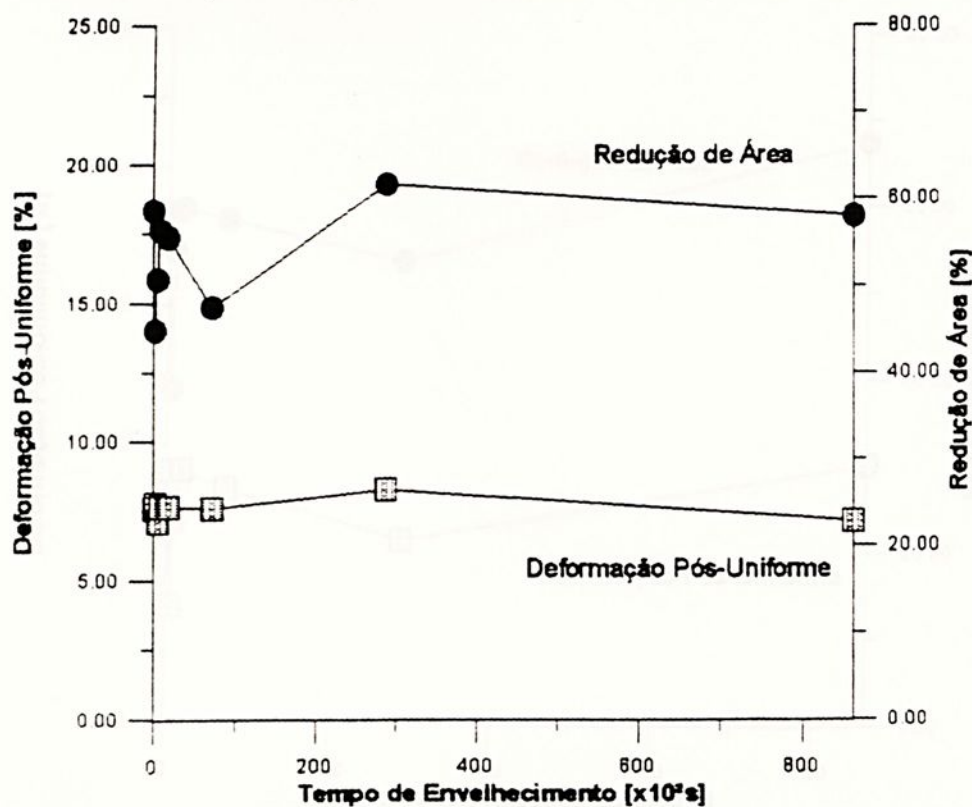


FIGURA 5.16 - Redução de área e deformação pós-uniforme do aço bifásico microligado em função do tempo de envelhecimento, à temperatura de 80°C.

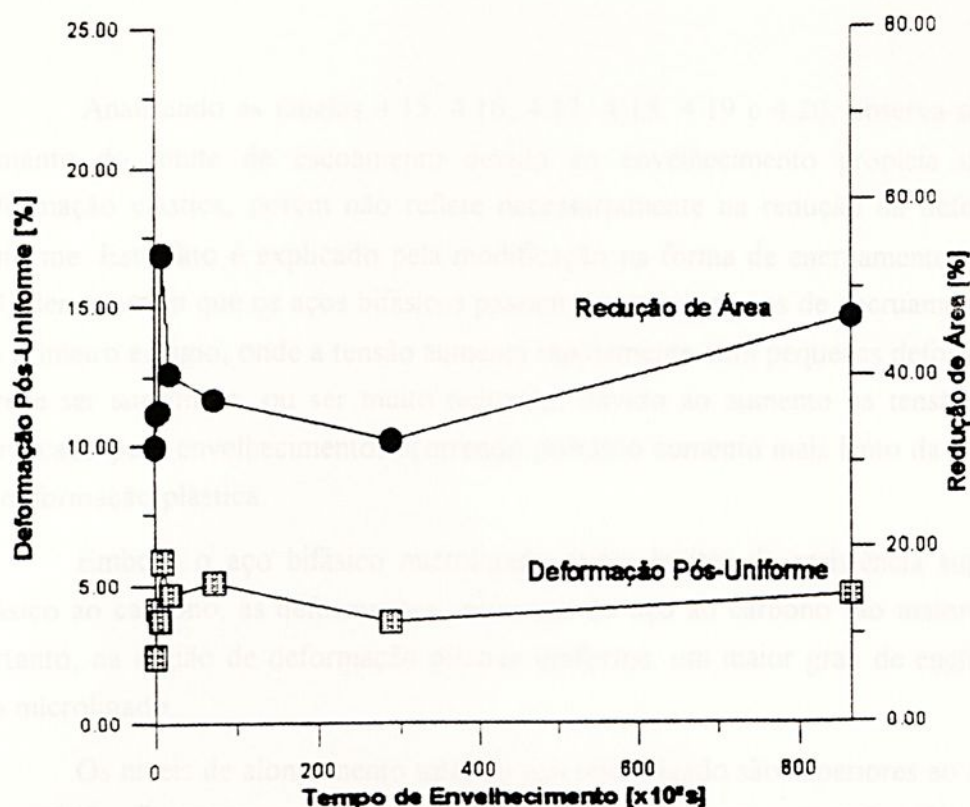


FIGURA 5.17 - Redução de área e deformação pós-unifome do aço bifásico ao carboníto em função do tempo de envelhecimento, à temperatura de 150°C.

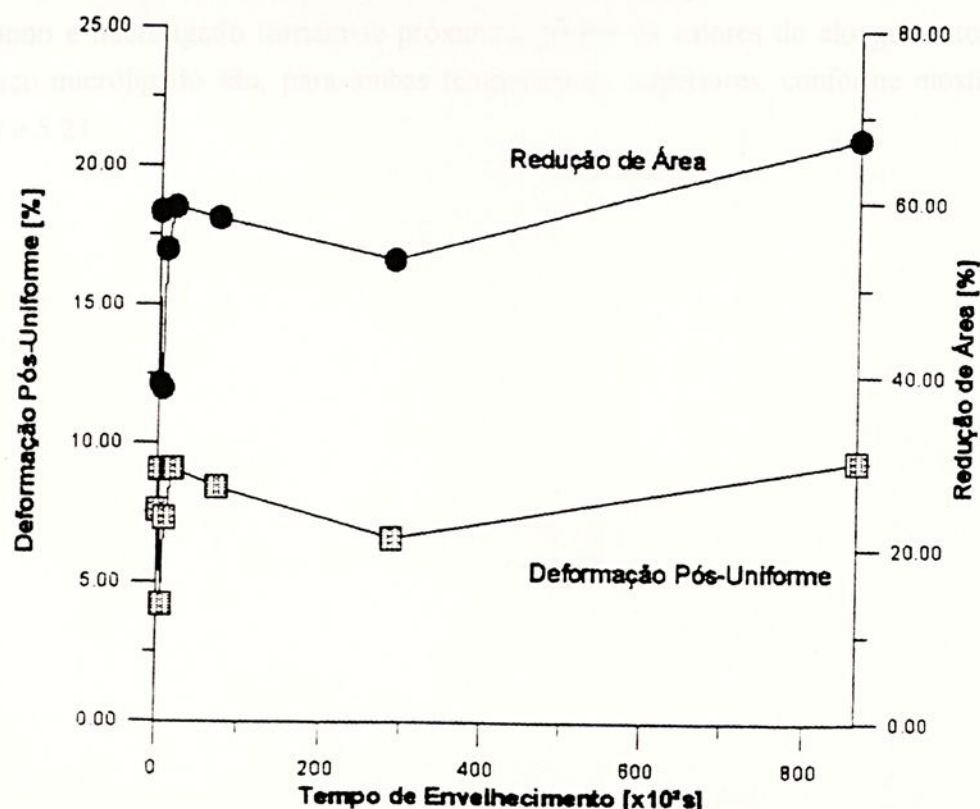


FIGURA 5.18 - Redução de área e deformação pós-unifome do aço bifásico microligado em função do tempo de envelhecimento, à temperatura de 150°C.

Analisando as tabelas 4.15, 4.16, 4.17, 4.18, 4.19 e 4.20, observa-se também que o aumento do limite de escoamento devido ao envelhecimento propicia um aumento na deformação elástica, porém não reflete necessariamente na redução da deformação plástica uniforme. Este fato é explicado pela modificação na forma de encruamento. Cribb e Rigsbee [44] demonstram que os aços bifásicos passam por três estágios de encruamento diferenciados e o primeiro estágio, onde a tensão aumenta rapidamente com pequenas deformações plásticas, parece ser suprimido, ou ser muito reduzido, devido ao aumento na tensão de escoamento provocado pelo envelhecimento, ocorrendo portanto aumento mais lento da tensão em função da deformação plástica.

Embora o aço bifásico microligado atinja limites de resistência superiores ao aço bifásico ao carbono, as deformações uniformes do aço ao carbono são maiores, tornando-se, portanto, na região de deformação plástica uniforme, um maior grau de encruamento para o aço microligado.

Os níveis de alongamento total do aço microligado são superiores ao aço ao carbono, na condição de temperatura ambiente, devido principalmente a contribuição do alongamento pós-uniforme, conforme pode-se observar na figura 5.19. Para a condição de envelhecimento às temperaturas de 80°C e 150°C os valores do alongamento total dos aços bifásicos ao carbono e microligado tornam-se próximos, porém os valores do alongamento pós-uniforme do aço microligado são, para ambas temperaturas, superiores, conforme mostram as figuras 5.20 e 5.21.



FIGURA 5.20 - Alongamento total e pós-uniforme dos aços bifásicos ao carbono e microligado em função do tempo de envelhecimento a temperatura de 80°C



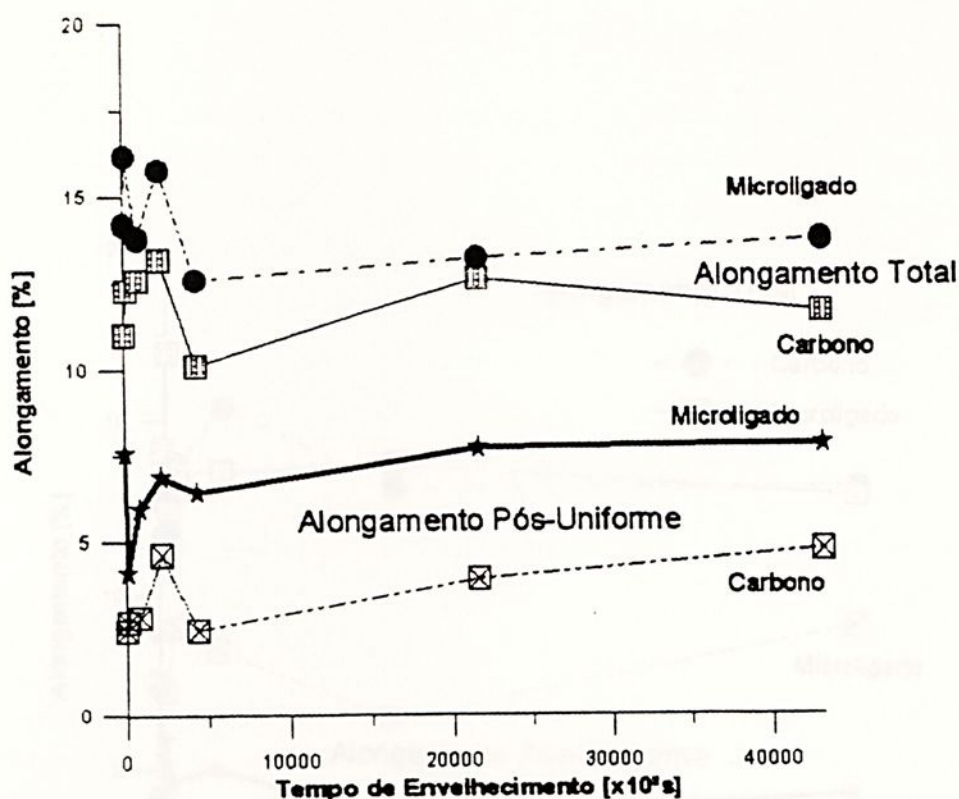


FIGURA 5.19 - Alongamento total e pós-uniforme dos aços bifásicos ao carbono e microligado em função do tempo de envelhecimento, à temperatura ambiente.

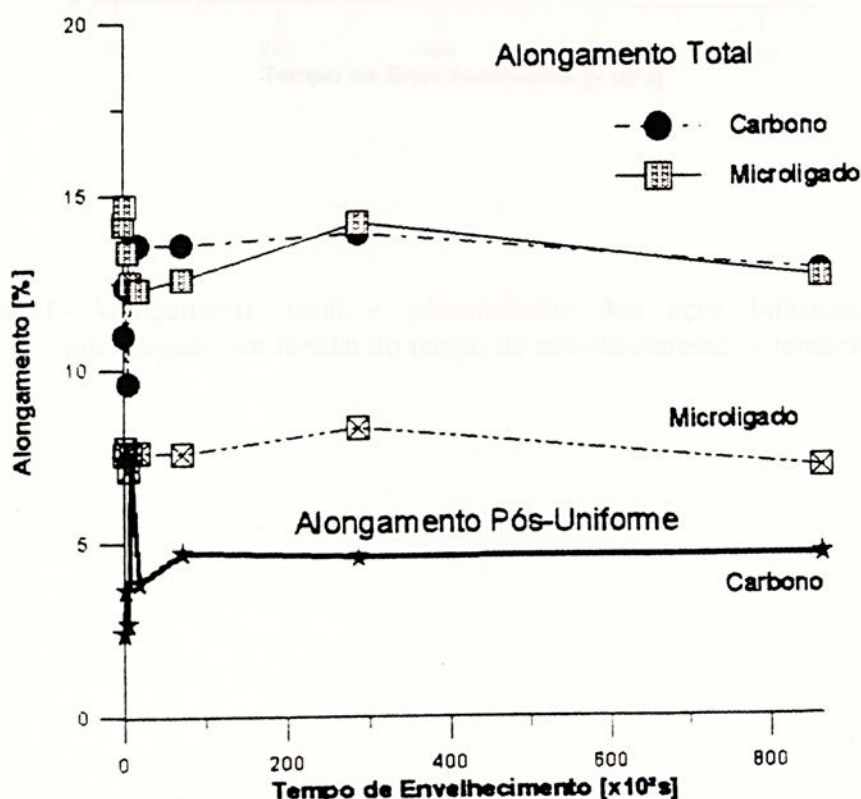


FIGURA 5.20 - Alongamento total e pós-uniforme dos aços bifásicos ao carbono e microligado em função do tempo de envelhecimento, à temperatura de 80°C.

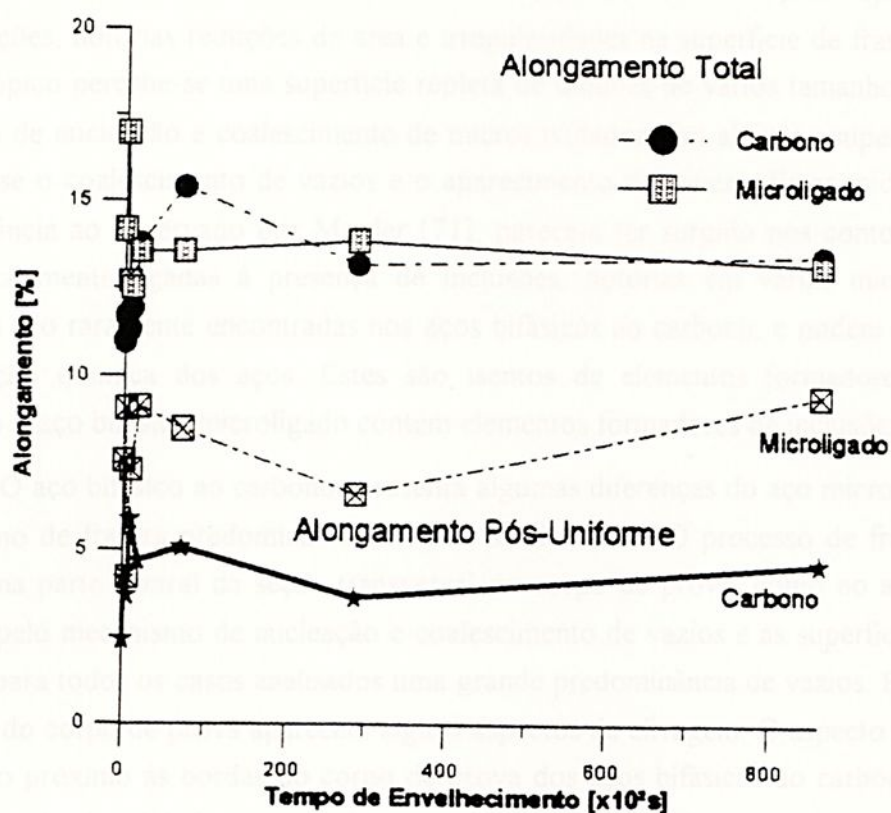


FIGURA 5.21 - Alongamento total e pós-uniforme dos aços bifásicos ao carbono e microligado em função do tempo de envelhecimento, a temperatura de 150°C.

A análise fractográfica apresentada na seção 4.3 referendam as medidas de ductilidade encontradas. Para todos os casos, no aspecto micro e macro, os aços bifásicos microligados apresentam aspectos de fratura dútil. No aspecto macroscópico aparecem grandes deformações, notórias reduções de área e irregularidades na superfície de fratura. No aspecto microscópico percebe-se uma superfície repleta de dimples de vários tamanhos, sugerindo um processo de nucleação e coalescimento de microcavidades. Em algumas superfícies de fratura observa-se o coalescimento de vazios e o aparecimento de trincas. Estas microcavidades, em concordância ao observado por Marder [71], parecem ter surgido nos contornos de grãos e preferencialmente ligadas à presença de inclusões, notórias em várias micrografias. Estas inclusões são raramente encontradas nos aços bifásicos ao carbono, e podem ser associadas à composição química dos aços. Estes são isentos de elementos formadores de inclusões, enquanto o aço bifásico microligado contém elementos formadores de inclusões.

O aço bifásico ao carbono apresenta algumas diferenças do aço microligado, porém o mecanismo de fratura predominante continua sendo dútil. O processo de fratura parece ter iniciado na parte central da seção transversal do corpo de prova, como no aço microligado, também pelo mecanismo de nucleação e coalescimento de vazios e as superfícies desta região revelam para todos os casos analisados uma grande predominância de vazios. Próximo à borda da seção do corpo de prova aparecem alguns aspectos de clivagem. O aspecto de fratura mista observado próximo às bordas do corpo de prova dos aços bifásicos ao carbono indicam uma diminuição da ductilidade comparado ao aço microligado, porém continua predominando o aspecto dútil e este fato pode estar relacionado também ao processo final de ruptura da amostra. Outra indicação de diminuição na ductilidade do aço ao carbono comparado ao microligado aparece no aspecto macroscópico, há uma redução nas deformações observadas na superfície de fratura e em alguns casos, mais notadamente à temperatura de envelhecimento mais baixas, a superfície de fratura apresenta características de fratura frágil, conforme mostrado na seção 4.3.

As principais diferenças entre os dois tipos de aços, no aspecto analisado, parecem estar relacionados à redução de microdureza da fase martensítica do aço bifásico microligado e ao refinamento dos grãos deste aço, que favorece uma melhor distribuição de tensões entre as fases.

Pode-se observar ainda os efeitos da temperatura e tempo de envelhecimento sobre o tipo de fratura. O aumento da temperatura, especificamente a 150°C, e o prolongamento do tempo de exposição aumentam as evidências dos aspectos dúcteis a nível macroscópico e aumentam a predominância de dimples a nível microscópico.



CAPÍTULO 6 - CONCLUSÕES

- 1- A microestrutura obtida por têmpera intercrítica de ambos aços de baixo carbono, constitui-se basicamente de matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita.
- 2- Os aços bifásicos ao carbono e microligado, comparados com os respectivos aços na condição recozida, aumentam significativamente os níveis de resistência mecânica, eliminam o escoamento descontínuo e sofrem diminuição na ductilidade.
- 3- A pré-deformação, por tração, nos aços com microestrutura bifásica, aumenta consideravelmente a microdureza das fases e os níveis de resistência mecânica.
- 4- A microdureza da ferrita dos aços na condição bifásica é maior que a da ferrita na condição recozida em função da maior densidade de discordâncias e do maior teor de carbono.
- 5- Aços bifásicos pré-deformados a frio são envelhecíveis, inclusive à temperatura ambiente, sendo que o principal parâmetro para a análise do envelhecimento é o limite de escoamento.
- 6- Nas três temperaturas estudadas o limite de escoamento dos aços bifásicos pré-deformados aumenta com o aumento do tempo de envelhecimento, diminuindo posteriormente para tempos mais longos.
- 7- As temperaturas de 80°C e 150°C aceleram o processo de envelhecimento comparadas com a temperatura de 25°C (ambiente).
- 8- O limite de resistência à tração pode aumentar ou diminuir com o tratamento de envelhecimento, e este fato está diretamente relacionado com as microdurezas das fases ferrita e martensita.
- 9- Com o aumento do limite de escoamento ocorre também aumento nas deformações elásticas, alterando o comportamento do estágio I de encruamento dos aços bifásicos.
- 10- Os valores do limite de escoamento e de resistência são maiores nos aços bifásicos microligados, principalmente devido ao efeito de refinamento de grãos e maior fração volumétrica de martensita.
- 11- As variações nos limites de escoamento e de resistência, devido ao tratamento de envelhecimento, são maiores nos aços bifásicos microligados. Este efeito está provavelmente associado à presença adicional de átomos intersticiais de nitrogênio e de átomos formadores de carbonetos como o vanádio.



- 12- O envelhecimento do aço bifásico microligado ocorre de forma mais lenta que o aço bifásico ao carbono, mais notadamente à temperatura ambiente, este fato é justificado também pela diferença na composição química dos aços.
- 13- O aço microligado apresentou maior ductilidade observada no alongamento total, alongamento pós uniforme e redução de área. Este fato se justifica pelo refinamento dos grãos que melhora a distribuição das tensões e pela diminuição da microdureza da martensita que melhora a ação entre as fases.
- 14- Para as temperaturas de 80°C e 150°C , nos aços bifásicos microligados, para tempos mais longos, observa-se um aumento nos valores de limite de resistência. Este efeito está provavelmente associado aos elementos formadores de carboneto, e reflete-se no aumento da microdureza da fase ferrítica.
- 15- Os aços bifásicos microligados apresentam vantagens quando comparados com os aços bifásicos ao carbono, pois, além de alcançarem propriedades mecânicas mais elevadas a sua ductilidade também é maior.
- 16- As microdurezas das fases mostraram que o envelhecimento da ferrita ocorre mais lentamente, enquanto que a martensita atinge um valor máximo de microdureza mais rapidamente e, logo após, inicia a diminuição da mesma.
- 17- A análise fractográfica demonstra que, tanto no aspecto macroscópico, como microscópico, a fratura do aço bifásico microligado foi dútil, enquanto que no aço bifásico ao carbono alguns aspectos de fragilidade aparecem na análise macroscópica, sendo que a nível microscópico observa-se alguns aspectos de clivagem junto aos dimples, caracterizando uma fratura do tipo misto.



CAPÍTULO 7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1- Estudar o efeito de envelhecimento, em condições experimentais semelhantes ao trabalho apresentado, sem pré-deformação e para outros níveis de pré-deformação.
- 2- Estudar, para outras temperaturas, em torno de 150⁰C e superior, o efeito de envelhecimento sobre o aço bifásico microligado.
- 3- Realizar o tratamento intercrítico do aço microligado, por um tempo maior que o utilizado neste experimento, na temperatura intercrítica, para permitir que se complete a formação da fase ferrítica.
- 4- Estudar o efeito do envelhecimento em aços bifásicos com microestrutura de matriz martensítica com ilhas de ferrita, para permitir um grau de comparação devido a morfologia das fases.
- 5- Estudar para tempos mais longos o efeito do envelhecimento sobre as propriedades mecânicas dos aços bifásicos, principalmente o microligado.
- 6- Realizar outros tipos de ensaios mecânicos, principalmente fadiga, para avaliar o potencial do aço bifásico microligado em trabalhos dinâmicos.
- 7- Alterar as rotas do tratamento térmico intercrítico e comparar o comportamento das propriedades mecânicas para diferentes frações volumétricas das fases e diferentes teores de carbono.
- 8- Alterar o tipo de pré-deformação.
- 9- Estudar os micromecanismos de endurecimento envolvidos através de microscopia eletrônica de transmissão.



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. BRANDÃO, J. S. - Mitologia Grega - v.1 - Ed. Vozes - Petrópolis - RJ, 8ª edição, p. 165-178, 1993.
2. JUNG, c.c. - Psicologia e alquimia, Ed. Vozes, Petrópolis, RJ - 4ª ed., 1972.
3. BARTHOLO JUNIOR, S. - Os Labirintos do Silêncio, Ed. Marco Zero/Coppe/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, p. 15-60, 1986.
4. POLANYI, K. - A grande transformação, Ed. Campus, Rio de Janeiro, p. 72-288, 1980.
5. HONEYCOMBE, R.W.K - Steels - Microstructure and Properties, Ed. Edward Arnold, 1ª Edição 1981, p. 1-13.
6. SCHUMACHER, E.F. - O negócio é ser pequeno, Zahar Editores S.A. - Rio de Janeiro, RJ - 4ª edição, p. 102-117, 1981.
7. GUIMARÃES, V.A. - Estudo do Comportamento em Fadiga de Aços Bifásicos obtidos a partir de diferentes microestruturas iniciais, 1993 - Mestrado em engenharia mecânica - Guaratinguetá, SP - FEG - UNESP.
8. LONGO, W. P. E MONTEIRO, S.N. - Efeito de envelhecimento dinâmico em aços bifásicos - Metalurgia - ABM, v. 43, n. 356, 1987, p. 406-412.
9. GUIMARÃES, J. R.C. E PAPALEÓ, R., Aços Bifásicos: Características mecânico - metalúrgicas e aplicações potenciais - Metalurgia - ABM, v. 37, nº 288, 1981 p. 617-622.
10. NOLASCO, C.A. - Aços bifásicos na indústria automobilística - Metalurgia - ABM, v. 39, nº 302, 1983 p. 5-10.
11. CONTADOR, J. C. - Técnicas japonesas aplicadas à realidade brasileira - Publ. FEG/UNESP, Guaratinguetá - SP - 1991, p. 8-17.
12. Lei no 8078, de 11 de setembro de 1990 - Acquaviva, M. C. - Código de defesa do consumidor - Hemus Ed., 1991.
13. ABNT - NBR 19.000 e NBR 19.004. Revista Exame - O certificado que leva à meca - (10/07/91).
14. IMAI, M. - Kaizen - A estrutura para o sucesso competitivo - Ed. IMAM, 1ª ed., 1988, p. 37-69.



15. DAVIES, R.G. - Early stages of yielding and strain aging of a vanadium containing dual-phase steel - Metallurgical Transactions, v. 10-A, 1979, p. 1549-1555.
16. HIMEL, L., GOODMAN K., HAWORTH W.L. - Strain aging in a dual-phase steel containing vanadium - Ed. R.A. - Kot e B.L. Bramfitt, publ. TMS - AIME - Warrendale, 1981, p. 305-313.
17. CHANG, P. H. - Temper-aging of continuously annealed low carbon dual phase steel - Metallurgical Transactions A, 15-A, 1984, p. 73-86.
18. KRUPITZER, R.P. - Strain aging behavior in a continuously - annealed, dual-phase steel - Ed. R.A. Kot and B.L. Bramfitt, publ. TMS-AIME - Warrendale, 1981, p. 315-327.
19. FLORENCIO, O., BOTTA, W.J., RODRIGUES, J.A., KESTENBACH I., GRANDINI C., BARBOSA D., ALONSO R., TEJIMA H., JORDÃO J.R., Medidas de atrito interno em aços microligados. 9º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 1990, p. 313-315.
20. JARDIM, O.R., LONGO, W.P., CHAWLA, K.K. - Influência do revenido e do envelhecimento nas propriedades mecânicas do aço bifásico ao carbono - Metalurgica - ABM, v. 41 nº 335, 1985, p. 553-557.
21. PEREIRA, M.S. e HASHIMOTO, T.M. - O efeito do revenimento nas propriedades de tração em aços bifásicos - 10º CEBECIMAT, Águas de Lindóia, 1992, p. 747-750.
22. PEREIRA, M.S. - O efeito do revenido da martensita sobre o comportamento em fadiga de um aço bifásico, Mestrado em engenharia mecânica, 1992, Guaratinguetá-SP, FEG - UNESP, p. 56-59.
23. ALVES, R. - Filosofia da ciência- Ed. Brasiliense - 8ª ed., 1981, São Paulo - SP.
24. MACEDO, E.L., SAMPAIO D.A., SANTOS D.B. - A produção de aços polifásicos - Relação Microestrutura, Propriedades Mecânicas. 10º CEBECIMAT, 1992, Águas de Lindóia - SP, p. 529-532.
25. SAKUMA, Y., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G. - Intercritically annealed and isothermally transformed 0,15 Pct C steels containing 1,2 Pct Si - 1,5 Pct Mn 4 Pct Ni, PotI. Transformation, microstructure, and room temperature mechanical properties, Metallurgical Transactions A, v. 23, 1992, p. 1221-1231.



26. HASHIMOTO, T.M., Pereira, M.S., Guimarães, v. A., Sinergismo da microestrutura e comportamento em fadiga de um aço bifásico - IX Seminário da ADUNESP - Guaratinguetá, 1988, p. 25-30.
27. TOMITA, Y. - Effect of morphology of second phase martensite on tensile properties of Fe - 0,1C dual phase steels - Journal of Materials Science, v. 25, 1990, p. 5179-5184.
28. HASHIMOTO, T.M. - Fadiga de aço de baixo carbono com microestrutura bifásica, 1989, doutorado em engenharia mecânica, Guaratinguetá - SP, FEG-UNESP.
29. BALLINGER, N.K. and Gladman, T., Work hardening of dual phase steels Metal Science, 1981, p. 95-107.
30. DAVIES, C.L. AND KING, J.E., Effect of cooling rate on intercritically reheated microestructure and toughness in high strength low alloy steel - Materials Science and Tecnology v. 9, 1993, p. 8 - 14.
31. SAKUMA, Y, MATLOCK, D.K. AND KRAUSS G., Effect of molybdenum on microestructure and mechanical properties of intercritical annealed and isothermally transformed low car on steel - Materials Science and Technology v. 9, 1993, p. 718-723.
32. KESTENBACH, H.J., RUGGIERO M.C., E CAMEY K. - Efeitos da laminação de acabamento sobre a microestrutura e a resistência mecânica em aços microligados. 9^o CBECIMAT 1990, Águas de São Pedro - SP, p. 442-445.
33. REED-HILL, R.E. - Princípios de metalurgia física - Ed. Guanabara dois, 2^a edição Rio de Janeiro, RJ, p. 304-633, 1982.
34. CHENG, L. E THOMAS, G. - The enhancement of strengthening deslocated martensite - Metallurgical Transaction, v. 3, 1972, p. 503-516.
35. MATSUTA, S., OKAMURA, Y. - trans. from steel Inst. Jpn, v. 14, 1974, p. 366.
36. NAGORKA, M.S. - The effect microestructure and strain rate on the stage III Strain hardening and ductility of dual phase steels. Material Science and Engineering, v.94, 1987, p.183-193.
37. GARCIA, C.I., DEARDO, A.J. - Formation of austenite in 1,5 Pct Mn steel - Metallurgical Transations, v. 12.A, 1981 p. 521-530.



39. SPEICH, G.R., DEMARES, V.A. and MILLER R.L. - Formation of austenite during intercritical annealing of dual phase steels - Metallurgical Transactions A, v. 12-A, 1981, p. 1419-1428.
40. LANGE, W.F. III, ENAMOTO, M. ARRANSON, N.I. - The kinetics of ferrite nucleation at austenite grain boundaries in Fe-C alloys - Metallurgical Transactions, v. 19-A, 1988, p. 427-436.
41. YANG, D.Z., BROW E.C., MATLOCK, D.K., KRAUS, G. - The formation of austenite at intercritical annealing temperatures in a normalized 0.08C - 1,45 Mn - 0,21 Si steel - Metallurgical Transaction, v. 16-A, 1985, p. 1523-1525.
42. GUIMARÃES, A.V., ALMEIDA, L.F., HASHIMOTO, T.M. - Influência de microestrutura no limite de fadiga em aços bifásicos - 9^o CBECIMAT, Águas de São Pedro - SP, 1990, p. 396-399.
43. HASHIMOTO, T.M. - Mecanismo de fadiga em um aço ao carbono - 9^o CBECIMAT, Águas de São Pedro - SP, 1990, p. 408-411.
44. CRIBB, W.R. and RIGSBEE, J.M. - Work hardening and its relationship to the microstructure and mechanical properties of dual phase steels - In structure and properties of dual phase steel, R.A. Kot, J.N. Morris, eds. TMS-AIME, Warrendale, 1979, p. 91-114.
45. MATLOCK, D.R., EBRAHIMI, Z.F. and KRAUS G. - Structure, properties and strain hardening of dual-phase steels ed. TMS-AIME, N.Y., 1979, p. 47-87.
46. SUZUKI H., McEVILY A.J. - Microestrutural effects in fatigue crack growth in low carbon steel - Metallurgical Transactions A, v. 10-A, 1979, p. 475-481.
47. CAI X.L., GARRAT - REED A.J., OWEN - W - S - The development of some dual-phase steel structure from different starting microstructures - Metallurgical Transactions, v. 16-A, 1985, p. 1405-1415.
48. CHEN, H.C., CHENG, G.H. - Effect of martensite strength on the tensile strength of dual phase - steel - Journal of Materials Science, v. 24, 1989, p. 1991 - 1994.
49. TAMURA, I, TOMOTA, Y., OZAWA, H. - Strength and ductility of Fe - Ni - C alloys composed of austenite and martensite with various strengths, Proc. 3 rd. Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Cambridge, v. 1, 1973, p. 611-615.
50. ÖSTROM, P. - Deformation Models for two - phase materials Metallurgical Transaction, v. 12-A, 1981, p. 355-357.



51. GRUSHKO, B.; WEISS, B.Z. - Yield behavior of dual-phase steel - Scripta Metalurgica, 1989, p. 865 - 870.
52. TAYLOR, K.A. e COHEN, M. - Aging of ferrous martensite. Progress in Materials Science, v. 36, 1992, p. 225-272.
53. CIMENOĞLU, H., KAYALI, E.S. - Yield effects in as-quenched, dual phase steels - Scripta Metallurgica, v. 24, 1990, p. 2437-2442.
54. SPEICH, G.R. - In fundamentals of dual phase steels - Ed. by R.A. and B.L. Bromfett AIME, N.Y., 1981, p. 3.
55. NISHIMOTO, A., HOSOYA, Y., e NAKAOKA, K. - A new type of dual phase steel for automobile outer body panels - Thechnical Report, v. 21, 1981, p. 788-792.
56. JIANG, Z., LIAN, J., CHEN, J. Strain hardening behavior and its relationship to tensile mechanical properties of dual phase steel - Materials Science and technology - 1992, v. 8, p.1075-1081.
57. PARUZ, H., EDMONDS, P.V. - The strain hardening of dual phase steel - Materials Science and Engineering, A-117, 1989, p. 67-74.
58. GIORDANO, L. - Retained austenite variation in dual-phase steel after mechanical stressing and heat treatment - Materials Science and Engineering, A-131, 1991, p. 215-219.
59. LONGO, W.P., e REED-HILL, R.E. - Alguns Aspectos do Encruamento dos Metais - Revista do Circulo Militar nº 69, 1975, p. 43-48.
60. OWEN, W.S. - Can a simple heat treatment help to save Detroit - Metals Technology, 1980, p. 1 - 13.
61. DAVIES, R.G. - Influence of silicon and phosphorus on the mechanical properties of both ferrite and dual-phase steels Metallurgical Transaction, v. 18-A, 1979, p. 133-118.
62. SPEICH, G.R., and MILLER R.L. - Mechanical properties of ferrite-martensite steels - "In structure and properties of dual-phase steels, R.A. and J.W. Morris eds. TMS-AIME, Warrendale, 1979, p. 145-181.
63. LANZILLOTTO, C.A.N., PICKERING, F.B. - Structure-properties relationships in dual-phase steels - Metal Science, v.16, 1982, p. 371-382.
64. THOMAS, G., KOO, H.Y. - Structure and properties of dual-phase steels Kot and Morris eds. TMS-AIME. 1979, p. 183.



65. RAMOS, L.F., MATLOCK, D.K., KRAUS, G - Communication on the deformation behavior of dual phase steels - Metallurgical Transactions, v. 10-A, 1979, p. 161-168.
66. DAVIES, R.G. - For able HSLA and dual-phase steels A.T. Devenport ed. TMS-AIME, Warrendale, 1979, p. 25-39.
67. DAVIES, R.G. - Influence of martensite composition and content on the properties of dual phase steels - Metallurgical Transaction, v. 9-A, 1978, p. 671-679.
68. YI, J.J., KIM, I.S. - Ferrite growth during slow cooling from the intercritical annealing of dual phase steel - Scripta Metallurgical, v.17, p. 299-302.
69. KORZEKWA, D.A., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G. - Aging susceptibility of retained and epitaxial ferrite in dual-phase steels, Met. Trans., v. 13-A, 1982, p. 2061-2064.
70. JEONG, W.C. and KIM, C.H. - Deformations characteristics of retained ferrite and transformed ferrite in a dual-phase steel, Metallurgical Transaction, v. 18-A, 1987, p. 629-635.
71. MARDER, A.R. - Deformation characteristics of dual-phase steels, Metallurgical Transactions, v. 13-A, 1982, p. 85-92.
72. JHA, B.K. and AUTAR, R., DWIVEDI, S. - Retained austenite and its effect on properties of a commercially produced dual phase steel - Transactions ISIJ, v. 28, 1988, p. 125-128.
73. COLOMBAROLI, W. E CASTRO, O.E. - Estudo do envelhecimento de determinados aços - metalurgia, ABM, v. 26 nº 155, 1970, p. 771-787.
74. GODOY, C., MORAIS, P.A., SILVA, E.M.P. - Precipitação e envelhecimento estático por deformação em uma liga austenítica, 9º CEBECIMAT, 1990, Águas de São Pedro-SP, p. 355-358.
75. GODOY, C., REIS, O.A.L., SILVA, E.M.P. - Estudo dos mecanismos envolvidos no envelhecimento estático sob tensão de uma liga Austenítica Fe - Mn - Al - C. 9º CEBECIMAT, Águas de São Pedro-SP, 1990, p. 351-354.
76. GUIMARÃES, V.A. - Estudo comparativo da deformação a frio sobre as propriedades mecânicas de uma liga de alumínio do tipo 7475 - T761. Mestrado em engenharia mecânica, 1994, Guaratinguetá-SP, FEG-UNESP, p. 14-20.
77. CHANG, P.H. - Effects of prior tempering on the strain aging of a continuously annealed 0,05%C dual-phase steel - Scripta Metallurgica, v.17, 1983, p. 1009 - 1014.



78. ROBERT, E.I., VICTORIA, M.P. - Envelhecimento da martensita por deformação - Metalurgia, ABM, v.29, nº 191, 1973, p. 659-665.
79. BRONFIN, B.M., OVCHINNIKOV, V.V., SHEVEYRIN, V.P., AMIGUD, G.G., YEMEL' ANON, A.A. - Atomic redistribution during strain aging of dual-phase ferrite - martensite steel - Met. Metall., nº 2, v.61, 1986, p. 137-142.
80. CIMENOĞLU, H., KAYALI, E.S. - The occurrence of yield points after stress relaxation in plain carbon dual-phase steel - Scripta Metallurgica, v. 23, 1989, p. 1534-1548.
81. RORZEKWA, D.A., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G. - Dislocation structure as a function of strain in a dual-phase steel - Metallurgical Transactions, v. 15, 1984, p. 1221-1229.
82. DIETER, G.E. - Metalurgia Física, 2ª ed., Rio De Janeiro - RJ, Ed. Guanabara Koogan, P.166-212, 1981.
83. FERRAZ, F.C.; LONGO, W.P.; MONTEIRO, S.N. - Endurecimento durante o revenido de aços bifásicos - 40º Congresso da ABM, Rio de Janeiro, RJ, 1985, p. 154-167.



