

UNESP

Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá

2004

JOSÉ CLAUDIO NICOLETTI

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DE AÇOS
BIFÁSICOS DE ULTRA-ALTA RESISTÊNCIA COM MÉDIO TEOR DE
CARBONO

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Paulista, para a obtenção do
título de Mestre em Engenharia Mecânica
na área de Projetos e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá

2004

DADOS CURRICULARES

JOSÉ CLAUDIO NICOLETTI

NASCIMENTO	14.04.1972 – PINDAMONHANGABA/SP
FILIAÇÃO	Hilton Roberto Nicoletti Irani Sedi Marangoni Nicoletti
1992/1997	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia – UNITAU

Dedicado à minha esposa Fabiana,
à minha filha Maria Julia,
e aos meus pais Hilton e Irani,

AGRADECIMENTOS

Este trabalho vem “materializar” um momento muito significativo da minha prática como engenheiro mecânico e pesquisador. Para tanto, gostaria de agradecer ao Prof. Marcelo dos Santos Pereira, pela orientação absolutamente indispensável para a realização deste trabalho.

Aos técnicos Célio José de Souza e Wilson Roberto Monteiro por terem me auxiliado na realização dos ensaios mecânicos; Ely de Almeida Fornitano e Odir Vieira da Silva pelo apoio à confecção dos corpos-de-prova.

Aos meus companheiros de trabalho, Edécio Lopes Cabral pelo fornecimento do aço 1045 utilizado nesta pesquisa, e engenheiro Décio Lima Vieira pelas valiosas trocas de informações.

Ao Dr. Antonio Jorge Abdalla, pesquisador do IEAv/CTA, pelo fornecimento dos aços 4340 e 300M utilizados neste trabalho.

A Ana Carolina Silva Cerri, estudante de graduação do curso de Engenharia Mecânica da FEG/UNESP, pela ajuda disponibilizada nas etapas de tratamento térmico, ensaio de tração, preparação metalográfica das amostras e microscopia ótica.

As funcionárias da biblioteca, Ana Maria Ramos Antunes e Rosana Maria Pereira Maciel pelo fornecimento dos artigos técnicos solicitados.

Presto ainda meus agradecimentos à ALSTOM BRASIL LTDA, e mais particularmente, ao engenheiro José Roberto Pires, pela flexibilidade dispensada para condução desta pesquisa. Finalmente, ao Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP pela oportunidade do convívio e da pesquisa, e aos amigos que compartilharam esta etapa importante da minha vida.

NICOLETTI, J.C., **Caracterização microestrutural e mecânica de aços bifásicos de ultra-alta resistência com médio teor de carbono**. 2004. 144p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

RESUMO

A redução de peso de componentes estruturais usados na fabricação de automóveis tem sido objeto de destaque na pesquisa e no desenvolvimento de novos aços. Isso devido as exigências dos principais mercados mundiais visando redução do consumo de combustíveis, ganho de energia e adequação perante as leis ambientais. Os aços bifásicos estão inseridos neste contexto por apresentarem uma combinação de boa conformabilidade associada a uma elevada resistência mecânica, justificada pela interação sinérgica entre as fases ferrita e martensita, presentes na estrutura do material. Neste trabalho foi analisada a possibilidade de aplicação de três aços com médio teor de carbono, normalizados como aços 1045, 4340 e 300M, em substituição aos aços de baixo teor de carbono convencionalmente utilizados, visando a obtenção de aços com microestrutura bifásica de alta resistência. Os materiais foram tratados termicamente em diferentes temperaturas intercríticas (720°C, 740 °C e 760 °C) e por métodos convencionais de têmpera e revenimento. A caracterização mecânica foi realizada através de ensaios de tração, para estabelecer os valores de resistência e alongamento para cada condição de tratamento térmico, enquanto a caracterização microestrutural permitiu a avaliação qualitativa e quantitativa das fases presentes na estrutura. Os aços bifásicos apresentaram altos valores de resistência mecânica (acima de 1500 MPa) sem perda significativa no alongamento, e se mostraram extremamente eficientes para aplicações na fabricação de componentes estruturais usados na indústria automobilística.

PALAVRAS-CHAVE: aços bifásicos, aços com médio teor de carbono, propriedades mecânicas, caracterização microestrutural.

NICOLETTI, J.C., **Microstructural and mechanical characterization of ultrahigh-strength dual-phase steels, with medium carbon content.** 2004. 144p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

ABSTRACT

The reduction of weight of structural components used in the production of automobiles has been considered in the research and development of new steels. The demands of world markets in order to reduce consumption of fuels, due to the restrictions in the environmental laws. The dual-phase steels are inserted in this context for presenting a combination of good conformability associated to a high strength, explained by the interaction between the ferrite and martensite phases, presents in the microstructures. In this work the application of three steels with medium carbon content, or either, normalized as 1045, 4340 and 300M, in substitution to the conventional steels of low carbon steels, was analyzed aiming for the obtaining of high strength steels with dual-phase microstructure. The materials were treated in different intercritical temperatures (720°C, 740 °C and 760 °C) and for conventional methods of hardness and drawing back. The mechanical characterization was performed, using tensile tests to establish the strength values and elongation in each condition of heat treatment, while the microstructural characterization using light microscopy to quantity and quality the present phases in the structure. The results showed that the dual-phase steels presented high resistance values, reaching the higher values of strength without significant loss in the elongation, and they are shown extremely efficient for applications of several structural components used in the automotive industry.

KEYWORDS: dual-phase steels, medium carbon steels, mechanical properties, microstructural characterization.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

1	INTRODUÇÃO.....	18
1.1	O HOMEM E OS MATERIAIS.....	18
1.2	OS AÇOS E A SUA IMPORTÂNCIA PARA A INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA.....	21
1.3	A CORRETA SELEÇÃO E APLICAÇÃO DOS MATERIAIS.....	24
1.4	OS AÇOS BIFÁSICOS.....	25
1.5	OBJETIVOS E ESTRUTURA DO TRABALHO.....	27
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	30
2.1	AÇOS BIFÁSICOS.....	30
2.1.1	Introdução.....	30
2.1.2	Definição e conceitos básicos.....	33
2.2	TRATAMENTO TÉRMICO INTERCRÍTICO.....	36
2.3	FORMAÇÃO DA AUSTENITA DURANTE O TRATAMENTO INTERCRÍTICO.....	50
2.4	MICROESTRUTURAS E MORFOLOGIA.....	54
2.5	PROPRIEDADES DOS AÇOS BIFÁSICOS.....	59
2.6	AÇOS BIFÁSICOS DE ALTA RESISTÊNCIA.....	70
3	PARTE EXPERIMENTAL.....	81
3.1	SELEÇÃO DOS MATERIAIS.....	81
3.1.1	Aço SAE1045	82
3.1.2	Aço SAE4340	83
3.1.3	Aço AISI300M.....	84
3.2	CORPOS-DE-PROVA.....	85
3.3	SELEÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	87
3.4	ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA	92

3.5	ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	93
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	95
4.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	95
4.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	96
4.2.1	Análise Qualitativa.....	97
4.2.2	Análise Quantitativa	109
4.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS	117
5	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS	
	FUTUROS	131
5.1	CONCLUSÕES.....	131
5.2	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	133
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	134

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Relação entre a resistência à tração e ductilidade dos aços bifásicos comparando com aços ferríticos-perlíticos.....	31
FIGURA 2 - Tipos de aços utilizados na estrutura da carroceria dos automóveis.....	32
FIGURA 3 - Curvas tensão-deformação convencionais de um aço bifásico e dois aços ARBL.....	34
FIGURA 4 - Comparação entre a resistência à tração e o alongamento para várias classes de chapas de aço para uso automotivo.....	35
FIGURA 5 - Representação esquemática do tratamento térmico intercrítico (aquecimento até a temperatura intercrítica seguida de têmpera).....	37
FIGURA 6 - Representação esquemática do tratamento térmico intercrítico (resfriamento a partir da temperatura de austenitização, até a temperatura intercrítica, seguida de têmpera).....	38
FIGURA 7 - Representação esquemática do (A) tratamento térmico convencional e (B) o novo tratamento térmico proposto no trabalho realizado por Ahn et al	40
FIGURA 8 - Representação esquemática do posicionamento das amostras analisadas por Erdogan e Tekeli no diagrama Fe-C.....	44
FIGURA 9 - Representação esquemática do tratamento térmico série A, realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen	46
FIGURA 10 - Representação esquemática do tratamento térmico série B, realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen	47
FIGURA 11 - Representação esquemática do tratamento térmico série C, realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen	48
FIGURA 12 - Representação esquemática do tratamento térmico série D, realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen	49
FIGURA 13 - Representação esquemática do tratamento térmico série E,	

realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen	50
FIGURA 14 - Cinética de formação da austenita em diferentes temperaturas para um aço com 0,12%C e 1,5%Mn	51
FIGURA 15 - Estágios de formação da austenita para aços com diferentes teores de carbono.....	52
FIGURA 16 - Máxima quantidade de austenita formada a partir de diferentes microestruturas obtidas – QT e AC.....	53
FIGURA 17 - Comportamento linear entre a resistência à tração e a fração volumétrica da martensita em amostras de aços submetidas a tratamento térmico intercrítico.....	61
FIGURA 18 - Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera intermediária (A) utilizado no trabalho de Waterschoot; De Cooman e Vanderschueren	62
FIGURA 19 - Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera em degrau (B) utilizado no trabalho de Waterschoot; De Cooman e Vanderschueren	63
FIGURA 20 - Efeitos de um tratamento de recozimento adicional no comportamento de escoamento inicial do aço bifásico.....	65
FIGURA 21 - Variação da fração volumétrica da martensita de acordo com a variação da temperatura de têmpera intercrítica para o aço 0,3C-Cr-Mn-Si.....	73
FIGURA 22 - Preparação das amostras utilizadas no trabalho realizado por El-Ghazaly; Abbas e Ibrahim	74
FIGURA 23 - Correlação entre a fração volumétrica da martensita e o limite de escoamento.....	76
FIGURA 24 - Correlação entre a fração volumétrica da martensita e a dureza.....	77
FIGURA 25 - Correlação entre a resistência à tração e a fração volumétrica da martensita, representação gráfica da curva sobre o comportamento linear da lei da mistura.....	78

FIGURA 26 - Variação da tensão de escoamento em função do teor de carbono da martensita presente no aço bifásico.....	80
FIGURA 27 - Corpo-de-prova para ensaio de tração conforme norma ASTM E8M, para tipo reduzido (sub-size).....	86
FIGURA 28 - Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera e revenimento.....	89
FIGURA 29 - Representação esquemática do tratamento térmico intercrítico	89
FIGURA 30 - Máquina de ensaio de tração EMIC do LEM-FE-G/UNESP	94
FIGURA 31 - Fotomicrografia do aço 1045 na condição como fornecido Microestrutura formada por perlita + ferrita	99
FIGURA 32 - Fotomicrografia do aço 4340 na condição como fornecido. Microestrutura formada por perlita + ferrita.....	100
FIGURA 33 - Fotomicrografia do aço 300M na condição como fornecido. Microestrutura formada por perlita + ferrita.....	100
FIGURA 34 - Fotomicrografia do aço 1045 na condição TR400. Temperado e revenido à 400 °C. Microestrutura formada por martensita revenida.....	101
FIGURA 35 - Fotomicrografia do aço 4340 na condição TR400. Temperado e revenido à 400 °C. Microestrutura formada por martensita revenida.....	102
FIGURA 36 - Fotomicrografia do aço 300M na condição TR400. Temperado e revenido à 400 °C. Microestrutura formada por martensita revenida.....	102
FIGURA 37 - Fotomicrografia do aço 1045 na condição TR250. Temperado e revenido à 250 °C. Microestrutura formada por martensita revenida.....	103
FIGURA 38 - Fotomicrografia do aço 4340 na condição TR250. Temperado e revenido à 250 °C. Microestrutura formada por martensita revenida.....	103
FIGURA 39 - Fotomicrografia do aço 300M na condição TR250. Temperado e revenido à 250 °C. Microestrutura formada por martensita revenida.....	104
FIGURA 40 - Fotomicrografia do aço 1045 na condição TD720. Temperado intercriticamente à 720 °C. Microestrutura formada por martensita + ferrita	105

FIGURA 41 - Fotomicrografia do aço 4340 na condição TD720. Temperado intercriticamente à 720 °C. Microestrutura formada por martensita + ferrita.....	105
FIGURA 42 - Fotomicrografia do aço 300M na condição TD720. Temperado intercriticamente à 720 °C. Microestrutura formada por martensita + ferrita	106
FIGURA 43 - Fotomicrografia do aço 1045 na condição TD740. Temperado intercriticamente à 740 °C. Microestrutura formada por martensita + ferrita	106
FIGURA 44 - Fotomicrografia do aço 4340 na condição TD740. Temperado intercriticamente à 740 °C. Microestrutura formada por martensita + ferrita	107
FIGURA 45 - Fotomicrografia do aço 300M na condição TD740. Temperado intercriticamente à 740 °C. Microestrutura formada por martensita + ferrita	107
FIGURA 46 - Fotomicrografia do aço 1045 na condição TD760. Temperado intercriticamente à 760 °C. Microestrutura formada por martensita + ferrita	108
FIGURA 47 - Fotomicrografia do aço 4340 na condição TD760. Temperado intercriticamente à 760 °C. Microestrutura formada por martensita + ferrita	108
FIGURA 48 - Fotomicrografia do aço 300M na condição TD760. Temperado intercriticamente à 760 °C. Microestrutura formada por martensita + ferrita	109
FIGURA 49 - Representação esquemática do diagrama de equilíbrio Fe-C e os valores obtidos através do “regra da alavanca”.....	113
FIGURA 50 - Comparativo entre a variação da fração volumétrica da martensita em função da temperatura intercrítica para os aços do presente trabalho e dois aços estudados em trabalhos anteriores.....	115
FIGURA 51 - Variação da resistência à ruptura em função da temperatura intercrítica	122
FIGURA 52 - Representação esquemática da relação entre alongamento e resistência à tração dos aços 1045, 4340 e 300M.....	123
FIGURA 53 - Variação da resistência à tração em função da fração volumétrica da martensita, obtida nos ensaios realizados no aço 1045 e a comparação com a lei da mistura	126

FIGURA 54 - Variação da resistência à tração em função da fração volumétrica da martensita, obtida nos ensaios realizados no aço 4340 e a comparação com a lei da mistura.....	127
FIGURA 55 - Variação da resistência à tração em função da fração volumétrica da martensita, obtida nos ensaios realizados no aço 300M e a comparação com a lei da mistura.....	127
FIGURA 56 - Variação da resistência à tração em função do teor de carbono da martensita presente no aço 1045.....	129
FIGURA 57 - Variação da resistência à tração em função do teor de carbono da martensita presente no aço 4340.....	130
FIGURA 58 - Variação da resistência à tração em função do teor de carbono da martensita presente no aço 300M.....	130

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Resumo dos valores de propriedades mecânicas típicas e limites dimensionais para chapas de aço de alta resistência.....	71
TABELA 2 - Variação da taxa de desgaste abrasivo em função da condição de tratamento térmico do corpo-de-prova.....	75
TABELA 3 - Tabela comparativa entre a porcentagem de martensita, microdureza e macrodureza.....	79
TABELA 4 - Composição química padronizada do aço 1045.....	82
TABELA 5 - Composição química padronizada do aço 4340.....	83
TABELA 6 - Composição química padronizada do aço 300M.....	84
TABELA 7 - Composição química dos aços 1045, 4340 e 300M.....	95
TABELA 8 - Fases predominantes nos aços 1045, 4340, 300M em função do processamento térmico realizado.....	98
TABELA 9- Frações volumétricas da perlita, ferrita, martensita e da martensita revenida, obtidas nas amostras do aço 1045, após realização dos respectivos tratamentos térmicos.....	110
TABELA 10 - Frações volumétricas da perlita, ferrita, martensita e da martensita revenida, obtidas nas amostras do aço 4340, após realização dos respectivos tratamentos térmicos.....	110
TABELA 11 - Frações volumétricas da perlita, ferrita, martensita e da martensita revenida, obtidas nas amostras do aço 300M, após realização dos respectivos tratamentos térmicos.....	111
TABELA 12 - Porcentagem calculada de carbono na martensita nos aços 1045, 4340 e 300M com estrutura bifásica.....	114
TABELA 13 - Propriedades mecânicas obtidas nas amostras do aço 1045 conforme fornecido e em função dos tratamentos térmicos realizados.....	117
TABELA 14 - Propriedades mecânicas obtidas nas amostras do aço 4340 conforme fornecido e em função dos tratamentos térmicos realizados.....	118
TABELA 15 - Propriedades mecânicas obtidas nas amostras do aço 300M conforme fornecido e em função dos tratamentos térmicos realizados.....	118

CAPÍTULO 1 INTRODUÇÃO

1.1. O HOMEM E OS MATERIAIS

Desde períodos tão distantes quanto se remonta no tempo, os vestígios do homem na terra são marcados por armas, utensílios, instrumentos ou pelo resultado da ação do fogo (DUCASSÉ, 1962).

Inicialmente, as técnicas primitivas foram originadas pela pura e simples condição de luta pela sobrevivência, evitando sua extinção. No Período Neolítico ocorreu uma considerável extensão destas técnicas primitivas, e as mesmas, a partir de então, foram aplicadas a novos gêneros de vida para satisfazer necessidades variadas, pois os homens começaram a se estabelecer fora das grutas e das cavernas, praticando a agricultura e domesticando animais (DUCASSÉ, 1962).

Desde o Período Neolítico o desenvolvimento da civilização prosseguiu através de uma série de culturas, caracterizadas cada uma delas por um conjunto de técnicas fundamentais inventadas para viver e sobreviver em seu ambiente (BRAGA, 2003). O início das civilizações antigas esteve estreitamente ligado ao progresso dos trabalhos agrícolas, os quais foram decorrentes da crescente necessidade da instrumentação de suas atividades face o constante desenvolvimento de suas ferramentas de trabalho. Praticamente este foi o início de uma busca que ocorre até os dias de hoje, de se obter o ponto ótimo entre a seleção do material e sua correta aplicação.

As transições de um grande período histórico para o seguinte foram sempre graduais, como foi a transição da Idade da Pedra para a Idade do Metal. É praticamente impossível precisar o momento exato da primeira extração do primeiro metal de seu minério. O cobre era utilizado no Oriente Médio já no quinto milênio antes de Cristo, e talvez também no Egito. O bronze apareceu no oriente no quarto

milênio, e pouco mais tarde no Egeu, mas não surgiu no Mediterrâneo Ocidental antes do terceiro milênio a.C. (BRAGA, 2003).

A descoberta do cobre provavelmente ocorreu por acaso, quando alguma fogueira de acampamento foi feita sobre pedras que continham minério cúprico. Do 4º ao 3º milênio as técnicas de fusão e modelagem foram se sofisticando até o surgimento de uma liga constituída da adição de uma pequena porção de estanho ao cobre. Era a descoberta do bronze, uma liga muito mais dura e muito mais útil do que o cobre puro que possibilitou ao homem modelar uma grande quantidade de novos e melhores utensílios.

Passados 2.000 anos desde a descoberta do cobre e do bronze, o ferro também passou a ser usado. Seu uso só foi amplamente estabelecido na Europa por volta de 500 a.C., apesar de terem sido encontrados fragmentos deste metal datados de 4.000 a.C. (BRAGA, 2003).

Todo ferro primitivo seria hoje em dia classificado com ferro forjado. O método de obtê-lo consistia em abrir um buraco em uma encosta, forrá-lo com pedras, enchê-lo com minério de ferro e madeira ou carvão vegetal e atear fogo ao combustível. Uma vez queimado todo o combustível, era encontrada uma massa porosa e brilhante entre as cinzas. Essa massa era colhida e batida a martelo, o que tornava o ferro compacto e expulsava parte das impurezas em uma “chuva” de fagulhas.

Com o tempo, o homem aprendeu como aumentar a temperatura durante o aquecimento, soprando a chama com um fole. Na seqüência, foi construído um forno permanente de tijolos em vez de apenas fazer um buraco no chão. Com isto, foi possível realizar o aquecimento do minério de ferro na presença de uma substância carbonácea e a conseqüente reação do ferro com o carbono, gerando uma liga que é até os dias de hoje, uma das mais utilizadas dentre todas as ligas metálicas, denominada aço.

Durante a aurora da Idade do Ferro até a última parte da Idade Média, o ferro era feito em fornalhas por métodos que pareciam mais “mágicos” do que científicos. Esta “verdadeira alquimia” ocasionalmente resultava na produção de um aço. Porém, era normalmente obtido um ferro doce e soldável, rico em escória e impurezas. Ainda considerado um metal raro, o ferro era empregado prioritariamente na fabricação de ferramentas, armas e armaduras.

A evolução foi contínua e acompanhada por grandes progressos técnicos na metalurgia. O rápido desenvolvimento dos métodos de refino e de trabalho do ferro contribui para novas aplicações do metal, na construção de máquinas industriais e objetos metálicos de uso geral.

A expansão da revolução industrial modificou totalmente a metalurgia e o mundo. A evolução das máquinas para processamento e o aumento de produção, transformaram o ferro e aço nos mais importantes materiais utilizados para a construção em geral.

Os períodos pós-guerras marcaram definitivamente os grandes avanços. A busca por melhores tecnologias, envolveu o desenvolvimento intenso dos metais e novas ligas. Além disso, os materiais historicamente antigos como as ligas ferrosas foram cada vez mais pesquisadas e empregadas para diversos fins, ampliando sua participação no mercado. Dentre as ligas ferrosas, os aços são os materiais mais utilizados na construção civil, indústria automobilística e construções mecânicas em geral.

1.2. OS AÇOS E A SUA IMPORTÂNCIA PARA A INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA.

As ligas ferrosas são as mais utilizadas dentre todas as ligas metálicas (CHIAVERINI, 1988). Podem apresentar uma grande diversidade de propriedades mecânicas, desde níveis moderados de resistência (20-30 Kgf/mm²) associados a uma excelente ductilidade e tenacidade, até níveis de resistência muito altas (204 Kgf/mm²) com razoáveis valores de ductilidade (HONEYCOMBE, 1981).

Os baixos custos relativos à produção de ligas ferrosas contribuem para uma extensa aplicação em várias condições de serviço. Esta versatilidade da liga se dá, principalmente, pela profunda modificação de suas propriedades mecânicas, a partir das condições adotadas no tratamento térmico. Além disso, um constante aperfeiçoamento das técnicas de produção tem ocorrido, visando a obtenção de ligas ferrosas cada vez mais “limpas” e com propriedades mecânicas superiores (CHIAVERINI, 1988).

A evolução do aço pode ser verificada através dos valores fornecidos pela sua produção. Na década de 90, a produção mundial de aço bruto permaneceu estável, da ordem de 750 milhões de toneladas/ano, após ter atingido cerca de 780 milhões de toneladas/ano em fins da década de 80.

Entretanto, a produção de aços especiais, que atualmente é cerca de 57 milhões de toneladas, representando cerca de 7,6% da produção siderúrgica, tem evoluído a taxas superiores às dos aços comuns (ANDRADE et al., 1996). Verifica-se, portanto, uma tendência de crescimento da produção de diversos tipos de aços especiais, como consequência do desenvolvimento pela indústria de bens de consumo duráveis de produtos mais leves, porém com características de desempenho superiores.

Na busca de aços com menor custo, pode se observar que para uma determinada aplicação, raramente todas suas propriedades são importantes. Em aplicações em que a resistência, ou a combinação de resistência e tenacidade exigidas em uma peça, não podem ser atingidas e os aços forjados, recozidos ou normalizados, não atendem as especificações, emprega-se normalmente os aços para beneficiamento. Estes aços são usados na construção mecânica e se caracterizam por um teor de carbono geralmente acima de 0,25%, podendo conter elementos ligantes (VILLARES, 1992). A combinação adequada de resistência e tenacidade dos aços beneficiados pode ser obtida por meio de têmpera e revenimento. A têmpera consiste de um tratamento térmico que visa o endurecimento capaz de promover o aumento das propriedades de resistência, provocando, porém, uma redução da tenacidade e ductilidade. A etapa de revenimento tem por finalidade minimizar os efeitos da têmpera, aumentando os valores de tenacidade e ductilidade com pequena alteração das propriedades de resistência.

As estimativas a respeito da produção e consumo mundial de aços, são baseados na evolução da produção da indústria automobilística que consome algo em torno de 90% da produção de aços para construção mecânica. Assim, estima-se consumo atual da ordem de 40 milhões de toneladas deste tipo de aço, representando cerca de 6% do consumo mundial de produtos de aço (ANDRADE et al., 1996).

A evolução dos materiais aplicados na indústria automobilística teve como momento marcante a crise do petróleo, que assolou o mundo na década de 70, levando muitos países a adotarem medidas drásticas no sentido de diminuir e racionalizar o consumo de energia. Sendo a indústria automobilística uma das mais atingidas neste aspecto, a mesma teve que buscar soluções através de evoluções na aerodinâmica, busca de consumíveis alternativos e redução no peso dos veículos.

No Brasil o ponto divisor entre o passado e presente da indústria automobilística foi a abertura da economia brasileira, marcada pela redução das tarifas de importação, ocorrido no início da década de 90. A partir desta abertura, a indústria brasileira se viu

ameaçada por modelos que inauguraram novos segmentos de consumo e que traziam consigo conceitos tecnológicos, até então, pouco empregados pelas montadoras locais. Conforme ocorrido no restante do mundo, no Brasil também não se pode falar no crescimento do setor automotivo sem dar a importância devida ao papel das siderúrgicas (NOGUEIRA, 2001).

Buscando a redução de peso, a indústria automobilística teve que adotar medidas como, redução do tamanho dos veículos, substituição de materiais tradicionalmente utilizados por alumínio e plástico e a substituição dos aços carbono comuns. Com isso, as indústrias produtoras de aço objetivaram, principalmente, fomentar as montadoras com materiais avançados de alta resistência, garantindo o aumento da integridade estrutural, aumento da resistência ao choque, com um menor custo para o produto final. Além desta necessidade básica, que impulsionou grande parte dos desenvolvimentos dos materiais, deve ser realizada uma análise atual e global da utilização e da potencialidade do aço, incluindo as questões ambientais envolvidas tais como a redução do consumo de combustível, a diminuição da emissão de poluentes e os aspectos envolvidos durante a reciclagem do material. Todavia, pode ser verificado que o aço é o material predominante na indústria automobilística, compondo cerca de 70% de toda matéria prima utilizada no automóvel (KISHIDA, 2000).

A partir da crise do petróleo, percebe-se que até hoje, nenhum desafio foi tão crítico para indústria automobilística como a redução de peso dos veículos. Para o século vinte e um este desafio continua e algumas montadoras afirmaram que poderão reduzir o peso dos veículos em um terço ou pela metade até 2015 e mesmo assim a demanda por aços irá aumentar sensivelmente em função do crescimento deste setor (INTERNACIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE, 1995).

1.3. A CORRETA SELEÇÃO E APLICAÇÃO DOS MATERIAIS

Torna-se ponto crucial na realização de projetos mecânicos a adequada seleção dos materiais empregados, buscando a melhor sinergia entre as suas características e seu desempenho e funcionalidade. A seleção é uma das tarefas mais complexas da engenharia, pois normalmente, para uma dada aplicação, há um conjunto de requisitos que o material deve satisfazer. Parte da complexidade da seleção de materiais está em traduzir estes requisitos ou condições de trabalho em propriedades mensuráveis através de ensaios ou testes convencionais, possibilitando o controle da qualidade. Vários fatores como o método siderúrgico, o controle de composição, o grau de conformação, as propriedades mecânicas, as características microestruturais e as propriedades de resistência à corrosão (ZEEMANN, 2001), devem ser especificados durante a seleção do material para otimizar o seu comportamento em serviço. Sua capacidade em sofrer tratamentos térmicos, deformações, usinabilidade, também deve ser analisada, sendo que o conhecimento destes fatores contribui para a adequada aplicação do material e estão diretamente relacionados com a sua microestrutura.

1.4. OS AÇOS BIFÁSICOS

Em 1994, um consórcio dos principais produtores de aço mundiais foi criado para desenvolver um novo conceito de fabricação de automóveis, denominado ULSAB, cujo principal objetivo foi o desenvolvimento de um automóvel mais leve, seguro e com menor consumo de combustível.

Um dos pontos abordados mais importantes para a fabricação deste veículo, foi a utilização de novos tipos de aços, incluindo os aços de alta-resistência e os aços avançados de alta resistência. Nos aços de alta-resistência destacam-se os aços bifásicos, os aços com ultra-baixo teor de carbono com interstícios livres (interstitial-free steels – IF) e os aços multifásicos (PEREIRA, 2004). Dentro do novo conceito de fabricação observa-se que o aço bifásico representa 74% da matéria prima empregada na fabricação de automóveis (ULSAB OVERVIEW REPORT, 1997).

O aço bifásico surgiu durante os estudos de novos tipos de tratamentos térmicos, com interesse prático e científico de correlacionar a resposta mecânica de um material à sua microestrutura. Em 1967, ocorreu a concepção e o desenvolvimento de estruturas especiais pela combinação de ferrita e martensita, baseada na conceituação de reforçamento por fibras, como em materiais conjugados (HASHIMOTO, 1989). Apesar de terem sido desenvolvidos em 1967, o grande interesse por esses aços é mais recente. Por volta de 1975, iniciaram-se estudos mais sistemáticos descrevendo o comportamento de aços bifásicos com respeito à quantidade de martensita e à alta taxa de encruamento.

Obtidos através de tratamentos térmicos intercríticos, apresentam a característica marcante de aliar propriedades antagônicas de alta resistência e alta ductilidade e conformabilidade. Esta característica forneceu ao aço bifásico uma flexibilidade de aplicação em vários setores da indústria, principalmente nas indústrias automotivas.

O aço bifásico tem um grande potencial de utilização em componentes do automóvel, tais como, aros e discos de rodas, fabricação de polias, componentes da coluna de direção, suporte de molas, armação do assento, pára-lamas, partes externas das portas, partes dos painéis internos, entre outros (PEREIRA, 1992).

Além dos componentes citados anteriormente, os aços bifásicos de alta resistência tem sido muito usados em itens de segurança dos veículos. Para atender os novos conceitos de segurança, o projeto do assento traseiro necessita de mudanças substanciais que atendam requisitos, tais como, possibilidade da instalação de um cinto de segurança para o passageiro central, sobre o ombro, de forma a suportar as solicitações impostas durante o teste de impacto frontal, não permitindo que ocorra a invasão da carga localizada no porta-malas. Para este requisito está sendo analisada a utilização de uma estrutura, realizada de tubos de aço bifásico de alta resistência.

Quando se trata de aços bifásicos de alta resistência, os aços empregados na grande maioria dos trabalhos de referência (ERDOGAN, 2003; JIANG; GUAN; LIAN, 1995; SUN; PUGH, 2000) apresentam em sua composição baixos teores de carbono. Apesar de escassas, existem pesquisas voltadas para obtenção de aços bifásicos de alta resistência com médio teor de carbono que podem ser utilizados na substituição de vários outros componentes, não só na indústria automobilística, mas também em outros segmentos da indústria. A escassez de informações, aliado ao grande potencial de utilização, justifica a realização de pesquisas voltadas para a obtenção de aços bifásicos com médio teor de carbono.

1.5. OBJETIVOS E ESTRUTURA DO TRABALHO

No presente trabalho foram investigadas as propriedades mecânicas de aços bifásicos de médio teor de carbono, obtidos a partir de diferentes temperaturas de tratamento intercrítico. Foram comparadas as propriedades mecânicas dos aços como fornecidos e após os tratamentos convencionais de têmpera e revenimento.

Foram escolhidos três aços com médio teor de carbono, normalizados como SAE1045, SAE4340 e AISI300M. Estes aços foram escolhidos por serem aços tipicamente utilizados em componentes industriais e, na grande maioria das vezes, na condição de temperados e revenidos.

Durante o estudo, foi dado ênfase aos seguintes pontos:

- tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, objetivando a obtenção de uma microestrutura constituída basicamente de martensita revenida, representando a microestrutura em que normalmente estes materiais são empregados;
- tratamentos térmicos intercríticos, avaliando a influência da variação da temperatura sobre a microestrutura e, conseqüentemente, sobre suas propriedades mecânicas;
- análise microestrutural, analisando as formas e quantidade das fases presentes, assim como suas interações;

- ensaios de tração, realizando uma comparação entre as propriedades mecânicas obtidas após têmpera e revenimento e do tratamento intercrítico;

Com relação à forma de apresentação da dissertação, pode-se dizer que no capítulo 1, procurou-se realizar uma breve cronologia da evolução dos materiais e correlacionar a mesma ao surgimento e desenvolvimento dos aços bifásicos. Também foi objetivo deste capítulo, demonstrar a importância do estudo destes aços e seu potencial de aplicação.

No capítulo 2, é feita uma revisão bibliográfica, apresentando aspectos importantes sobre o entendimento atual dos aços bifásicos. Os principais tópicos explanados são os métodos de obtenção do aço bifásico, os tratamentos intercríticos, a contribuição das fases presentes e nas propriedades mecânicas. É realizada também, uma revisão bibliográfica dos aços bifásicos de alta resistência, com médio teor de carbono, onde são discutidos basicamente os mesmos tópicos citados anteriormente, porém para esta condição específica.

No capítulo 3, é descrita a metodologia utilizada no trabalho. Relaciona-se as várias condições de tratamentos térmicos realizadas, as técnicas de metalografia quantitativa e qualitativas utilizadas, assim como, os ensaios mecânicos empregados.

No capítulo 4, são apresentados os principais resultados obtidos através das técnicas de metalografia e ensaios mecânicos, descritos no capítulo anterior. Também são realizadas neste capítulo, as discussões dos resultados encontrados, através do estabelecimento de correlações entre o processamento, a microestrutura e as propriedades mecânicas finais dos materiais, baseado nos conhecimentos atuais que se tem dos aços empregados no respectivo trabalho.

Finalmente, no capítulo 5, são apresentadas as conclusões finais, realizadas as considerações finais e sugestões para novos projetos de pesquisa.

Em síntese, pretende-se com o presente trabalho, contribuir com o desenvolvimento tecnológico e científico, determinando características e perspectivas, para aplicação potenciais de aços bifásicos de alta resistência, contendo médio teor de carbono.

CAPÍTULO 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. AÇOS BIFÁSICOS

2.1.1. Introdução

Historicamente, a evolução dos aços vem se baseando no domínio de um complexo balanço de propriedades, como os limites de escoamento e de resistência à tração, soldabilidade, ductilidade e tenacidade, além do desejo crescente de aproveitar todas estas propriedades em sua plenitude em um mesmo material. O desenvolvimento dos aços bifásicos têm ocorrido nas últimas décadas por apresentarem uma excelente combinação de propriedades mecânicas: altos valores de resistência à tração, altas taxas de encruamento, escoamento contínuo, baixa relação entre o limite de escoamento e resistência à tração e altos níveis de deformação total, características tais, que conferem a estes materiais um grande potencial de utilização na indústria automobilística. Na Figura 1 pode-se observar que os aços bifásicos apresentaram uma excelente relação entre a resistência à tração e ductilidade, quando comparados a outros aços utilizados para construção mecânica.

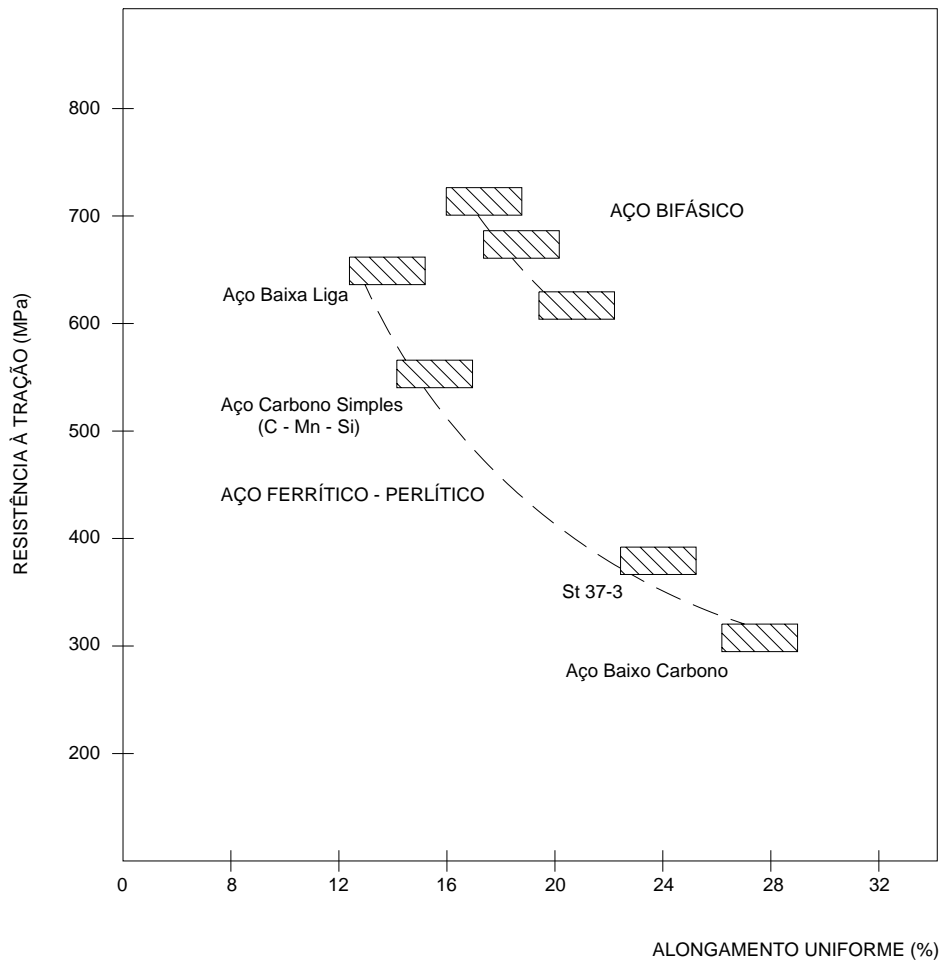


Figura 1. Relação entre a resistência à tração e ductilidade dos aços bifásicos, comparando com aços ferrítico–perlíticos (EL SESY; EL BARADIE, 2002)

Recentes publicações (ADVANCED MATERIALS & PROCESSES, 2001; ULSAB OVERVIEW REPORT, 1997; DEL PRETE, 2003) voltadas ao setor automobilístico relatam sobre o desenvolvimento de novas famílias de aços bifásicos com elevada resistência mecânica, maior plasticidade e resistência ao impacto, e redução de peso (ADVANCED MATERIALS & PROCESSES, 2001). Apesar do potencial de aplicação em diversas áreas do mercado, a utilização dos aços bifásicos, ainda hoje, está concentrada na indústria automobilística (Figura 2), que vem buscando minimizar os custos de fabricação, atender aos requisitos de segurança, redução de peso, maior eficiência ao consumo de combustível e, conseqüentemente, um menor

impacto ambiental. Segundo profissionais da indústria automobilística, metade dos aços utilizados atualmente na fabricação dos veículos não existia há dez anos atrás, o que demonstra o constante e acelerado desenvolvimento tecnológico (EL SESY; EL BARADIE, 2002; NOGUEIRA; SILVA, 2001).

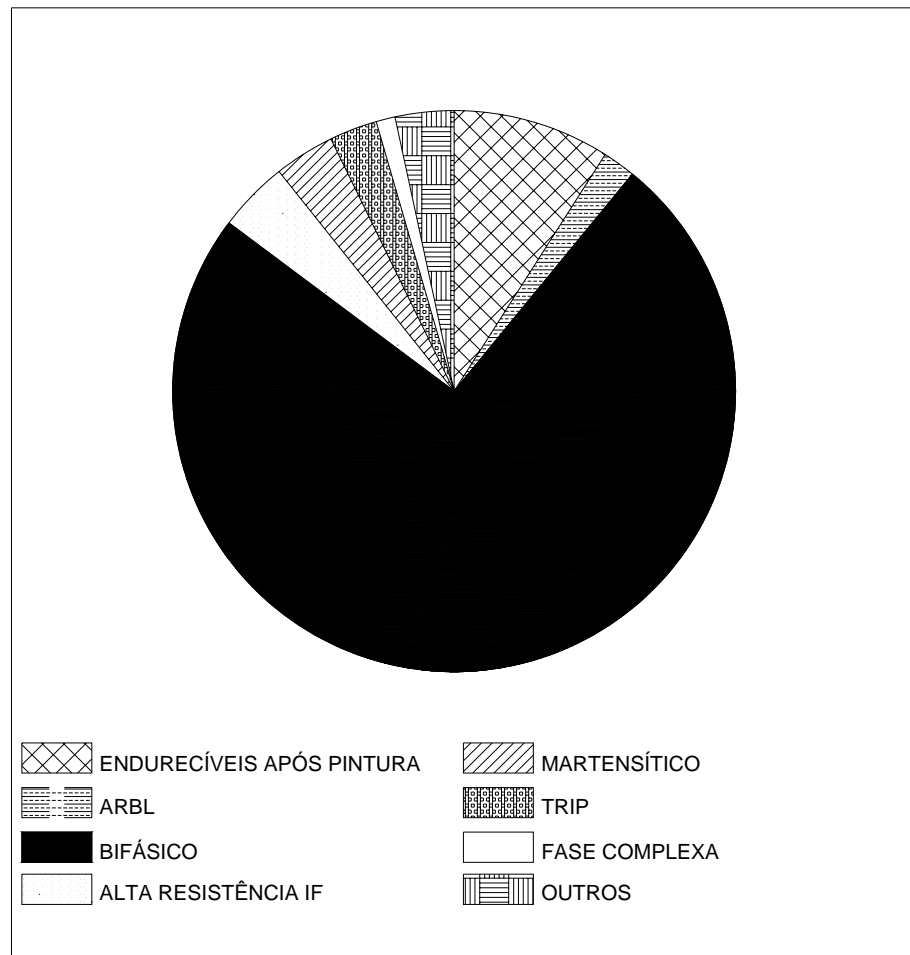


Figura 2. Tipos de aços utilizados na estrutura da carroceria dos automóveis (ULSAB OVERVIEW REPORT, 1997)

2.1.2. Definição e conceitos básicos

O surgimento dos aços bifásicos foi inspirado na conceituação empregada em materiais compostos ou conjugados (CAIRNS; CHARLES, 1967). Considerados como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), em função da similaridade da composição química, são caracterizados por uma microestrutura formada de duas fases, sendo uma constituída de uma matriz ferrítica, principal responsável pela ductilidade do material, e outra formada por ilhas de martensita dispersas nesta matriz, até a fração volumétrica de aproximadamente 20%, responsável por sua alta resistência. Da predominância destas fases advém o termo bifásico; contudo, pequenas quantidades de outras fases ou microconstituintes (como bainita, austenita retida e perlita) podem estar presentes (MAGNABOSCO, 2002).

A quantidade máxima de 20% de martensita na estrutura pode ser encontrada na maioria das referências. Porém, trabalhos recentes têm apresentado estudos com aços denominados aços bifásicos de alta martensita, que apresentam teores de martensita de 33% até aproximadamente 80% (BAG; RAY; DWARAKADASA, 1999, 2001).

Através de curvas tensão-deformação podem ser comparadas as características típicas de um aço bifásico com as de aços de alta resistência e baixa liga (Figura 3). Notou-se que o aço bifásico atingiu níveis de resistência mecânica comparáveis a de um aço ARBL com tensão de escoamento próxima de 650 MPa, aliado a valores de alongamento e escoamento semelhantes aos de um aço ARBL com limite de escoamento de 350 MPa (GUIMARÃES; PAPALÉO, 1981).

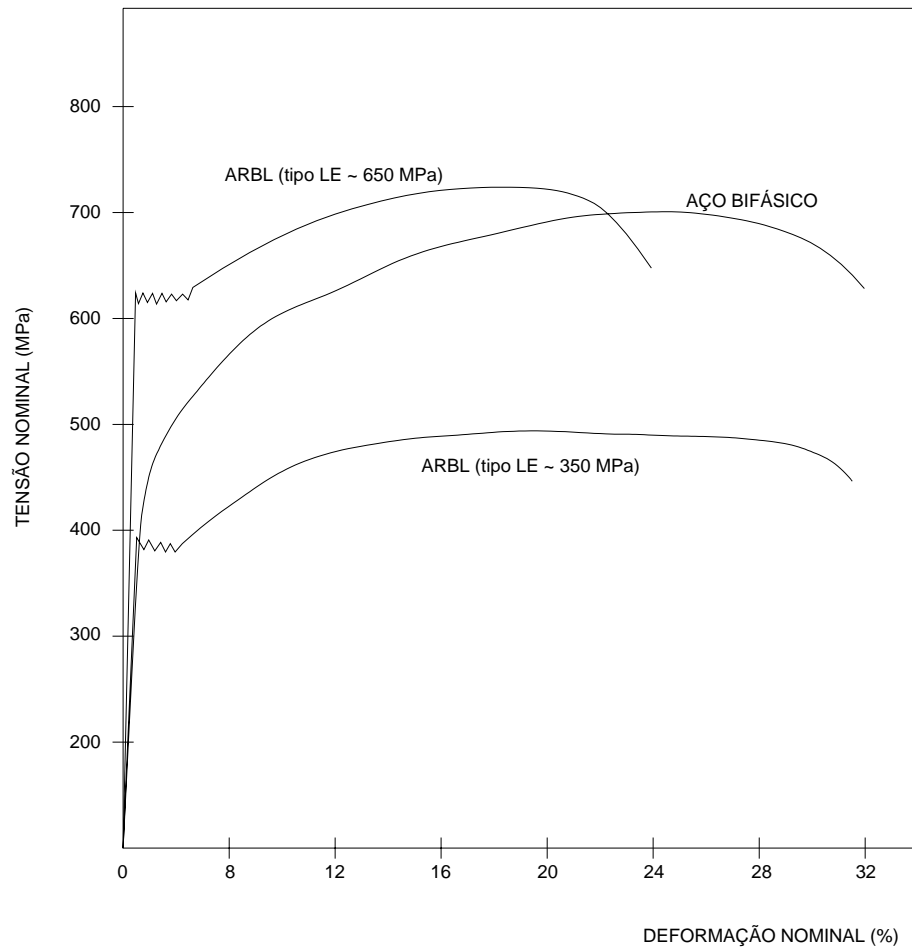


Figura 3. Curvas tensão-deformação convencionais de um aço bifásico e dois aços ARBL (GUIMARÃES; PAPALÉO, 1981).

Considerando a grande utilização dos aços bifásicos, pode-se comparar, através da Figura 4, suas características com as outras classes de chapas de aços utilizadas na indústria automobilística.

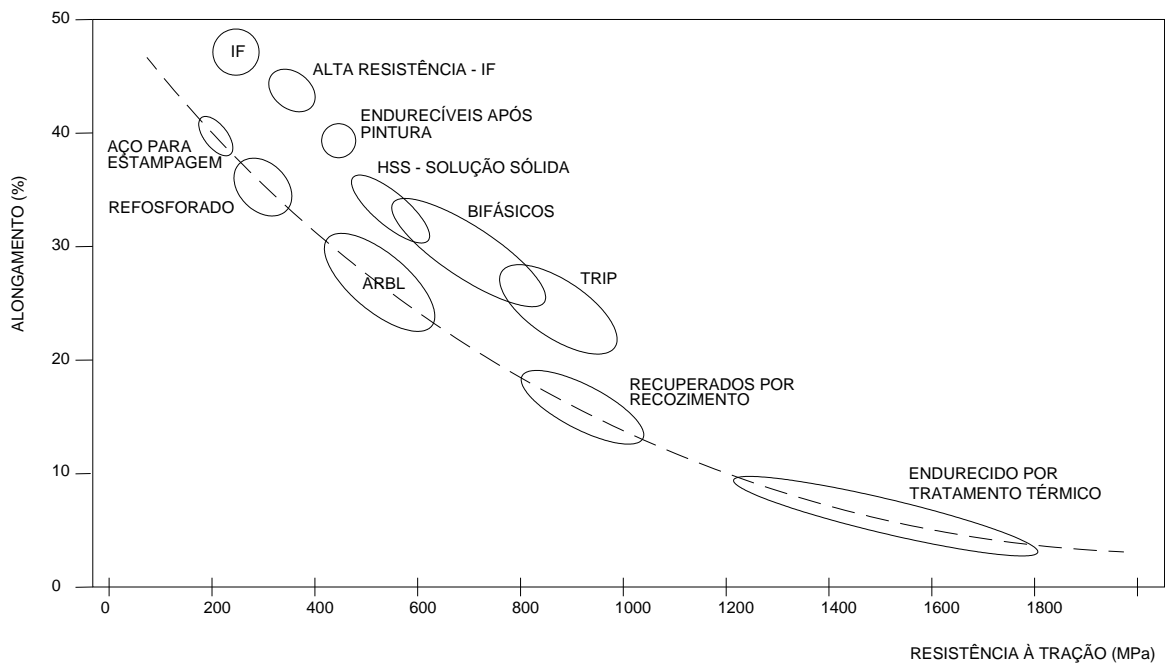


Figura 4. Comparação entre a resistência à tração e o alongamento para várias classes de chapas de aço para uso automotivo (AUTO/STEEL PARTNERSHIP, 2000).

É importante salientar que a resistência à tração e ductilidade dos aços bifásicos não depende somente do tamanho dos grãos e das propriedades das fases constituintes, mas também da fração volumétrica, distribuição, morfologia e teor de carbono da fase martensítica, bem como da precipitação de carbonetos na ferrita. O pequeno tamanho de grão e alta fração volumétrica da martensita tende a aumentar a resistência à tração do aço bifásico. Entretanto, a precipitação de carbonetos pode reduzir a ductilidade em aços bifásicos contendo alta fração volumétrica de martensita (SUN; PUGH, 2002). Da exploração do conceito, aumento da resistência com a precipitação de carbonetos na ferrita, foram desenvolvidas as chapas de aços denominadas “chapa de aço bifásico tipo híbrido”, que consiste, basicamente, em uma precipitação para reforço da fase ferrítica depois da produção da microestrutura bifásica (FURUKIMI, 1999).

Um aspecto interessante desses aços é a incompatibilidade plástica entre os seus microconstituintes e conseqüentes influências no processo de deformação, pois, enquanto a ferrita suporta grandes deformações, as ilhas de martensita só apresentam deformações visíveis após o aço ter atingido o máximo de deformação uniforme (JARDIM; LONGO; CHAWLA, 1985).

A estrutura bifásica pode ser obtida através de tratamento térmico ou diretamente por laminação a quente. Este tratamento térmico, denominado intercrítico, consiste, basicamente, no resfriamento do aço a partir da região intercrítica, onde o aço está decomposto em ferrita e austenita, a uma taxa de resfriamento suficientemente alta para a transformação da austenita em martensita. A região intercrítica é delimitada, no diagrama Fe-C, pela linha que define a temperatura de transformação da austenita em ferrita (A_3) e pela linha que define a temperatura da reação eutetóide, onde ocorre a transformação da austenita em ferrita e cementita (A_1). O conceito de temperabilidade, envolvendo a interação entre composição química e taxa de resfriamento, portanto, representa uma importante consideração no desenvolvimento da microestrutura requerida para estes aços.

2.2. TRATAMENTO TÉRMICO INTERCRÍTICO

De uma maneira geral, os aços com baixo e médio teor de carbono podem ser tratados termicamente para produzir um aço bifásico de alta resistência com estrutura de ferrita e martensita. Basicamente, o tratamento térmico intercrítico consiste do recozimento intercrítico (entre A_3 e A_1), seguido de um rápido resfriamento, a fim de se promover a transformação da austenita em martensita. A temperatura utilizada no tratamento térmico intercrítico é função da composição química do aço e situa-se na região de coexistência da ferrita e austenita. O tratamento térmico intercrítico propicia um processo relativamente simples e barato que pode trazer excelentes valores de resistência aos aços microligados com baixo carbono (TAVARES et al., 1999).

Em pesquisas, a obtenção de uma microestrutura bifásica em aços com baixos teores de carbono contendo elementos de liga foi efetuada através de dois tipos de tratamento térmico intercrítico (HASHIMOTO, 1989).

O primeiro tipo de tratamento consistiu, basicamente, do aquecimento até uma temperatura intercrítica, seguido de têmpera (Figura 5). Neste processo, foi obtida uma microestrutura final constituída de uma fase martensítica contínua, isolando as ilhas da fase ferrita.

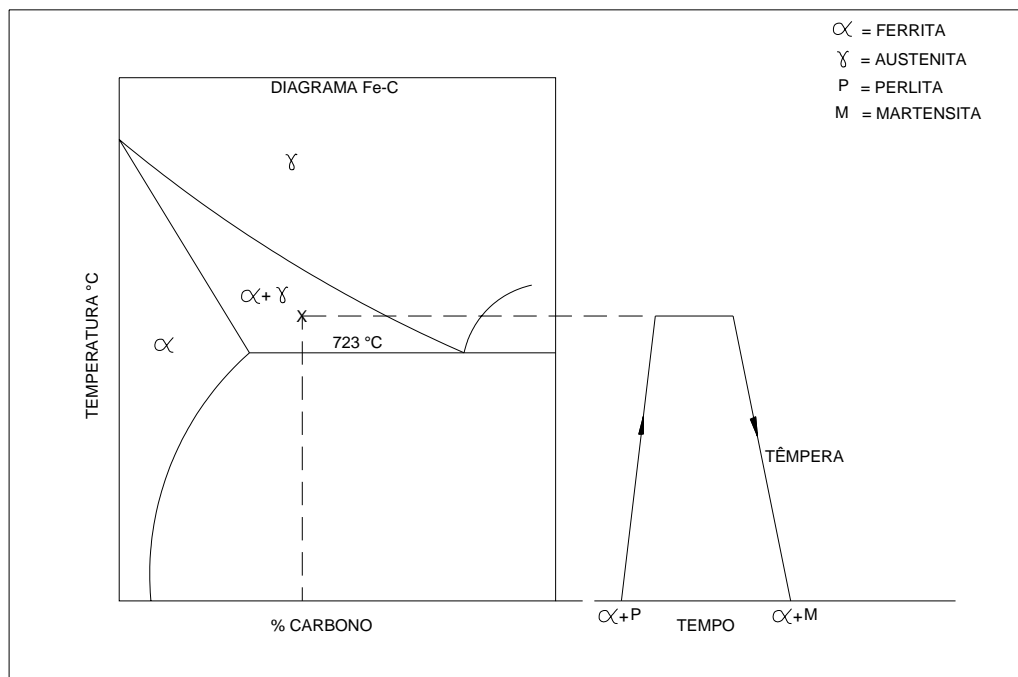


Figura 5. Representação esquemática do tratamento térmico intercrítico (aquecimento até a temperatura intercrítica, seguido de têmpera) (HASHIMOTO,1989).

O segundo tipo consistiu, basicamente, do resfriamento a partir de uma temperatura de austenitização, até uma temperatura intercrítica, seguindo-se a têmpera (Figura 6). Neste processo obtém-se uma microestrutura final constituída por ilhas de martensita embutidas em uma matriz de ferrita.

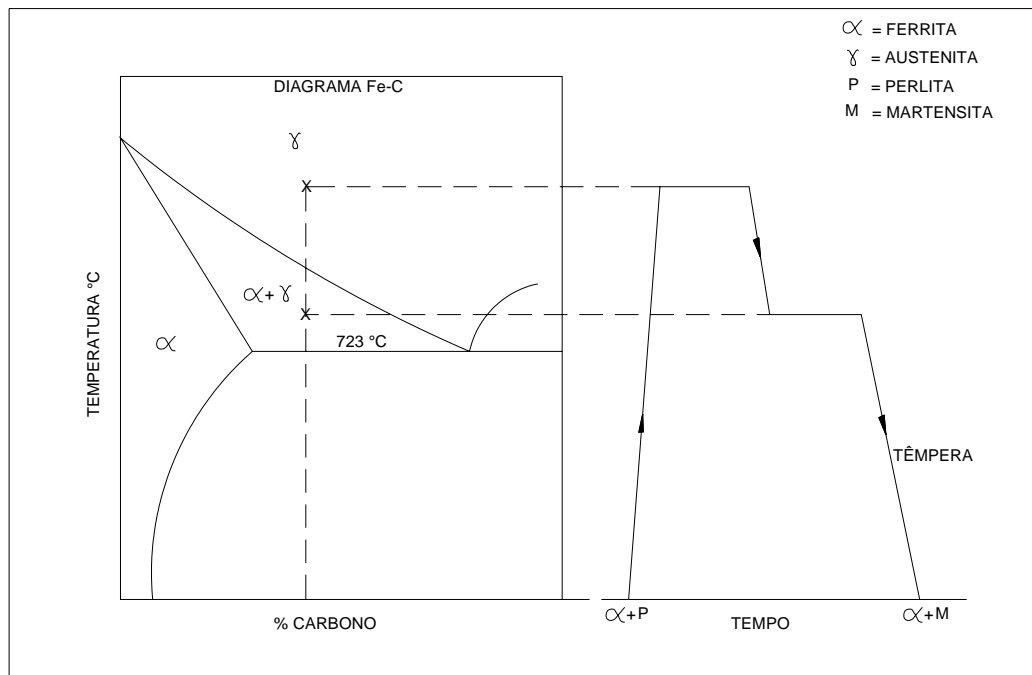


Figura 6. Representação esquemática do tratamento térmico intercrítico (resfriamento a partir da temperatura de austenitização, até a temperatura intercrítica, seguida de têmpera) (HASHIMOTO, 1989).

Em processos industriais, os aços bifásicos podem ser obtidos por três rotas distintas. A primeira rota é aplicada em chapas com espessura menor que 2mm que necessitam serem laminadas a frio até uma espessura final desejada. Neste caso, o aço já bobinado foi aquecido “em caixa” a uma temperatura no intervalo entre A_3 e A_1 e resfriado naturalmente até a temperatura ambiente. Tratou-se de um processamento descontínuo em que as condições de transmissão de calor atuantes requerem a adição de elementos de liga ao aço para garantir a temperabilidade. Este processo de recozimento em caixa não foi amplamente aceito devido a problemas, tais como condições de recozimento heterogêneas, causados pelo alto teor de Mn. No recozimento contínuo, a chapa em sua dimensão final é aquecida entre A_3 e A_1 e resfriada em forno contínuo de forma controlada. Na terceira rota, isto é, no processamento direto, o tratamento térmico intercrítico foi eliminado. O aço é resfriado e bobinado de forma adequada à formação da microestrutura desejada (GUIMARÃES; PAPALÉO, 1981).

Trabalhos recentes (TAVARES et al., 1999; AHN et al., 1999) mostraram que diversas formas de tratamento térmico intercrítico vem sendo realizados com o objetivo de correlação dos mesmos com as propriedades mecânicas do aços, visando a otimização em condições específicas de trabalho.

Ahn et al.(1999) realizaram pesquisas com o objetivo de melhorar o comportamento em fadiga do aço forjado com médio teor de carbono SA508 Cl.3, através da modificação do processo de tratamento térmico, para se obter mudanças na microestrutura, sem necessidade de alterações da composição química. O processo convencional para o aço SA508 Cl.3, utilizado na fabricação de vasos de pressão, consiste da austenitização seguido de têmpera, revenimento e tratamento térmico de alívio de tensões induzidas pelo processo de soldagem. O ponto chave para a modificação do tratamento térmico foi a introdução do tratamento térmico intercrítico entre a têmpera e o revenimento (Figura 7).

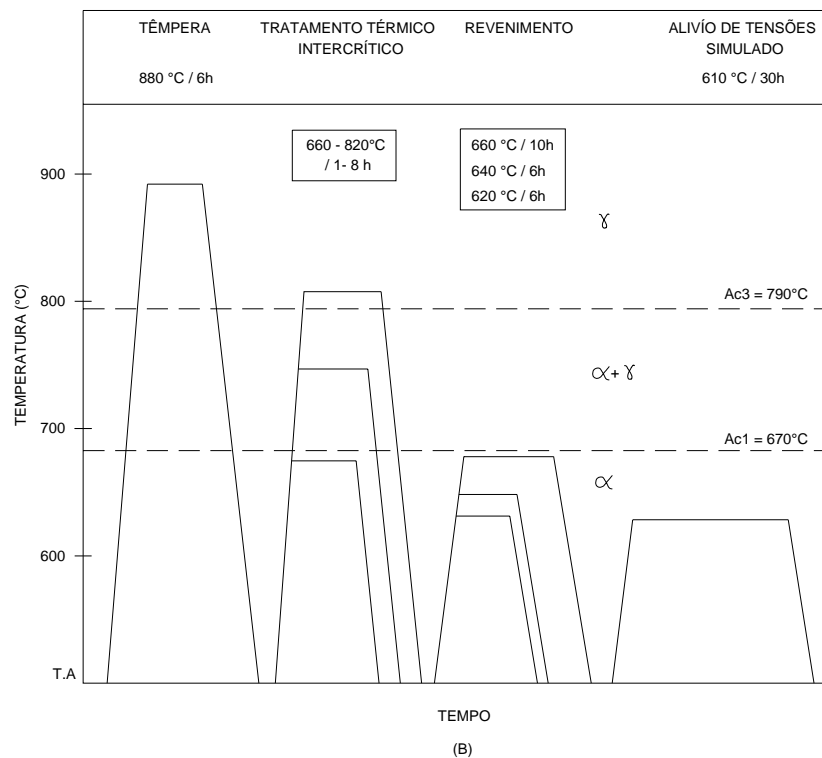
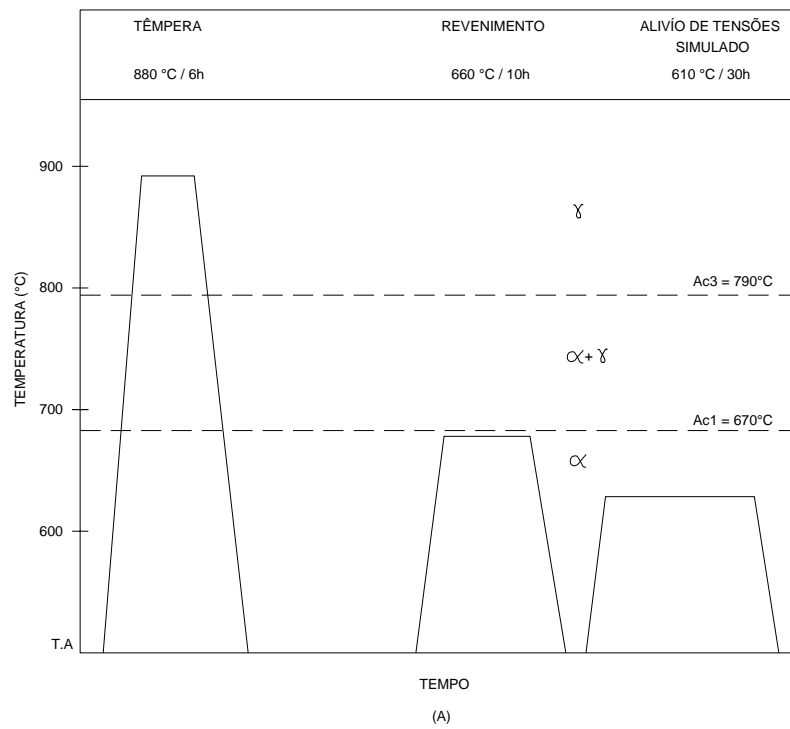


Figura 7. Representação esquemática do (A) tratamento térmico convencional e (B) o novo tratamento térmico proposto no trabalho realizado por Ahn et al. (1999).

Durante o trabalho realizado por Ahn et al. (1999), vários tratamentos térmicos foram realizados para se encontrar a condição adequada para o tratamento térmico intercrítico, considerando a perda de resistência devido a este tratamento. Dessa forma, o tratamento térmico seguiu as etapas descritas abaixo:

1^a Etapa - austenitização do material à 880°C durante 6 horas, seguido de têmpera.

2^a Etapa – recozimento intercrítico com variação na temperatura de 660°C até 820°C variando o tempo de permanência na região intercrítica variou de 1 a 8 horas.

3^a Etapa – revenimento com os parâmetros alterados de 660°C / 10 horas, para 646°C / 6 horas e 620°C / 6 horas.

4^a Etapa – simulado um tratamento térmico de alívio das tensões induzidas pela solda, a 610°C por 30 horas (ASME 1955).

Para todas as etapas descritas acima foram adotadas duas taxas de aquecimento (0,3 e 30°C/min) e duas taxas de resfriamento (100 e 200°C/min).

Em função dos resultados obtidos nos ensaios de impacto e tração para aços aplicados na fabricação de vasos de pressão, e buscando uma relação entre o tratamento térmico utilizado e os parâmetros estabelecidos pela norma ASME (American Society Materials Engineers), foi determinada a condição ideal para o tratamento térmico próxima de 720°C com tempo de permanência de 6 horas. A fim de se obter resistência suficiente para atender os requisitos descritos na norma ASME, a condição de revenimento foi alterada para 640°C / 6 horas, com o objetivo de se aumentar a resistência com nenhuma redução significativa da ductilidade. Para todas as etapas do processo de tratamento térmico foram adotadas velocidades de aquecimento de 0,3°C/min e de resfriamento de 200°C/min (AHN et al., 1999).

Diferentes microestruturas podem ser observadas após cada etapa do tratamento térmico. Após a têmpera, foi obtida uma estrutura tipicamente bainítica. A microestrutura do aço após a têmpera e o tratamento térmico intercrítico é um composto de martensita e bainita revenida. Após a realização do revenimento foi obtida uma estrutura composta de martensita revenida e bainita duplamente revenida. Comparando estas duas microestruturas, foi verificado que o novo processo de tratamento térmico proporcionou uma estrutura mais fina e homogênea do que o tratamento convencional.

Buscando analisar os efeitos da fração volumétrica da martensita em um aço cementado AISI 8620 com estrutura bifásica, Erdogan e Tekeli (2003) realizaram o tratamento térmico intercrítico com duas diferentes microestruturas iniciais, onde a primeira microestrutura originou-se da austenitização do aço a temperatura de 900°C por 20 min, seguida de um resfriamento ao ar (normalização), e a segunda originou-se também da austenitização a 900°C por 20 min, seguida de têmpera em óleo. Duas diferentes microestruturas foram obtidas após os diferentes tratamentos térmicos: uma estrutura de ferrita refinada e perlita com algumas partículas de martensita obtida através da normalização e a segunda microestrutura quase totalmente martensítica obtida a partir da têmpera em óleo.

As amostras foram submetidas ao tratamento térmico intercrítico, a partir de duas temperaturas intercríticas com o objetivo de obter diferentes frações volumétricas de martensita. Estas temperaturas foram de 746°C e 731°C.

Através da cementação a superfície da amostra foi enriquecida com carbono ($\sim 0,8\%C$) enquanto que o núcleo manteve-se com o seu teor próximo do inicial ($\sim 0,2\%C$) (ERDOGAN; TEKELI, 2003).

As seguintes microestruturas após o tratamento térmico intercrítico foram observadas no núcleo da amostra do primeiro caso (estrutura ferrita refinada e perlita com algumas partículas de martensita):

- a amostra temperada a partir de $731^{\circ}C$ apresentou uma microestrutura grosseira, partículas de martensita nodular limitadas pela formação de colônias de perlita e da martensita quase-contínua ao longo dos contornos de grão da ferrita.
- a amostra temperada a partir de $746^{\circ}C$ apresentou uma microestrutura constituída de uma rede contínua de martensita. A razão para formação desta rede contínua de martensita foi o aumento da fração volumétrica da austenita na região intercrítica e sua posterior transformação em martensita.

Após o tratamento térmico intercrítico, foi observado que a microestrutura da superfície cementada da amostra não apresentou alteração em relação a sua microestrutura inicial. A Figura 8 mostra que apesar do elevado teor de carbono da região cementada, a mesma não sofreu transformações durante o tratamento intercrítico, permanecendo completamente na fase austenítica do diagrama Fe-C.

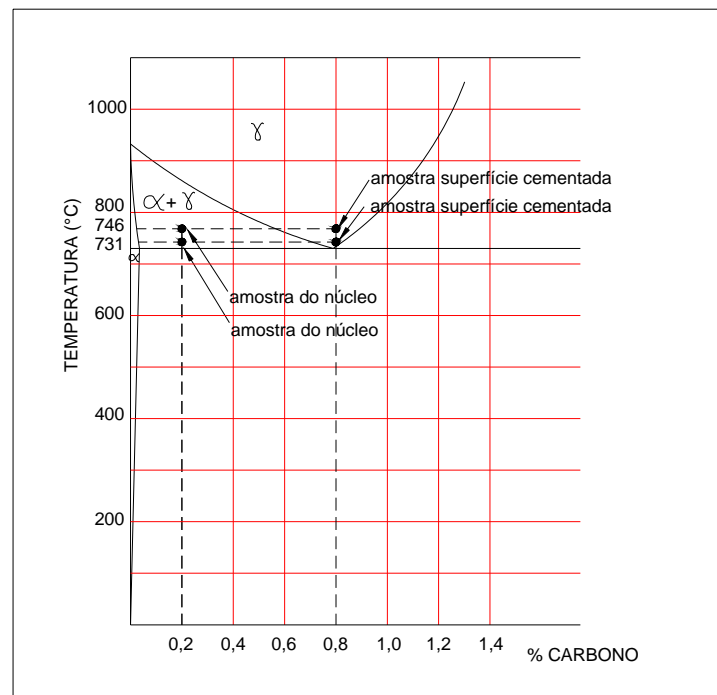


Figura 8. Representação esquemática do posicionamento das amostras analisadas por Erdogan e Tekeli (2003) no diagrama Fe-C.

Para investigação das variações das propriedades mecânicas em função da fração volumétrica da martensita, Tavares et al. (1999) realizaram tratamentos térmicos com diferentes temperaturas intercríticas, seguidas de têmpera e revenimento. As amostras foram tratadas termicamente por 30 minutos na região intercrítica e temperadas em água. O recozimento intercrítico foi realizado em três temperaturas distintas com o objetivo da variação da fração volumétrica, pois conforme pode ser verificado através da regra da balança, estas variações na temperatura geram diferentes quantidades de austenita na região intercrítica e, conseqüentemente, diferentes frações volumétricas da martensita após a têmpera.

As amostras também foram revenidas em três temperaturas distintas, 100°C, 200°C, 300°C, e seus resultados foram medidos e investigados. Em todos os casos analisados foi obtida uma microestrutura final constituída de ferrita e martensita revenida, porém com variações da fração volumétrica da martensita.

Buscando analisar o desenvolvimento de estruturas bifásicas partindo de diferentes microestruturas iniciais, Cai, Garrat-Reed e Owen (1985) também enfatizaram sobre a importância da microestrutura antes do tratamento térmico intercrítico e da distribuição de elementos de liga substitucionais. Neste trabalho foram efetuados cinco diferentes tratamentos antes do recozimento intercrítico, que podem ser resumidos em:

Série A: material como fornecido. Neste caso não foi efetuado nenhum tratamento prévio. As amostras foram retiradas da chapa no estado como laminada.

Série B: resfriamento no forno a partir de 938°C.

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

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

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

Para as séries B, C, D e E foi realizado inicialmente um tratamento de homogeneização, que consistiu no aquecimento da amostra à 1250°C e manutenção nesta temperatura por 15 horas.

As séries A e B caracterizaram-se por apresentar estruturas desenvolvidas a partir de perlita e ferrita. Na série A, a estrutura formada anteriormente por ferrita e perlita

severamente bandeada, passou a ser constituída por ferrita e martensita bandeada, em função da não homogeneização do material (Figura 9). Na série B, após a homogeneização, foram realizadas repetidas normalizações, seguidas de um tratamento térmico na região intercrítica e, finalmente, o resfriamento no forno (Figura 10). A microestrutura que, inicialmente, apresentava uma característica de distribuição uniforme de colônias de perlita envolvida em um matriz ferrítica, passou a ter a forma de um reticulado aproximadamente contínuo de martensita circundando grãos equiaxiais de ferrita.

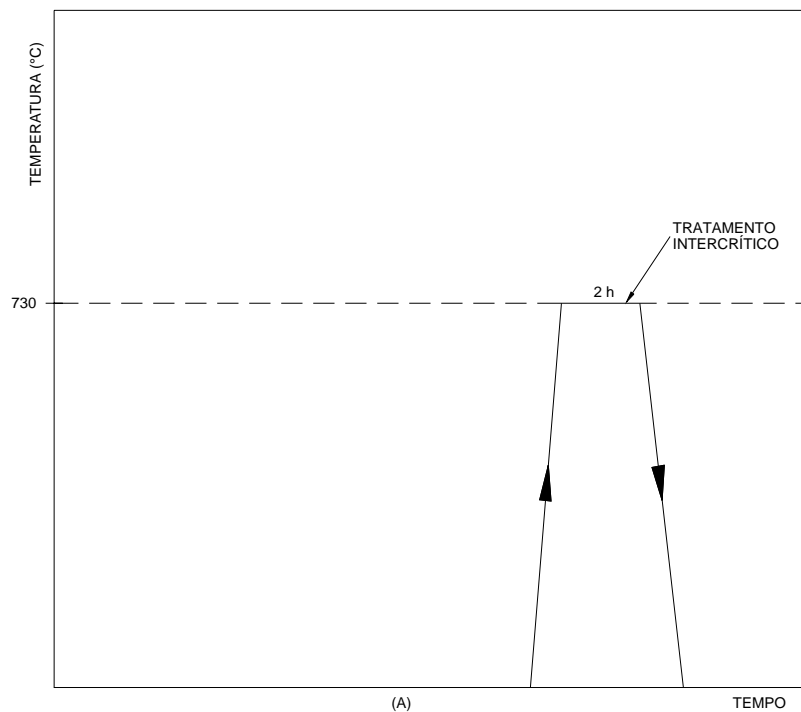


Figura 9. Representação esquemática do tratamento térmico série A, realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen (1985).

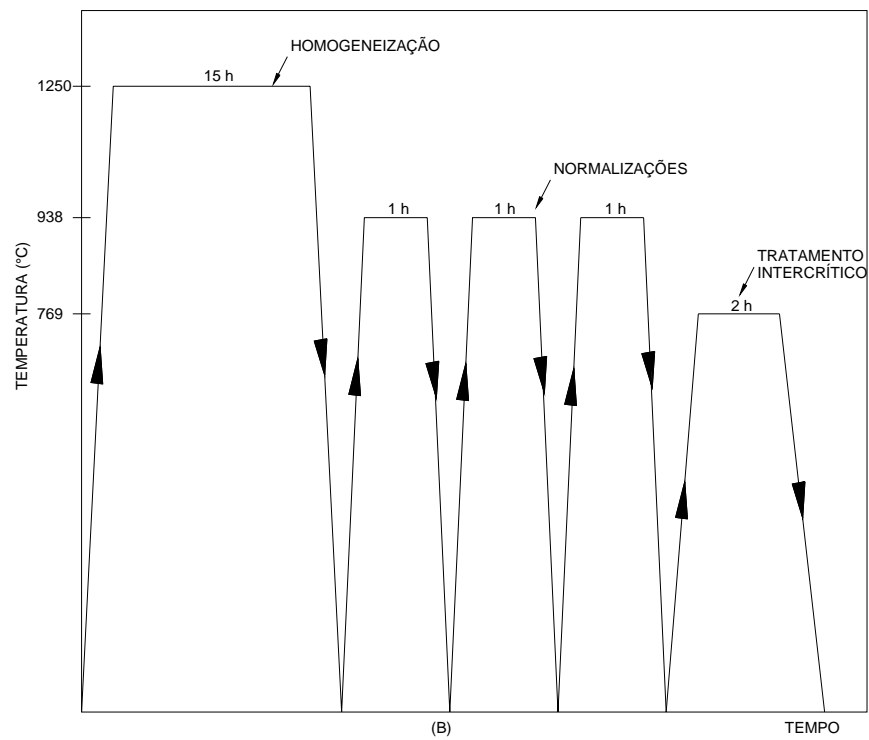


Figura 10. Representação esquemática do tratamento térmico série B, realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen (1985).

No caso C, foram realizados repetidos tratamentos de têmpera após a homogeneização, seguidos de um tratamento térmico na região intercrítica e, finalmente, o resfriamento (Figura 11). A microestrutura inicialmente formada por martensita ripada de baixo carbono, passou a ser composta por uma mistura de fibras finas de ferrita e martensita.

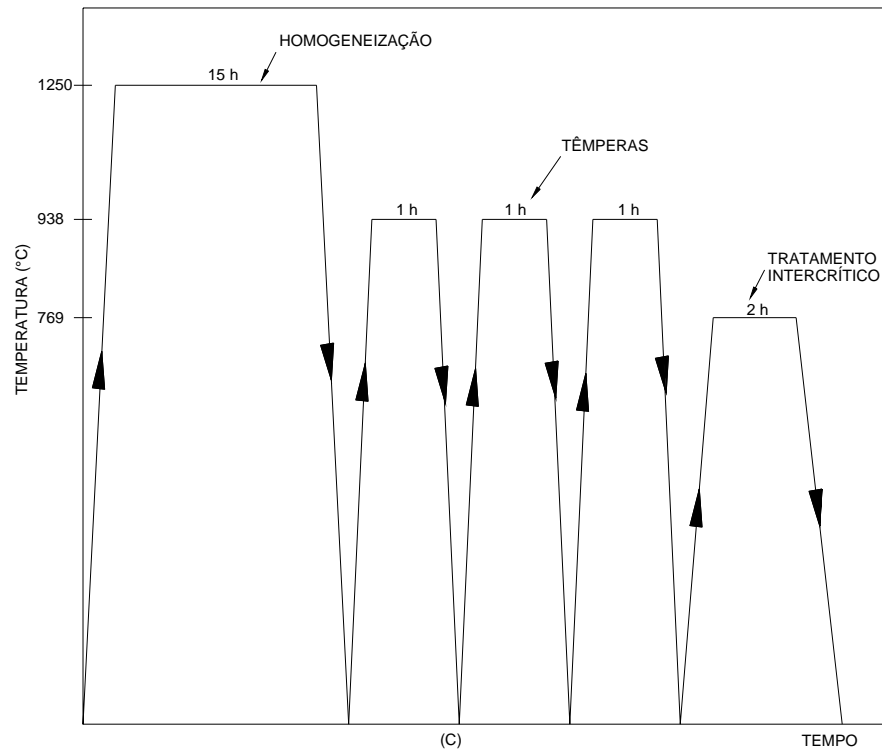


Figura 11. Representação esquemática do tratamento térmico série C, realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen (1985).

Por outro lado, após sofrer a esferoidização (Figura 12), a microestrutura da série D, que era inicialmente formada por partículas finas, aproximadamente esféricas de cementita envolvidas na ferrita, passou a ser constituída por uma mistura martensita – ferrita de fibras grosseiras contendo pequenas partículas de cementita não dissolvidas (CAI; FENG; OWEN, 1985). Portanto, não ocorreu a dissolução completa da cementita no tratamento intercrítico realizado (PEREIRA, 1992).

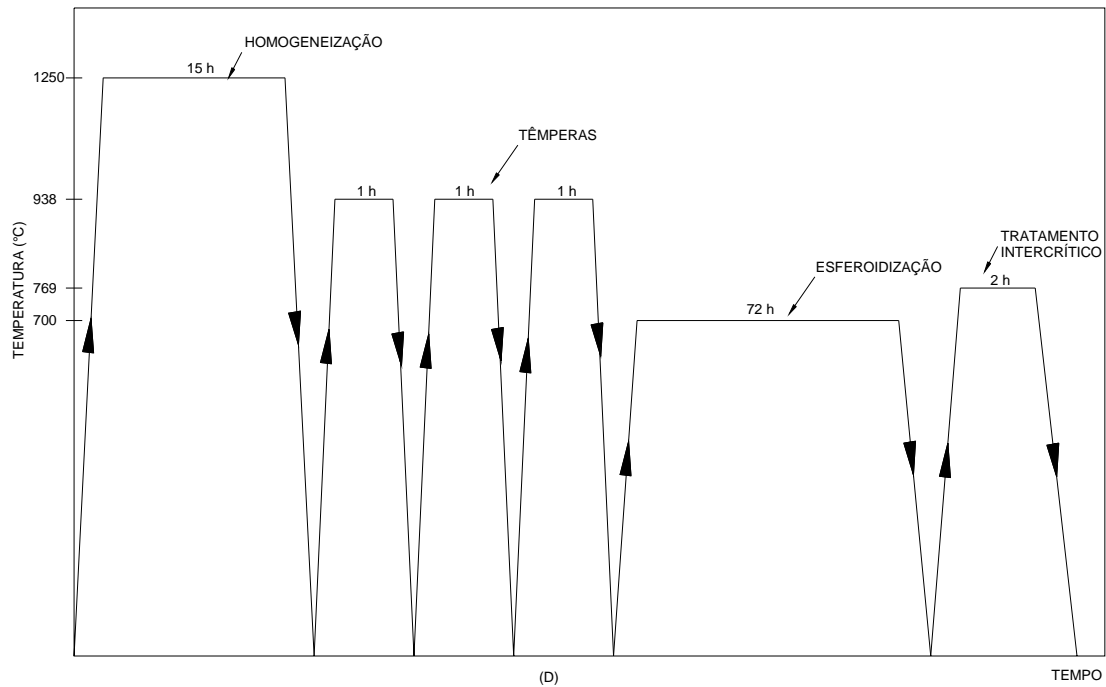


Figura 12. Representação esquemática do tratamento térmico série D, realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen (1985).

Analisando a última série, que sofreu o processo de têmpera em degrau (Figura 13), observou-se uma estrutura desenvolvida a partir da fase austenítica. Após a realização do recozimento intercrítico, a microestrutura passou a ser composta por uma matriz contínua de ferrita contendo volumes dispersos de martensita.

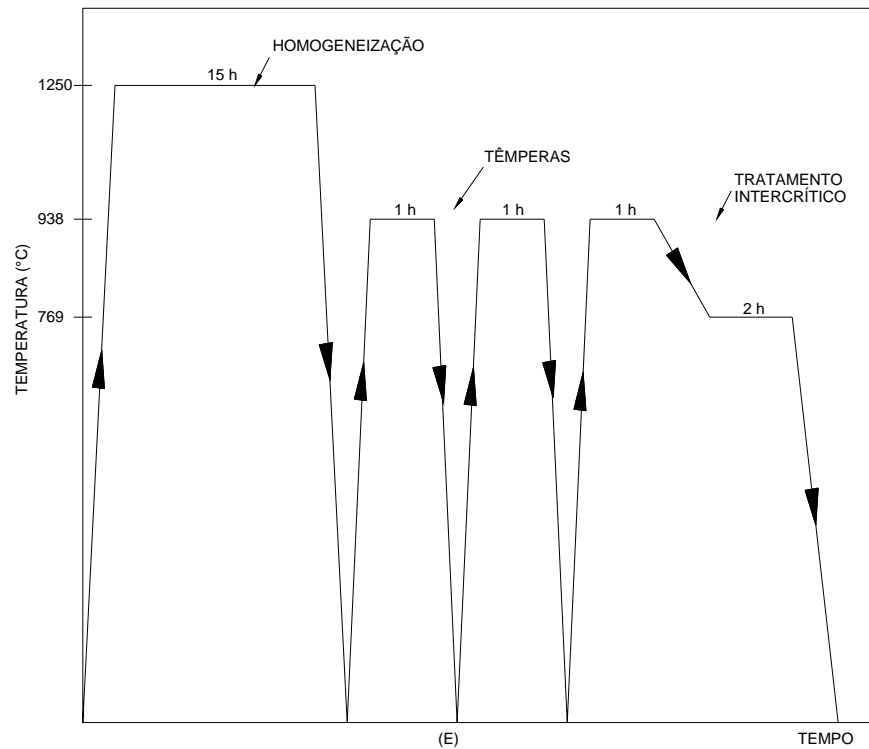


Figura 13. Representação esquemática do tratamento térmico série E, realizado por Cai; Garrat-Reed e Owen (1985).

2.3. FORMAÇÃO DA AUSTENITA DURANTE O TRATAMENTO INTERCRÍTICO.

Algumas etapas são de primordial importância na formação da microestrutura e no desenvolvimento das propriedades dos aços bifásicos. Entre elas, a formação da austenita durante o recozimento, que se dará basicamente através das seguintes etapas (MAGNABOSCO; BOTTON, 2000):

1^a Etapa – nucleação de austenita na perlita ou nas interfaces das partículas de cementita, seguido de crescimento muito rápido da austenita, até que os carbonetos sejam dissolvidos.

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

3ª Etapa – equilíbrio final muito lento de ferrita e austenita a uma taxa que é controlada pela difusão do manganês na austenita.

A figura 14 mostra a cinética de formação de austenita em diferentes temperaturas para um aço com 0,12%C e 1,5%Mn, com os tempos e mecanismos da cinética para várias etapas indicadas em cada temperatura (SPEICH; DEMAREST; MILLER, 1981).

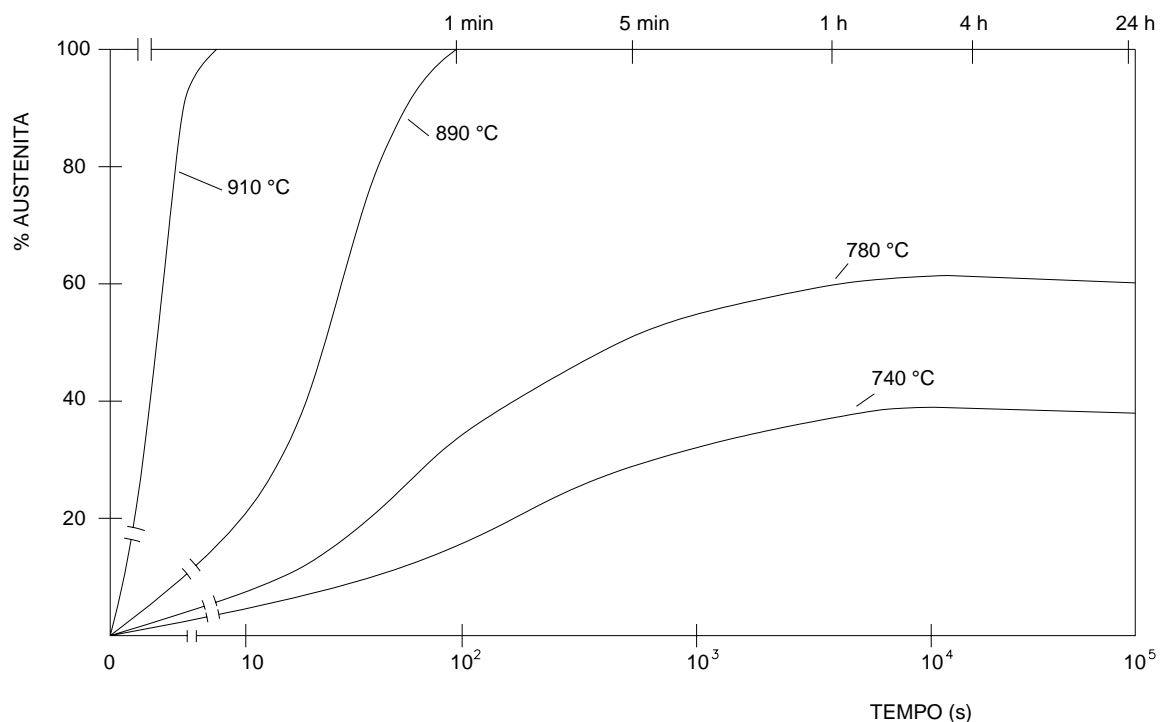


Figura 14. Cinética de formação da austenita em diferentes temperaturas para um aço com 0,12%C e 1,5%Mn (SPEICH; DEMAREST; MILLER, 1981).

As figuras 15 e 16 indicam, respectivamente, os estágios de formação de austenita para aços com diferentes teores de carbono (H2-0,05% , H3-0,15% e H4-0,22%) e a máxima quantidade de austenita formada a partir de diferentes microestruturas iniciais (QT – ferrita e cementita, AC – ferrita + perlita). Notou-se que o comportamento das curvas traçadas foram compatíveis com a regra da balança, relacionando a quantidade de fase gama formada para um determinado teor de carbono.

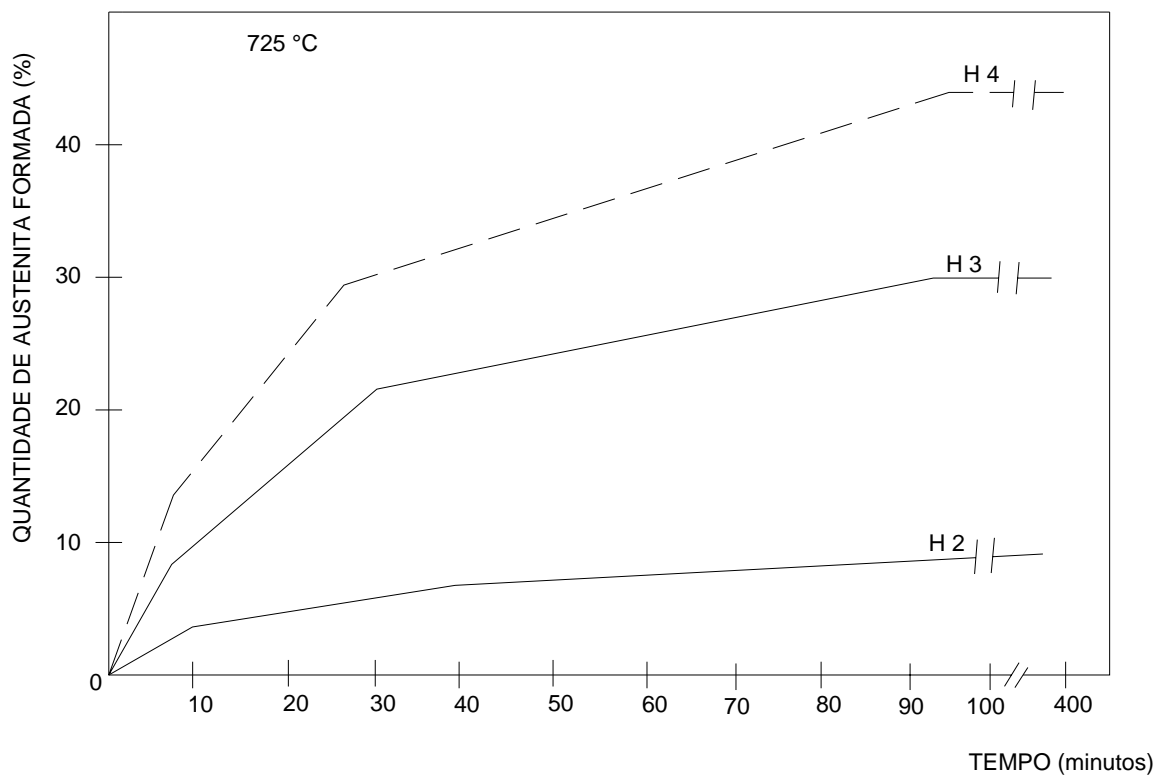


Figura 15. Estágios de formação da austenita para aços com diferentes teores de carbono (GARCIA; DEARDO, 1981).

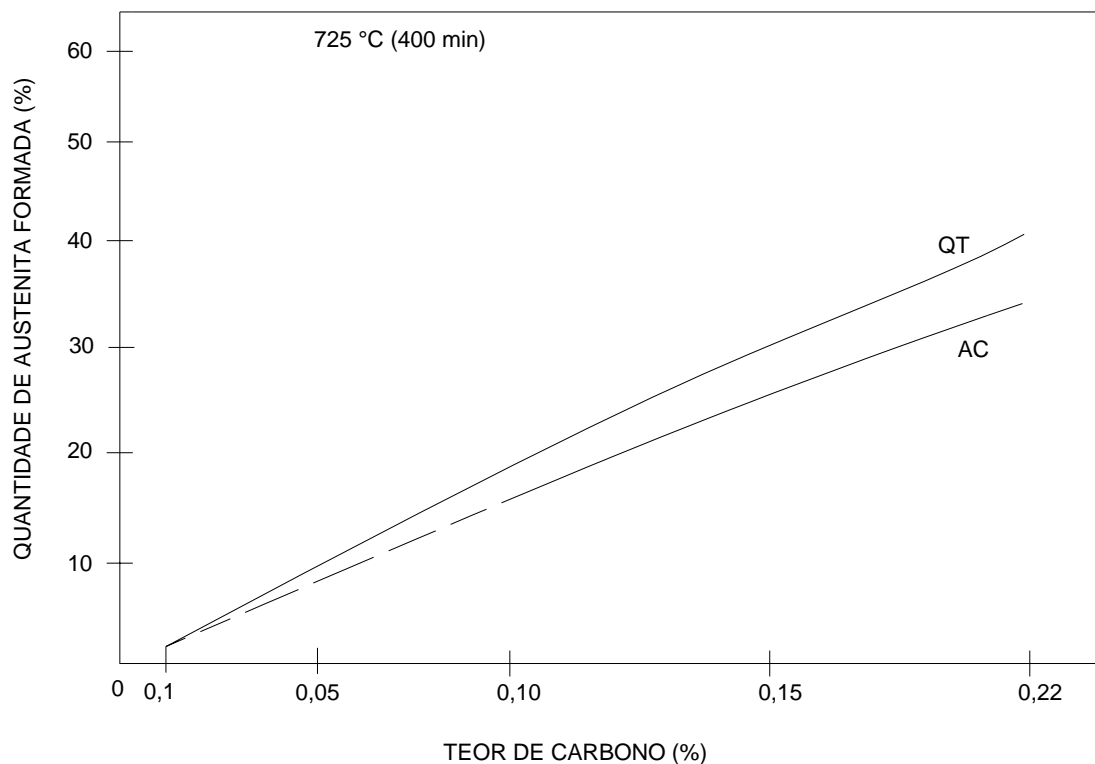


Figura 16. Máxima quantidade de austenita formada a partir de diferentes microestruturas – QT e AC (GARCIA; DEARDO, 1981).

Buscando reafirmar a influência da microestrutura inicial, pesquisadores efetuaram diferentes tratamentos térmicos anteriores à austenitização. Partindo de uma estrutura composta por martensita ripada, Cai, Garrat-Reed e Owen (1985) mostraram que a formação da austenita ocorreu nos contornos de grãos da austenita retida, e que seu crescimento aconteceu, quase em sua totalidade, nas interfaces entre as placas ou ripas de martensita. Um crescimento lento da austenita foi detectado no estágio de nucleação, justificado pela consequência direta da ausência de segregação de manganês na estrutura inicial martensítica. Contudo, a taxa de crescimento da fase gama foi maior no segundo estágio, de forma significativa, gerando uma estrutura de grãos grosseiros da austenita.

2.4. MICROESTRUTURAS E MORFOLOGIA

A transformação da austenita, após o recozimento intercrítico, é muito semelhante àquela ocorrida durante o resfriamento de aços carbono, porém dois fatores tornam esta transformação única.

Em primeiro lugar, deve ser considerado que o teor de carbono na austenita, agente controlador da temperabilidade, dureza e morfologia da fase martensítica (LLEWELLYN; HILLIS, 1996), não depende somente do teor de carbono do aço base, mas também depende fortemente da temperatura em que se deu o recozimento intercrítico. Assim, quanto maior a temperatura de recozimento, menor o teor de carbono e maior a quantidade de austenita formada.

Teores de carbono reduzidos implicam em austenita de menor temperabilidade, o que facilita a transformação em estruturas não martensíticas. Já os maiores teores de carbono podem levar a transformação martensítica incompleta, resultando em frações consideráveis de austenita retida. Paralelamente a estes fatos reside um outro fator a ser considerado: a presença de ferrita implica na possibilidade de crescimento desta envolvendo a austenita formada, retardando a formação da martensita (MAGNABOSCO, 2002).

Sabe-se que em função da composição química do aço e dos tipos de tratamentos térmicos, a microestrutura final do aço poderá ser essencialmente bifásica (ferrita-martensita) ou ser mais complexa, constituída de ferrita, martensita, bainita, austenita retida e vários tipos de agregados de ferrita e carbonetos. Considerando que o aço bifásico é um material conjugado, suas propriedades mecânicas dependem tanto das características das fases presentes, quantidade e distribuição, como da maneira que interagem (GUIMARÃES; PAPÁLEO, 1981).

No que diz respeito às características da ferrita, sua composição e morfologia afetam diretamente o comportamento mecânico dos aços bifásicos. Geralmente, o refinamento da ferrita melhora tanto a resistência quanto a ductilidade do aço bifásico (HONG; LEE, 2003).

Os aços temperados a partir da região intercrítica podem apresentar dois tipos de ferrita. O primeiro é denominado ferrita retida e, trata-se da fase alfa que está presente em temperaturas intercríticas e se mantém na microestrutura após a têmpera (JEONG; KIM, 1987).

Para o segundo tipo denominado ferrita transformada, observa-se que o crescimento pode variar com a taxa de encruamento, e que estas mudanças podem resultar em diferentes microestruturas, influenciando o comportamento em deformação dos aços bifásicos. Nas pesquisas realizadas por Jeong e Kim (1987) foi observado que a ferrita retida se deformou mais facilmente e com uma deformação mais homogênea do que a ferrita transformada, devido às diferenças em compressão causadas pelas partículas de martensita. A intensidade de deformação e a deformação heterogênea, para ambas as ferritas, foram fortemente afetadas pela distribuição e quantidade da martensita que controla o grau de compressão da ferrita.

Qixun e Ruzeng (1997) estudaram o correlacionamento entre os teores de elementos de liga e a temperatura de transformação da ferrita presente nos aços bifásicos e concluíram que a possibilidade da formação da ferrita α no aço austenítico é similar a formação da ferrita δ e relaciona-se aos teores de cromo e níquel presentes na austenita durante o aquecimento em altas temperaturas.

De acordo com os autores, a temperatura limite de transformação da austenita em ferrita e austenita pode ser calculada pela seguinte equação:

$$T_{\infty} (\text{°C}) = T_3 + 21,2 [\text{Cr}] - 15,8 [\text{Ni}] + 223$$

(1)

Já a relação entre o volume da ferrita e a temperatura pode ser expressa pela seguinte função exponencial:

$$V_f(\%) = 0,715 \{ \exp [0,015 (T - T_{\delta})] - \exp [0,015 (T_c - T_{\gamma})] \} + 1,85 \exp [0,0083 (T_{\alpha} - T_c)],$$

(2)

sendo para as equações acima:

T₃ = temperatura crítica de transformação A₃ para o ferro puro

223 = coeficiente de correção, considerando a interação de elementos de liga

T_c = temperatura no ponto de cruzamento entre temp. T_∞ e T_δ

T_α = temperatura limite de transformação (γ / γ+α)

T_δ = temperatura limite de transformação (γ / γ+δ)

No trabalho realizado por El-Sesy e El-Baradie (2002) foram analisadas a influência do carbono e da cementita na estrutura e nas propriedades dos aços bifásicos, onde os seguintes aspectos foram observados:

- O teor de carbono na martensita, presente no aço bifásico, depende principalmente da temperatura de recozimento intercrítico e, conseqüentemente, da fração volumétrica da martensita. A quantidade de carbono na martensita aumenta à medida que a temperatura intercrítica diminui.
- O teor de carbono na martensita é considerado um importante fator, o qual afeta o comportamento dos aços bifásicos quando deformados.
- A martensita pode aparecer em forma de ripas, quando originária da austenita de baixo teor de carbono após tratamento térmico na zona intercrítica, ou em forma maclada quando o teor de carbono da austenita for alto.
- A quantidade de carbono dissolvido na ferrita de aços bifásicos depende da temperatura de recozimento intercrítico e da taxa de resfriamento. A solubilidade do carbono diminui com o aumento da temperatura intercrítica. Com a redução da taxa de resfriamento, ocorre a precipitação de cementita na ferrita, resultando em um teor de carbono mais baixo.
- O carbono intersticial, resultando de diferentes taxas de resfriamento, afetam a microdureza da ferrita, bem como a resistência da ferrita.

Durante o recozimento intercrítico também foi observada a nucleação da austenita nas partículas de cementita (Fe_3C) localizadas na interface ferrita/perlita. Esta nucleação ocorreu devido a sua mais baixa energia de formação. Outro fenômeno observado durante o trabalho, foi a esferoidização das partículas de cementita apenas antes do processo de austenitização. Dessa forma, a formação de austenita durante o recozimento intercrítico poderá ser acelerada a partir de uma microestrutura composta de cementita esferoidizada.

A presença da bainita nos aços trifásicos, com estrutura formada de ferrita, bainita e martensita, confere ao material, melhores efeitos sobre as deformações em flanges e a tenacidade à fratura em estampagens profundas, quando comparada aos aços que contém apenas as fases martensita e ferrita. De acordo com a literatura, as partículas de perlita e martensita nucleiam trincas mais facilmente e a substituição destas por partículas bainíticas resultam num aumento da ductilidade. Concluiu-se que o alto valor do coeficiente de encruamento, na região de pequena deformação, ocorreu devido, principalmente, à purificação dos grãos de ferrita. A melhor conformabilidade dos aços trifásicos (ferrita, bainita e martensita) ocorreu devido a redução de formação de vazios na interface ferrita – bainita e menor tamanho da ilha de martensita.

Como a transformação da austenita em martensita é normalmente incompleta e a transformação dos últimos resíduos de austenita se torna cada vez mais difícil, quanto menor for a quantidade da fase gama remanescente, menor será a quantidade de austenita retida encontrada após o encerramento do processo.

No caso dos aços bifásicos, cerca de 2 a 9% de sua composição é formada de austenita retida, que aparece em forma de partículas isoladas de filmes envolvendo a martensita maclada (SPEICH; DEMAREST; MILLER, 1981; COLDREN; ELDIS, 1980; COLDREN; TITHER, 1978). Este total de austenita retida depende de vários fatores, particularmente da taxa de resfriamento. Provavelmente irá ocorrer estabilização térmica sob baixas taxas de resfriamento, como pode ser observado em aços comuns, temperados e revenidos. Embora a austenita retida esteja presente após o resfriamento sub-zero, ela se transforma rapidamente após pequena deformação (HASHIMOTO, 1989).

A quantidade de austenita retida aumenta levemente com a diminuição da temperatura intercrítica e com o aumento do teor de carbono. Em algumas referências anteriores foi verificado um relacionamento entre o volume de austenita retida e a ductilidade dos aços bifásicos (RIGSBEE; VANDERAREND, 1979; FURUKAWA et al., 1981; MARDER, 1982). Concluiu-se que, quando a quantidade de austenita retida for alta e a sua estabilidade for suficiente, tal que a transformação ocorre após o processo de deformação plástica, então pode ser esperado um efeito considerável no alongamento uniforme. Por outro lado, quando a quantidade de austenita retida for pequena e, especialmente, quando ocorre a transformação no estágio inicial do processo de deformação plástica, então o efeito da austenita retida na ductilidade pode ser negligenciado (HASHIMOTO, 1989).

2.5. PROPRIEDADES DOS AÇOS BIFÁSICOS

Conforme já citado na introdução deste trabalho, o aço bifásico tem sido desenvolvido nas últimas décadas por apresentarem uma excelente capacidade de aliar propriedades antagônicas de resistência e ductilidade, tais como alta taxa de encruamento, escoamento contínuo, baixa relação entre limite de escoamento e resistência à ruptura, alta resistência à tração e altos níveis de alongamento total.

Recentemente, foi concluído (BAD; RAY; DWARAKADASA, 1999, 2001) que existem vários fatores que precisam ser considerados para prever a resistência em tração e os aspectos do escoamento dos aços bifásicos. A resistência da ferrita e da martensita não são os únicos valores que determinam a resistência à tração e o limite de escoamento dos aços bifásicos, mas também a composição química, a fração volumétrica, a morfologia e distribuição das fases, as tensões internas devido as transformações de fases e incompatibilidade plástica (BAD; RAY; DWARAKADASA, 1999).

A variação dos valores de resistência à tração dos aços bifásicos, em função do teor de carbono de martensita, tem sido demonstrada a partir de modelos matemáticos (BAD; RAY; DWARAKADASA, 1999; BAHRAMI; KENNEDY, 1995), formulados com base na teoria da mistura:

$$\tau_f = \tau_{tf}(1-V_m) + \tau_{tm} V_m$$

(3)

onde:

τ_f = resistência à tração do aço bifásico

τ_{tf} = resistência à tração da ferrita

τ_{tm} = resistência à tração da martensita

V_m = fração volumétrica da martensita

Se os valores de τ_{tf} e τ_{tm} forem assumidos como invariantes em função da quantidade, natureza e morfologia das respectivas fases, então a equação acima estaria prevendo uma relação linear entre a resistência à tração do aço bifásico e a fração volumétrica da martensita (Figura 17).

Porém, é bem conhecido que outros fatores como a estrutura e a composição da ferrita influenciam no comportamento mecânico dos aços bifásicos, onde o refino da ferrita e seu baixo teor de carbono normalmente melhoram a resistência em tração e a ductilidade do aço bifásico, respectivamente.

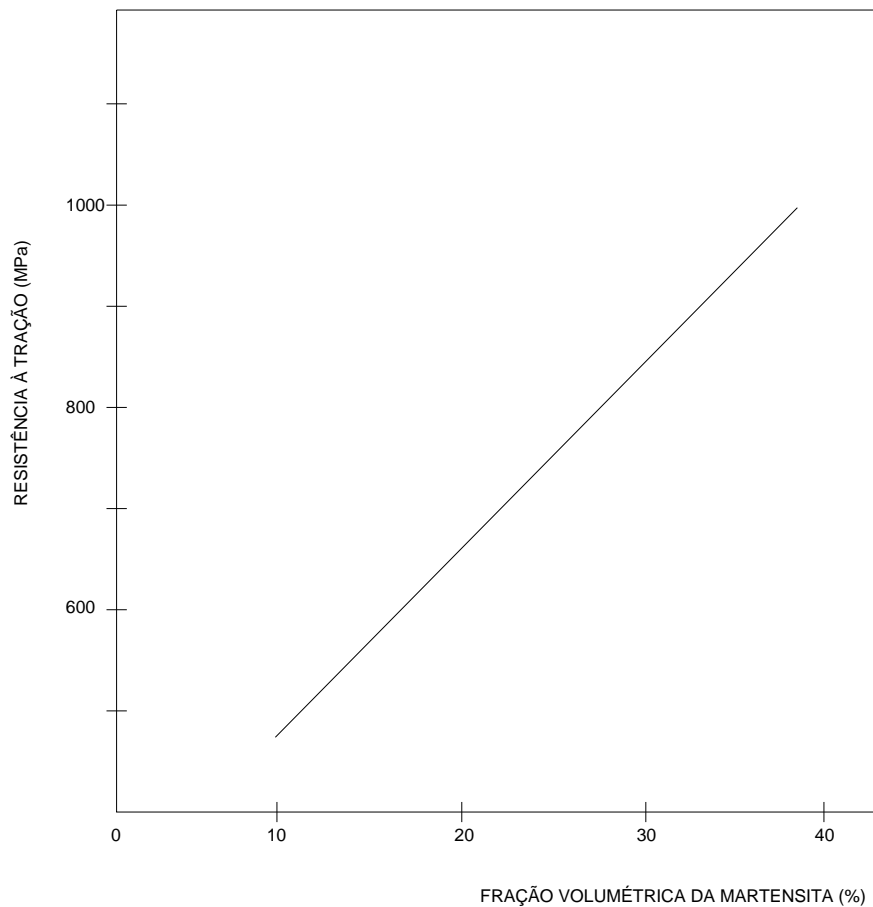


Figura 17. Comportamento linear entre a resistência à tração e a fração volumétrica da martensita em amostras de aços submetidas a tratamento térmico intercrítico (GUIMARÃES; PAPALÉO, 1981).

Estudos comprovaram (ERDOGAN; TEKELI, 2003) que a presença de uma segunda fase com altos valores de dureza, finamente dispersa em uma matriz dúctil, ofereceu uma maior quantidade de barreiras efetivas para a movimentação das discordâncias e proporcionaram reforço efetivo para a fixação de uma determinada fração volumétrica de martensita, proporcionando ao material, maiores níveis de resistências à tração e ao escoamento. Tanto o alongamento total quanto o alongamento uniforme parecem ter sido afetados pela variação do grau de conectividade da martensita. Em amostras com um menor valor de conectividade da

martensita, é esperado que o escoamento plástico ocorra em uma grande fração da matriz ferrítica.

Nas Figuras 18 e 19 pode-se verificar os tratamentos térmicos empregados nos estudos realizados por Waterschoot; De Cooman e Vanderschueren (2001). Estes tratamentos foram utilizados para analisar a influência do resfriamento padrão na saída do laminador, sobre a transformação de fases e propriedades mecânicas dos aços bifásicos de alta resistência. Com a realização destes tratamentos foi possível observar uma correlação entre a evolução das propriedades mecânicas com a microestrutura, sendo que as temperaturas de resfriamento mais baixas conduziram para o mais alto teor de martensita, resultando conseqüentemente menores valores da relação entre a resistência ao escoamento e resistência à tração. Baixos valores de LE/RT e comportamento de escoamento contínuo estão relacionados com a movimentação das discordâncias que são geradas nas interfaces ferrita / martensita, como resultado dos diferentes coeficientes de expansão térmica durante a transformação da austenita para martensita (WATERSCHOOT; DE COOMAN; VANDERSCHUEREN, 2001).

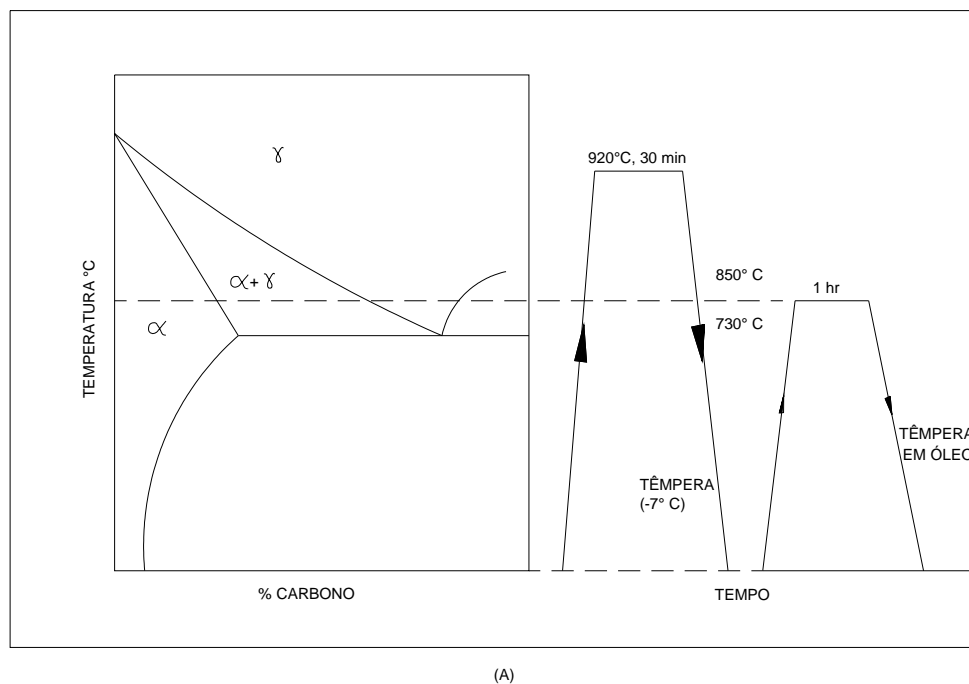


Figura 18. Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera intermediária (A) utilizado no trabalho de Waterschoot; De Cooman e Vanderschueren (2001).

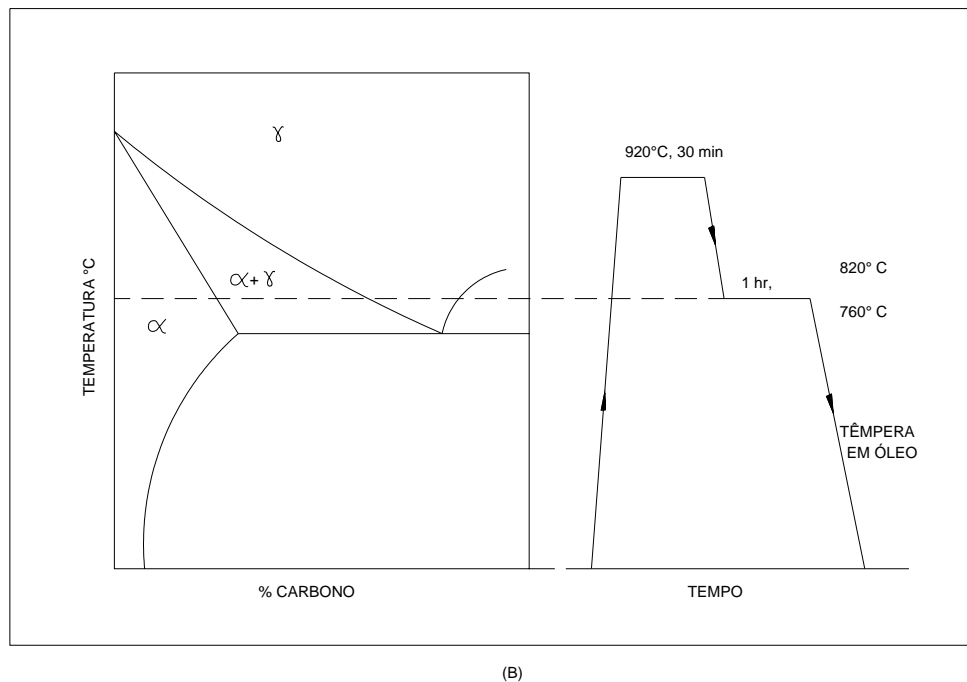


Figura 19. Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera em degrau (B) utilizado no trabalho de Waterschoot; De Cooman e Vanderschueren (2001).

A grande maioria dos estudos sobre a influência da fração volumétrica da martensita nos aços bifásicos foi realizada com aços que apresentam até 25% de martensita, acreditando que a ductilidade e tenacidade são degradadas rapidamente com valores acima de 25% de martensita.

A presença de descontinuidade durante o escoamento, na curva tensão-deformação de aços ao carbono e de baixa liga pode ser evitada pelo tratamento térmico intercrítico e pela obtenção de uma microestrutura final composta por martensita e ferrita (SPEICH, 1981; TANAKA et al., 1979). A presença de discordâncias livres na ferrita tem sido considerada como responsável pelo escoamento contínuo dos aços bifásicos, a partir de tensões sensivelmente baixas, quando comparadas aos níveis de limite de escoamento, observados em aços ARBL de

composição similar. As discordâncias seriam introduzidas na ferrita em consequência da variação volumétrica (3~4%) associada a transformação martensítica nos grãos vizinhos inicialmente austeníticos (GUIMARÃES; PAPALÉO, 1981).

Hahn (1962) propôs um modelo de comportamento que pode ser explicado pela presença de uma alta densidade de discordâncias móveis, introduzidas na ferrita por deformação plástica. Elas são capazes de mover-se sob baixas tensões aplicadas, e aumentam a função das zonas de escoamento preferenciais, promovendo o escoamento contínuo (SAKAKI; SUGIMOTO; FUKUZATO, 1983). Estudos de microscopia eletrônica de transmissão revelaram um aumento da densidade de discordâncias na ferrita, localizadas na vizinhança da região martensítica (GEIB; MATLOCK; KRAUSS, 1980; PENG, 1984).

Outra explicação sobre o escoamento contínuo em baixas tensões de escoamento, foi relacionada, às tensões residuais produzidas durante a transformação da martensita (BALLINGER; GLADMAN, 1981, KUNISHIGE et al., 1979). No trabalho realizado por KIM; LEE (1998) foi observado a existência de uma considerável quantidade de deformação plástica na martensita. Este resultado indica que, embora a deformação seja concentrada na ferrita, estruturas martensíticas adjacentes também são deformadas ao mesmo tempo. Assim, a deformação da ferrita causada pela compressão originada da deformação da martensita é bem reduzida e contribui para minimizar a concentração de tensão na ferrita.

O retorno da descontinuidade durante o escoamento, observada em aços bifásicos pré-deformados e envelhecidos é o resultado da extinção das zonas de escoamento preferenciais, devido o escoamento generalizado da ferrita e da mistura ferrita-martensita durante a pré-deformação (SAKAKI; SUGIMOTO; FUKUZATO, 1983).

Outras variações foram relatadas nas pesquisas realizadas por Liedl; Traint e Werner (2002), onde foi verificada uma notável mudança no comportamento de escoamento inicial de aços bifásicos, recozidos a 160°C por 20 minutos antes do ensaio de tração (Figura 20). Foi constatado que o revenimento causou, na ferrita, difusão dos átomos de carbono para as discordâncias, conduzindo o aço para o escoamento descontínuo e para uma redução na taxa de encruamento inicial (LIEDL; TRAIINT; WERNER, 2002).

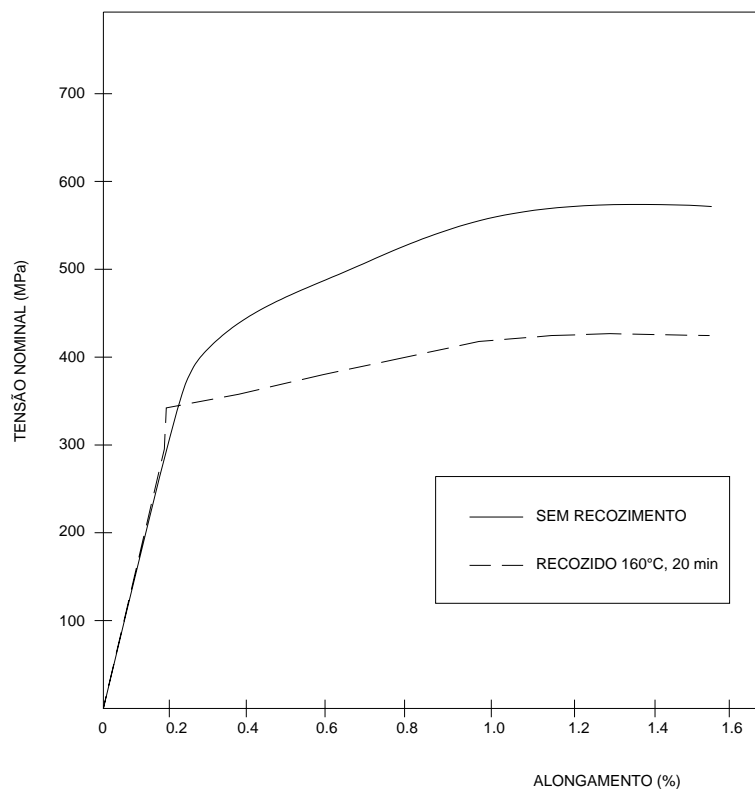


Figura 20. Efeito de um tratamento de recozimento adicional no comportamento de escoamento inicial do aço bifásico (LIEDL; TRAIINT; WERNER, 2002).

Muitos modelos matemáticos foram propostos para explicar o comportamento em deformação dos aços bifásicos. Muitos desses modelos trataram cada constituinte da microestrutura como contínuo e as propriedades mecânicas de cada constituinte são assumidas como independentes do outro elemento na microestrutura. Speich e Miller (1979) mostraram que existe uma boa concordância entre as curvas tensão-deformação experimental e teórica, para um modelo de mecânica do contínuo, com uma diferença de deformação significativa entre as fases, contrariando a hipótese inicial de que a ferrita e martensita deformam-se igualmente.

O comportamento a deformação dos aços bifásicos é complexo e resulta de uma complexa interação dos mecanismos de fortalecimento, que são influenciados pela composição e tratamento do aço. Alguns dos mecanismos que podem ser importantes incluem o fortalecimento martensítico, dependendo do volume percentual da martensita, fortalecimento por solução sólida da martensita devido ao seu teor de carbono, o efeito da estrutura martensítica, transformação da austenita instável durante a deformação, fortalecimento das discordâncias, solução sólida e/ou fortalecimento pelo tamanho de grão da austenita. A complexa interação de vários mecanismos de fortalecimento não irá influenciar somente no escoamento inicial mas também na taxa de encruamento (MATLOCK et al., 1979).

A taxa de encruamento dos aços bifásicos é mais alta quando comparada aos aços convencionais com estrutura formada de ferrita e perlita. Pode se observar também que a taxa de encruamento dos aços bifásicos aumenta quando seus níveis de resistência aumentam, o que não é normal no caso dos aços ferrítico e perlítico. Uma boa combinação entre a resistência à tração e o alongamento uniforme máximo, pode ser obtido como resultado do aumento das taxas de encruamento (BALLIGER; GLADMAN, 1981).

Em recente trabalho sobre o encruamento do aço bifásico, foi citado que a tensão do material analisado obedeceu a equação de Hollomon, a qual é normalmente utilizada para analisar o fenômeno de encruamento de materiais metálicos (BAG; RAY; DWARAKADASA, 1999).

$$\tau = k \cdot \epsilon^n$$

(4)

onde:

τ = tensão real

ϵ = deformação real

n = expoente de encruamento

k = coeficiente de resistência

Investigações anteriores (CRIBB; RIGSBEE, 1979) indicaram que o fenômeno de encruamento dos aços bifásicos ocorre em três diferentes estágios e que tem sido atribuído aos seguintes mecanismos:

1° estágio – consiste da deformação homogênea da matriz ferrítica pelo deslizamento das discordâncias e pelas tensões residuais nas interfaces com as partículas de martensita uniformemente distribuídas.

2° estágio – cobre a região da curva tensão-deformação onde a taxa de deformação é atenuada. Este encruamento reduzido, é associado à deformação induzida na ferrita pela presença de martensita, através da transformação de austenita retida em martensita.

3° estágio – consiste na deformação da ferrita com escorregamento transversal e recuperação dinâmica juntamente com a deformação martensítica.

Com o aumento da fração volumétrica da segunda fase, a transição entre os estágios da deformação, prevalecem os estágios anteriores. A distinção entre os estágios 1 e 2 não é significativa, e há uma propensão na diminuição do efeito de descontinuidades durante o escoamento (PEREIRA, 1992).

A apreciável ductilidade dos aços bifásicos, tem sido analisada em função de modelos macroscópicos, baseados na regra das misturas, onde a ferrita é o constituinte crítico para fins de ductilidade. Este ponto de vista, entretanto, é contestado por Ostrom (1981) que considera ambos os constituintes igualmente importantes. Segundo Butler et al. (GUIMARÃES; PAPALÉO, 1981) a excelente ductilidade dos aços bifásicos está associada à ausência de carbonetos na ferrita. A incompatibilidade plástica entre a ferrita e a martensita seria inferior a incompatibilidade entre a ferrita e carboneto, de sorte que o processo de estrição é naturalmente postergado (GUIMARÃES; PAPALÉO, 1981).

Nos estudos realizados por Balliger e Gladman (1981) usando a teoria de Ashby (1970) para analisar a resposta mecânica de vários aços bifásicos, dos quais alguns microligados, concluiu-se que as melhores características de ductilidade são obtidas com microestruturas refinadas, particularmente no que tange o tamanho das ilhas de martensita (GUIMARÃES; PAPALÉO, 1981).

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

O alongamento uniforme, o alongamento total e a redução de área diminuem quando a quantidade de martensita e resistência à tração aumentam. Além disso, para mais altas temperaturas intercríticas, o alongamento total e a redução de área são grandemente aumentadas por causa do teor mais baixo de carbono (SPEICH; MILLER, 1979).

Tem sido indicado que a fração volumétrica da martensita e ferrita dos aços bifásicos é um importante fator na resistência ao desgaste do material (TYAGI; NATH; RAY, 2002). Sawa e Rignev (1987), relataram que o comportamento ao desgaste dos aços bifásicos também depende fortemente de sua morfologia, forma, tamanho e distribuição da martensita. Basak, Reddy e Kanth (1998) também mencionaram que a resistência ao desgaste é aumentada em aços bifásicos com diferentes teores de carbono, com o aumento da fração volumétrica da martensita.

2.6. AÇOS BIFÁSICOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Como citado anteriormente, os mais diversos setores da indústria trazem o desenvolvimento de novas famílias de aços bifásicos, objetivando a preparação de materiais mais resistentes, de maior plasticidade, performance ao choque e que proporcione a redução de peso. De acordo com várias referências bibliográficas (TROWSDALE; PRITCHARD, 2002; DEL PRETE; STICCA; RITAKALHO, 2003; JENKINS, 2000; TREJO; MONTEIRO; THOMAS, 1995) pode-se observar que o desenvolvimento de aços bifásicos de alta resistência está sendo voltado para as mais diversas áreas de atuação. Sua possibilidade de utilização vem sendo analisada na fabricação de lâminas para espadas utilizadas na prática da esgrima (JENKINS, 2000), na indústria da construção civil (TREJO; MONTEIRO; THOMAS, 1994), para atender os novos requisitos de segurança na área automobilística (DEL PRETE; STICCA; RITABALHO, 2003) e na fabricação de elementos de fixação (TROWSDALE; PRITCHARD, 2002).

Devido a sua crescente utilização, principalmente na indústria automobilística, as chapas de aço com estrutura bifásica foram classificadas pela SAE (Society of Automotive Engineers), onde os aços bifásicos de alta resistência estão classificados conforme a norma SAE J2340. Estes se enquadram dentro do mesmo grupo dos aços TRIP e Aços Martensíticos de Baixo Carbono no qual o parâmetro principal de classificação são os níveis mínimos de resistência à tração que variam de 500 a 1500 MPa (AUTO/STEEL PARTNERSHIP, 2000). Dentro desta norma, dois tipos de aços bifásicos de alta resistência estão determinados, sendo um de alta relação entre limite de escoamento e resistência à tração, designado DH, e um de baixa relação entre limite de escoamento e resistência à tração, designado DL.

A Tabela 1 mostra um resumo dos materiais normalizados pela SAE J2340 com suas principais propriedades mecânicas.

Tabela 1. Resumo dos valores de propriedades mecânicas típicas e limites dimensionais para chapas de aço de alta resistência (AUTO/STEEL PARTNERSHIP, 2000).

Material	SAE Class.	Classe		Limite escoamento MPa/ksi	Resistência à tração Mpa/ksi	Along. %	Faixa de largura		Espessuras (mm)
		SAE	OLD				(mm)	(in)	
CR	SAE J2340	180A	Dent Resist	200/29	350/50	40	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 2.79
CR	SAE J2340	210A	Dent Resist	210/30	375/54	39	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 2.79
CR	SAE J2340	250A	Dent Resist	270/39	400/58	36	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 2.79
CR	SAE J2340	280A	Dent Resist	300/43	430/62	36	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 2.79
CR	SAE J2340	180B	Bake Hard	200/29	320/46	39	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 2.79
CR	SAE J2340	210B	Bake Hard	221/32	352/51	41	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 2.79
CR	SAE J2340	250B	Bake Hard	255/37	379/55	39	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 2.79
CR	SAE J2340	280B	Bake Hard	324/47	421/61	37	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 2.79
HR	SAE J2340	300S	HSS	331/48	407/59	35	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 3.75
CR	SAE J2340	300S	HSS	303/44	379/55	37	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 2.79
HR	SAE J2340	340S	HSS	407/59	483/70	31	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 3.75
CR	SAE J2340	340S	HSS	379/55	455/66	30	610 - 1575	24 - 62	0.64 - 2.79
HR	SAE J2340	300X	HSLA	350/51	407/59	35	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 3.75
CR	SAE J2340	300X	HSLA	350/51	469/68	28	610 - 1829	24 - 72	0.38 - 3.30
CR	SAE J2340	300Y	HSLA				610 - 1829	24 - 72	0.38 - 3.30
HR	SAE J2340	340X	HSLA	407/59	483/70	31	610 - 1829	24 - 72	0.64 - 3.75
CR	SAE J2340	340X	HSLA				610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
CR	SAE J2340	340Y	HSLA				610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
CR	SAE J2340	380X	HSLA				610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
CR	SAE J2340	380Y	HSLA				610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
HR	SAE J2340	420X	HSLA	476/69	531/77	27	610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
CR	SAE J2340	420X	HSLA				610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
CR	SAE J2340	420Y	HSLA				610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
HR	SAE J2340	490X	HSLA	531/77	600/87	26	610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
CR	SAE J2340	490X	HSLA				610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
CR	SAE J2340	490Y	HSLA				610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
HR	SAE J2340	550X	HSLA	586/85	676/98	22	610 - 1524	24 - 60	0.76 - 3.18
CR	SAE J2340	550X	HSLA				610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	550Y	HSLA				610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
CR	SAE J2340	490R	Rec Anneal	490/71	500/72	13	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
CR	SAE J2340	550R	Rec Anneal	550/80	560/81	10	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
CR	SAE J2340	700R	Rec Anneal	700/101	800/115	8	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
CR	SAE J2340	830R	Rec Anneal	830/120	960/139	2	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	500DH	Dual Phase	340/49	550/80	28	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	600DH	Dual Phase	550/80	710/103	20	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	600DL1	Dual Phase	390/57	650/94	22	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	600DL2	Dual Phase	340/49	660/96	27	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	700DH	Dual Phase	600/87	760/110	16	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	800DL	Dual Phase	580/84	860/125	14	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	950DL	Dual Phase	680/98	1050/152	12	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	1000DL	Dual Phase	810/117	1070/155	9	610 - 1524	24 - 60	1.27 - 3.18
HR/CR	SAE J2340	800M	Martensite	N.A	N.A	N.A	610 - 1575	24 - 62	0.51 - 1.52
HR/CR	SAE J2340	900M	Martensite	900/130	1025/149	5	610 - 1575	24 - 62	0.51 - 1.52
HR/CR	SAE J2340	1000M	Martensite	N.A	N.A	N.A	610 - 1575	24 - 62	0.51 - 1.52
HR/CR	SAE J2340	1100M	Martensite	1030/149	1180/171	4	610 - 1575	24 - 62	0.51 - 1.52
HR/CR	SAE J2340	1200M	Martensite	1140/165	1340/184	6	610 - 1575	24 - 62	0.51 - 1.52
HR/CR	SAE J2340	1300M	Martensite	1200/174	1400/203	5	610 - 1575	24 - 62	0.51 - 1.52
HR/CR	SAE J2340	1400M	Martensite	1260/183	1480/214	5	610 - 1575	24 - 62	0.51 - 1.52
HR/CR	SAE J2340	1500M	Martensite	1350/196	1580/229	5	610 - 1575	24 - 62	0.51 - 1.52

Quando os aços bifásicos de alta resistência são tratados termicamente foi observado que os aços empregados apresentaram em sua composição baixos teores de carbono. Porém, trabalhos voltados para a pesquisa e desenvolvimento de aços bifásicos de alta resistência com médio teor de carbono foram também encontrados (EL GHAZALY; ABBAS; IBRAHI, 1992; BAHRAMI; KENNEDY, 1995; GU et al., 2002).

Foi observado que a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio é um ponto obrigatório a ser considerado nos estudos dos novos aços de alta resistência com alta pureza, alta uniformidade e finos grãos, pois o aumento da resistência mecânica do aço aumenta também a sua tendência de fragilização por hidrogênio. Esta fragilização pode ser afetada por diversos fatores, tais como, resistência, composição e microestrutura.

Considerando que a microestrutura é a variável que apresenta um maior efeito sobre a fragilização do aço ao hidrogênio, o refinamento do grão pode não somente melhorar a resistência e ductilidade mas também melhorar a resistência do aço à fragilização. Sendo assim trabalhos (CHANG et al, 2001; Gu et al., 2002) estudaram aços bifásicos de alta resistência, com teores de carbono em torno de 0,27%, constituídos de uma estrutura formada por bainita e martensita e o comportamento desta estrutura frente a fragilização por hidrogênio. Esta estrutura formada, melhorou de forma significativa a resistência e a ductilidade do aço, reduzindo sua fragilização por hidrogênio.

Nos estudos realizados por El-Ghazaly, Abbas e Ibrahim (1992) sobre a influência da estrutura bifásica na tenacidade e na taxa de desgaste por abrasão em aços fundidos e normalizados, foi observado que aços bifásicos com médio teor de carbono apresentaram grandes variações de fração volumétrica de martensita com baixa variação da temperatura de tratamento térmico intercrítico (Figura 21). A fração volumétrica da martensita mudou de aproximadamente 25% (condição para o corpo-

de-prova obtido com a temperatura intercrítica de 770°C) para aproximadamente 80% (condição para o corpo-de-prova obtido com temperatura intercrítica de 810°C).

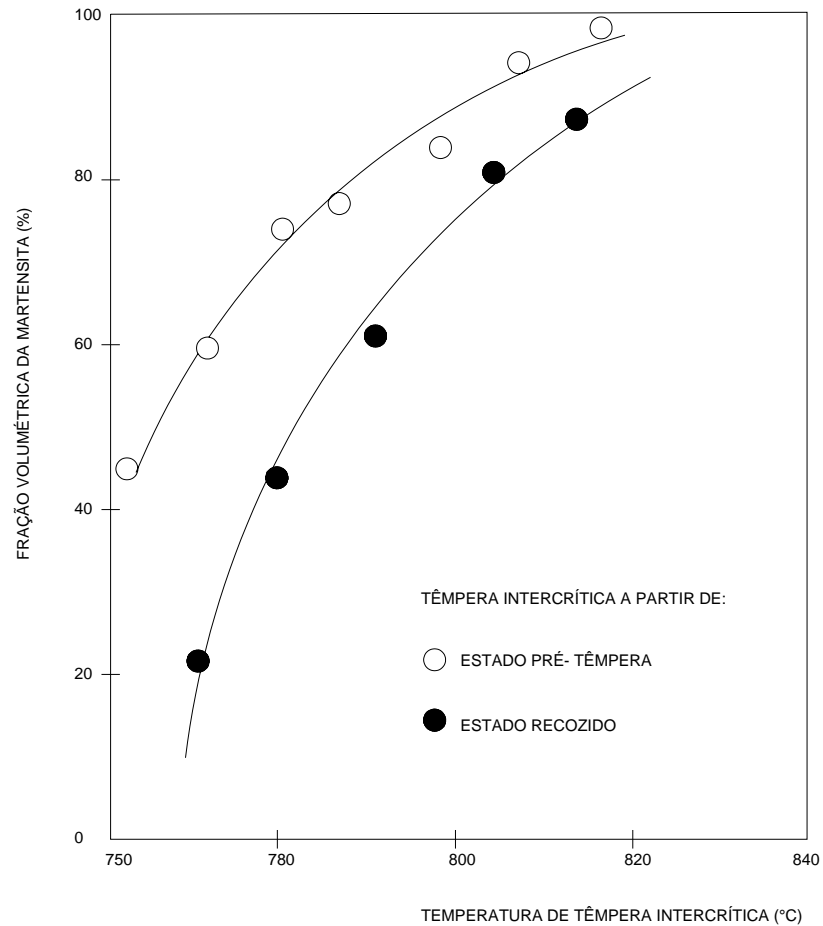


Figura 21. Variação da fração volumétrica da martensita de acordo com a variação da temperatura de têmpera intercrítica para o aço 0,3C-Cr-Mn-Si (EL-GHAZALY; ABBAS; IBRAHIM, 1992).

A Figura 22 apresenta a variação do tratamento térmico realizada para se obter as diferentes estruturas designadas por C, CP, N, NP. Estas diferentes estruturas apresentaram diferentes valores de energia de impacto (Tabela 2).

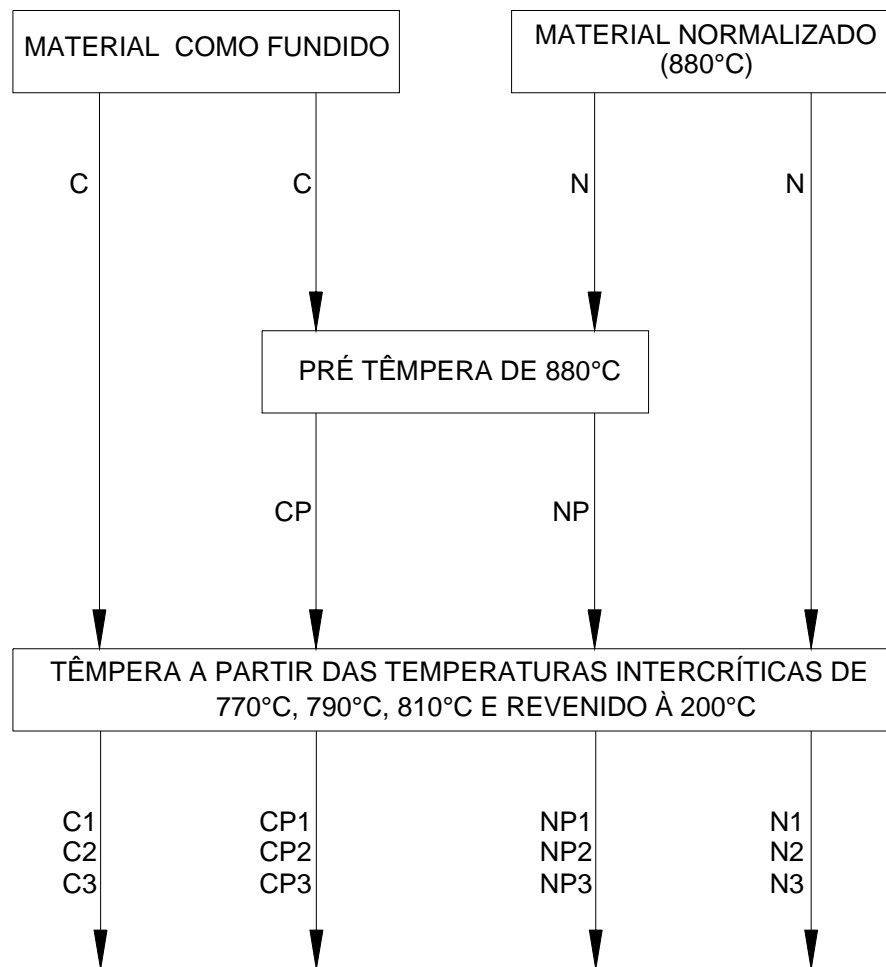


Figura 22. Preparação das amostras utilizadas no trabalho realizado por El-Ghazaly; Abbas e Ibrahim (1992).

A Tabela 2 mostra os valores obtidos no trabalho realizado por El-Ghazaly, Abbas e Ibrahim (1992). Os mais altos valores de energia de impacto foram absorvidos pelo corpo de prova NP e N (condição inicial do aço como normalizado) quando comparado à condição do aço como fundido. Isto foi atribuído ao excelente refino de grão da matriz durante o processo de normalização, pré têmpera e têmpera intercrítica.

Tabela 2- Variação da taxa de desgaste abrasivo em função da condição de tratamento térmico do corpo-de-prova (EL-GHAZALY; ABBAS; IBRAHIM, 1992).

CORPO-DE-PROVA	ENERGIA DE IMPACTO A 25° C (J)	TAXA DE DESGASTE ABRASIVO (g/h)
C1	62,3	0,573
C2	60,1	0,447
C3	57,4	0,327
CP1	75,7	0,560
CP2	74,5	0,287
CP3	69,2	0,207
N1	90,2	0,800
N2	87,7	0,720
N3	79,3	0,673
NP1	110,3	0,373
NP2	100,7	0,260
NP3	97,4	0,153

Bahrami e Kennedy (1995), analisaram o comportamento de diversas estruturas bifásicas utilizando aços de médio carbono e aplicando diferentes parâmetros para os tratamentos térmicos. Os resultados indicaram uma relação entre a dureza e tensão de escoamento versus outros parâmetros no material. As Figuras 23 e 24 mostram os aumentos dos valores do limite de escoamento e da dureza com o aumento da fração volumétrica da martensita.

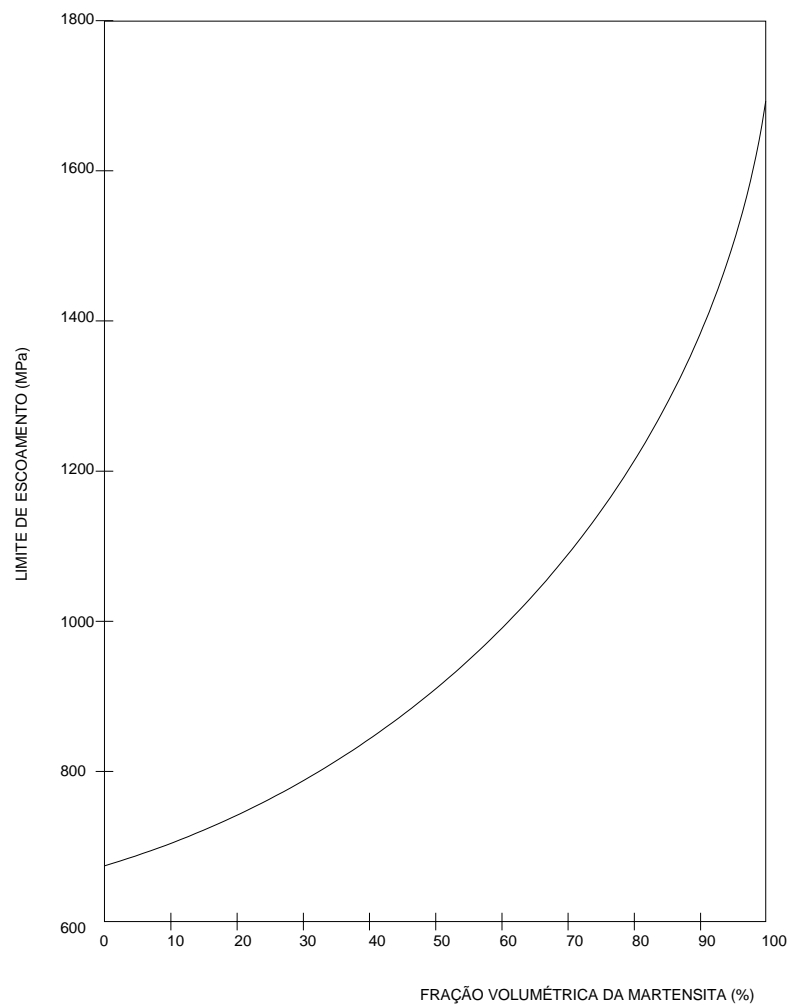


Figura 23. Correlação entre a fração volumétrica da martensita e o limite de escoamento (BAHRAMI; KENNEDY, 1995).

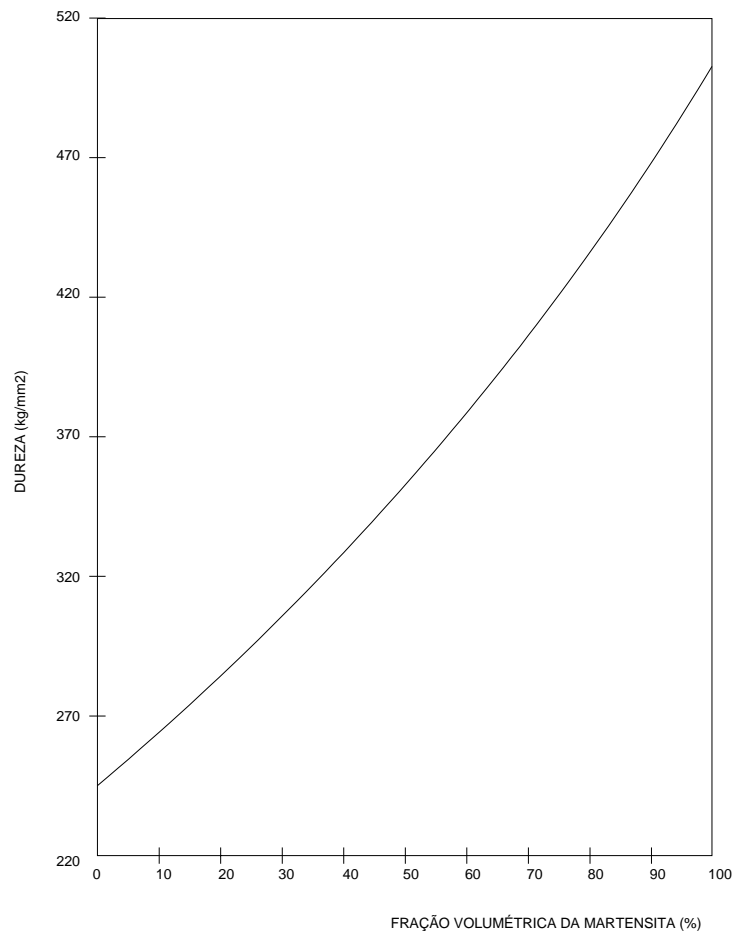


Figura 24. Correlação entre a fração volumétrica da martensita e a dureza (BAHRAMI; KENNEDY, 1995).

Bahrami e Kennedy (1995) verificaram uma variação entre os resultados obtidos e a lei de mistura geralmente utilizada para se determinar, empiricamente, as tensões nos aços bifásicos (Figura 25). Isto vem reforçar as suposições de trabalhos anteriores (BAG; RAY; DWARAKADASA, 1999) que a resistência da ferrita e da martensita não são os únicos valores a serem considerados na determinação das características mecânicas de um aço bifásico. Para a determinação destas características outros fatores também devem ser considerados, tais como a composição química, a morfologia e a distribuição das fases, a fração volumétrica, etc.

Neste caso, a diferença entre os resultados obtidos e a lei de mistura, provavelmente ocorreu devido as mais altas frações volumétricas da martensita. Com baixa fração volumétrica de martensita, a deformação associada com a formação da martensita pode ser acomodada pela ferrita circundante, proporcionando à martensita valores mais baixos de dureza e resistência do que normalmente seria obtida em uma martensita de mesmo teor de carbono, porém em uma microestrutura ausente de ferrita. Com o aumento da fração volumétrica da martensita, a extensão onde esta acomodação pode ocorrer é limitada, ocorrendo um rápido aumento da resistência ocorre.

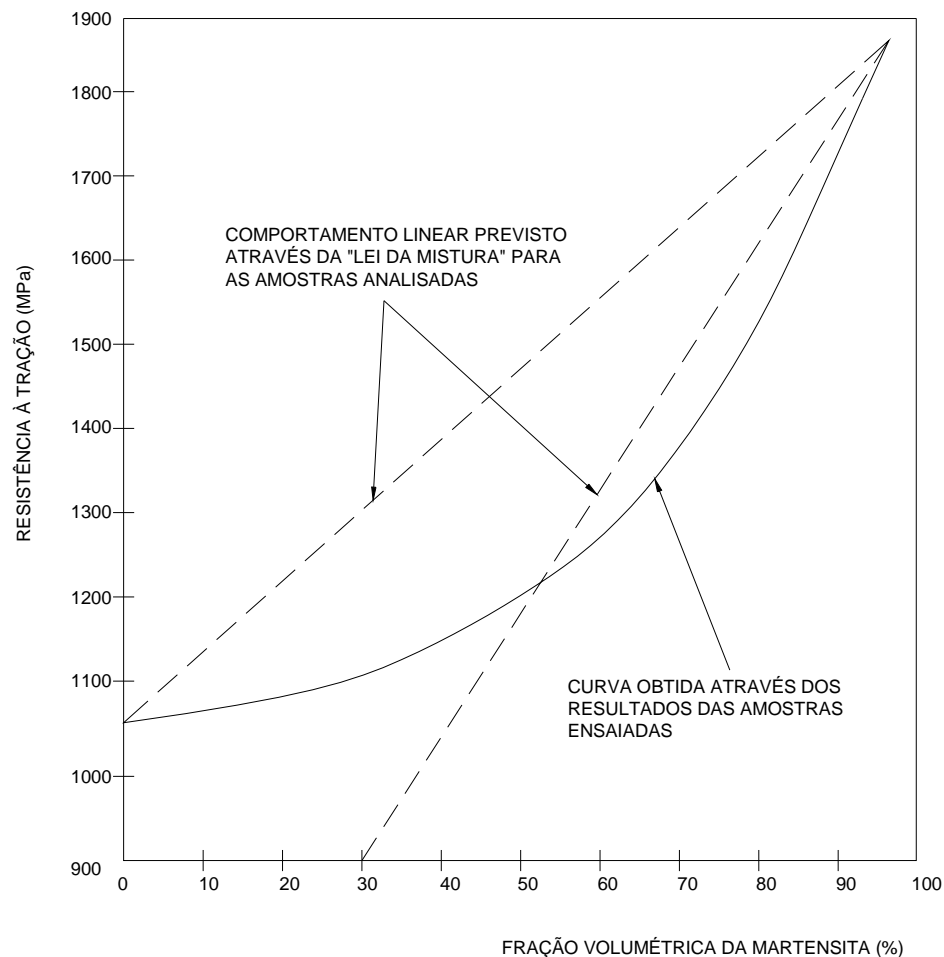


Figura 25. Correlação entre a resistência à tração e a fração volumétrica da martensita, mostrando a representação gráfica da curva sobre o comportamento linear da lei da mistura. (BAHRAMI; KENNEDY, 1995).

Este fato foi também pode ser observado no trabalho realizado por Tyagi, Nath e Ray (2002), onde a microdureza das fases ferrita e martensita foram analisadas individualmente e estes valores não apresentaram significativas diferenças. Porém, o composto apresentou um aumento significativo da dureza com o aumento da fração volumétrica da martensita (Tabela 3).

Tabela 3. Tabela comparativa entre a porcentagem de martensita, microdureza e macrodureza (TYAGI; NATH; RAY, 2002).

AMOSTRA	MARTENSITA (%)	FASES PRESENTES	MICRODUREZA (HV)	MACRODUREZA (HB)
NÚMERO 1	42	FERRITA MARTENSITA	190 (\pm 7) 750 (\pm 10)	284
NÚMERO 2	51	FERRITA MARTENSITA	195 (\pm 10) 740 (\pm 8)	320
NÚMERO 3	59	FERRITA MARTENSITA	202 (\pm 8) 732 (\pm 7)	343
NÚMERO 4	72	FERRITA MARTENSITA	210 (\pm 7) 720 (\pm 10)	373

Uma grande dificuldade na investigação de fatores que controlam a resistência e a dureza dos aços bifásicos é que, para um dado aço, um aumento na porcentagem de martensita será acompanhado de uma diminuição no teor de carbono da martensita e, portanto, as mesmas não podem ser analisadas como variáveis independentes. Pode ser observado na Figura 26, na qual a resistência dos aços, analisados por Bahrami e Kennedy (1995), foi representada graficamente versus o teor de carbono da martensita.

O mesmo demonstra que a resistência aumenta apesar de uma redução no teor de carbono na martensita, mostrando que o teor de carbono na martensita é uma variável menos importante que a porcentagem de martensita na microestrutura.

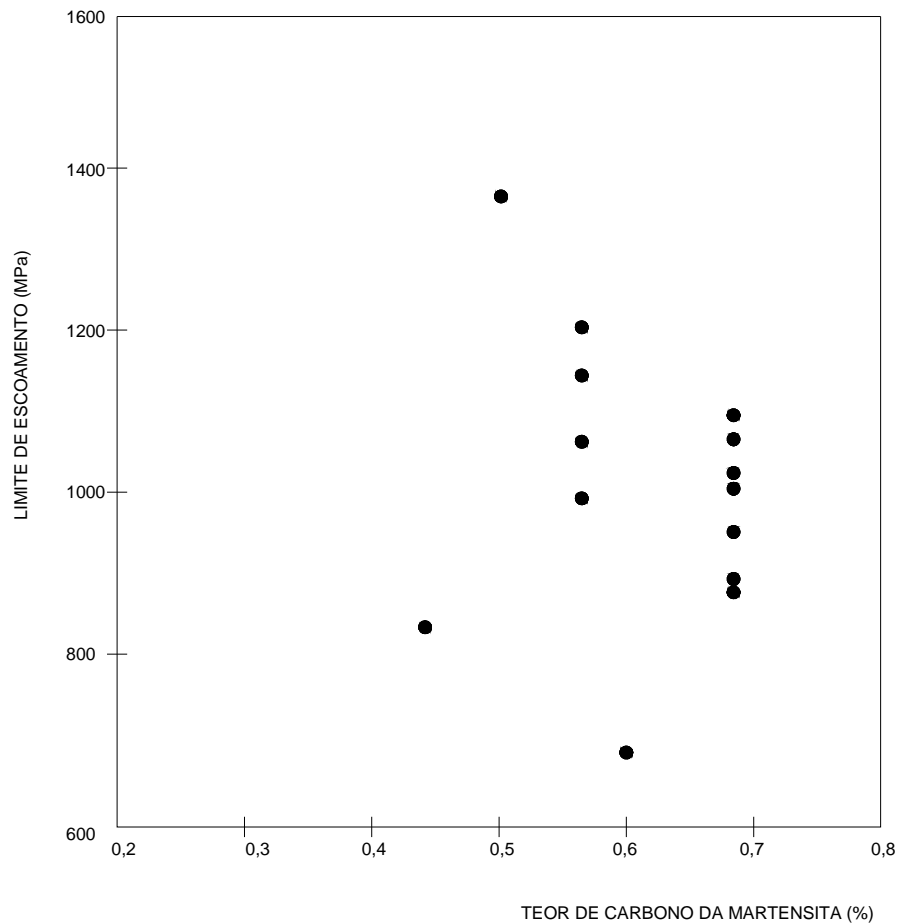


Figura 26. Variação da tensão de escoamento em função do teor de carbono da martensita de um aço bifásico (BAHRAMI; KENNEDY, 1995).

CAPÍTULO 3 PARTE EXPERIMENTAL

3.1. SELEÇÃO DOS MATERIAIS

Foram utilizados três aços com médio teor de carbono para construção mecânica que se enquadram dentro do grupo de aços que podem ser beneficiados por tratamento térmico, e que se caracterizam por apresentarem teores de carbono geralmente situados acima de 0,25%, podendo ser ligados ou não. Estes aços são empregados na fabricação de componentes que requerem uma boa combinação de resistência e tenacidade, com valores relativamente uniformes em todas direções em relação ao sentido de laminação, ou até em certas profundidades.

Os aços utilizados no presente trabalho são normalizados como SAE1045, SAE4340, AISI300M e foi avaliada a possibilidade de substituição dos aços de baixo teor de carbono, convencionalmente utilizados, por aços com microestrutura bifásica de alta resistência.

Os materiais utilizados foram fornecidos em forma de chapa, sendo posteriormente usinados para obtenção dos corpos-de-prova em sua forma final, de acordo com as dimensões normalizadas. Estes corpos-de-prova foram retirados no sentido de laminação das chapas.

A seguir está apresentado um resumo das principais características destes materiais, bem como as respectivas composições químicas, de acordo com o certificado de matéria-prima para o caso do aço SAE1045 e conforme análise química realizada pelo AMR/CTA para o caso dos aços SAE4340 e AISI300M.

3.1.1. Aço SAE1045

É considerado um aço-carbono simples contendo geralmente apenas carbono, enxofre, fósforo, silício e manganês. É classificado e denominado em função de seu teor de carbono.

De acordo com a norma SAE J403, teores de fósforo e enxofre são fixados em seus valores máximos, respectivamente em 0,03% e 0,035%. O teor de silício não é especificado, porém quando o mesmo é requerido, apresenta-se em valores que variam entre 0,10% à 0,35%.

A presença de silício, favorece o aumento da resistência mecânica do aço através do endurecimento por solução sólida na ferrita. Assim, pode-se obter diferentes níveis de resistência mecânica no aço, principalmente, variando o teor de carbono e, de uma maneira menos intensa, variando o teor de manganês e silício (SOUZA, 1989).

O aço SAE1045 é utilizado na indústria em vários componentes da indústria de implementos agrícolas, molas e construção civil, entre outras. Este grupo de aço não tem adição de elementos de liga, mas admite tratamento térmico de têmpera e revenimento devido ao seu teor de carbono.

Tabela 4. Composição química padronizada do aço SAE1045 (SAEJ403)

C (%)	S (%)	P (%)	Mn (%)
0,42	0,035 máx.	0,03 máx.	0,60
0,50			0,90

3.1.2. Aço SAE4340

O aço SAE4340 combina temperabilidade profunda com alta ductilidade, tenacidade e resistência. Tem elevada resistência à fadiga e fluência. É frequentemente usado onde existem condições severas de serviço e onde o material tem que ser capaz de atingir um limite de escoamento mínimo de 1380MPa. Fragilização por hidrogênio é um problema para o aço 4340, quando tratado termicamente, para atingir valores de resistência à tração maiores que, aproximadamente, 1400 MPa (PHILIP, 1978).

O aço SAE4340 exibe baixa resistência à propagação de trincas geradas por corrosão sob tensão, quando os mesmos são revenidos para atingir resistência à tração de 1500 MPa à 1950 MPa (PHILIP, 1978)

Suas aplicações típicas incluem parafusos, pinos e outros elementos de fixação; engrenagens, pinhões, eixos e componentes de máquina similares; bielas e virabrequim para motores, entre outras.

Tabela 5. Composição química padronizada do aço SAE4340 (PHILIP, 1978)

C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)
0,38	0,60	0,20	0,70	1,65	0,20
0,43	0,80.	0,35	0,90	2,00	0,30

3.1.3. Aço AISI300M

O aço AISI300M é basicamente um SAE4340 modificado através da adição de teores de silício (próximo a 1,6%) e de vanádio, contendo um teor de carbono e molibdênio geralmente mais alto.

Este aço apresenta como características principais, alta profundidade de têmpera, ductilidade e tenacidade, quando seu valor de resistência à tração encontra-se entre 1860 e 2070 MPa. Muitas das propriedades destes aços são similares às aquelas do aço SAE4340, porém devido a maior quantidade de silício, os mesmos apresentam uma maior profundidade de têmpera, um aumento no endurecimento por solução sólida e uma melhora na resistência mecânica em altas temperaturas (PHILIP, 1978).

Comparado com o aço SAE4340, de resistência similar, o AISI300M pode ser revenido em temperaturas mais altas, o qual proporciona maior alívio de tensões provenientes do tratamento térmico de têmpera.

Quando tratados termicamente para atingir níveis de resistência mais altos que 1380 MPa, o aço AISI300M é susceptível à fragilização por hidrogênio (PHILIP, 1978).

Suas principais aplicações são em trens de aterrissagem de aeronaves, partes da fuselagem, elementos de fixação e vasos de pressão.

Tabela 6. Composição química padronizada do aço AISI300M (PHILIP, 1978)

C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	V (%)
0,40	0,65	1,45	0,70	1,65	0,30	0,05
0,46	0,90	1,80	0,95	2,00	0,45	min.

3.2. CORPOS-DE-PROVA

De forma geral, os corpos-de-prova utilizados nos ensaios de tração, para se avaliar a resistência à tração, o limite de escoamento e o alongamento dos aços, apresentam características definidas por alguma metodologia padronizada. Esta padronização considera principalmente aspectos, tais como:

- descrição do material – composição química, microestrutura;
- orientação – relacionado com o desenvolvimento da textura do material;
- localização – relacionada com a uniformidade da microestrutura ao longo do comprimento e da espessura do produto fundido ou conformado;
- geometria – influenciada pelo tipo de produto que vai gerar o corpo-de-prova.

Torna-se importante salientar que o tamanho do corpo-de-prova pode afetar a ductilidade medida no ensaio de tração (GODEFROID; MORAIS; CÂNDIDO, 2002). Pode-se observar um aumento no alongamento total com a diminuição do comprimento da parte útil e este efeito está relacionado com a localização da deformação durante a estrição do corpo-de-prova.

Neste trabalho, para os ensaios de tração foram confeccionados 18 corpos-de-prova para cada um dos diferentes tipos de aço estudados, de acordo com as dimensões determinadas na norma ASTM E8M, para corpos-de-prova tipo reduzido (sub-size). A Figura 27 mostra estas dimensões.

Os corpos-de-prova foram identificados por letras, em função do tipo de aço; ou seja letra A para 1045, letra B para o 4340 e letra C para o 300M, e por números, em uma seqüência de 1 a 18, em função da quantidade de corpos-de-prova.

Material 1045 – A1, A2, A3, A4, A5, A6...A18

Material 4340 – B1, B2, B3, B4, B5, B6...B18

Material 300M – C1, C2, C3, C4, C5, C6...C18

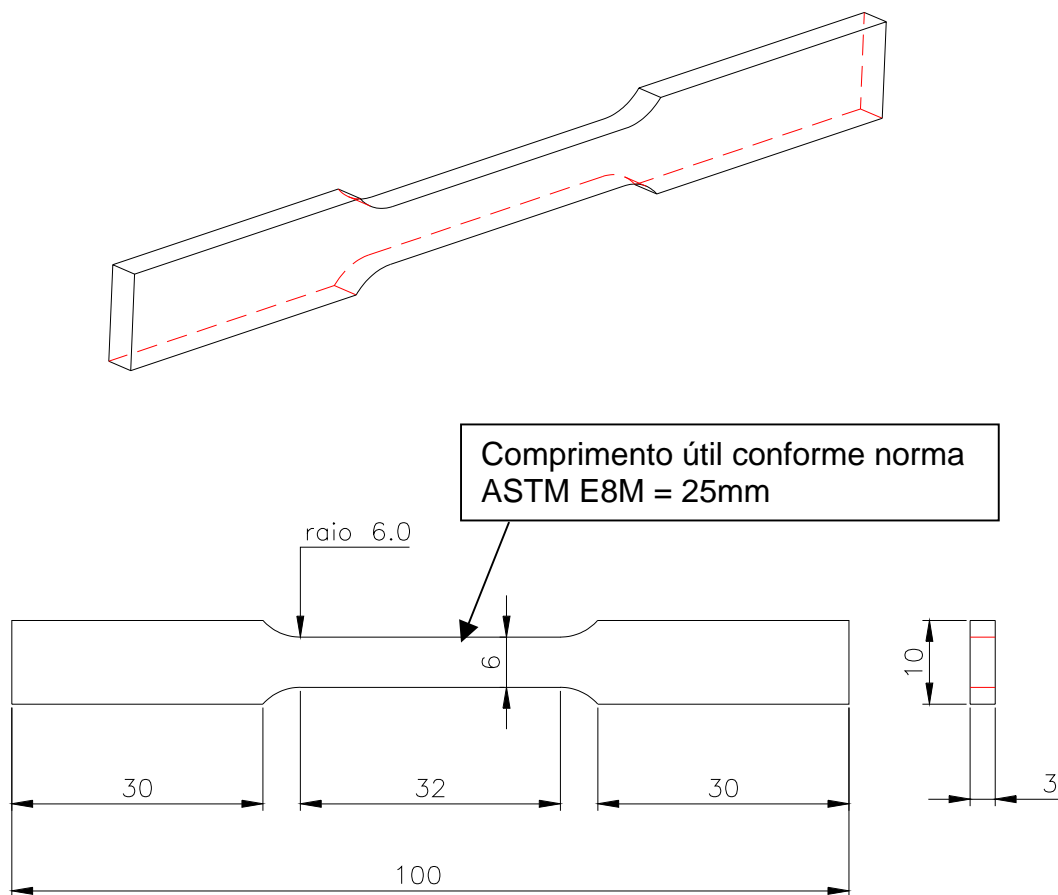


Figura 27. Corpo-de-prova para ensaio de tração conforme norma ASTM E8M, para tipo reduzido (sub-size).

3.3. SELEÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os corpos-de-prova foram divididos em 6 lotes, compostos por 3 corpos-de-prova para cada material, sendo que o primeiro lote foi composto de amostras de material como fornecido e os demais lotes submetidos a diferentes tratamentos térmicos.

Cada tratamento térmico foi selecionado para se reproduzir as características obtidas nos aços beneficiados através de têmpera e revenimento, bem como a obtenção microestruturas bifásicas.

Para o tratamento térmico de têmpera e de revenimento os parâmetros utilizados foram baseados nas faixas padrão dos respectivos materiais que estabelece o seguinte:

SAE1045 – para o tratamento térmico de têmpera o aço deve ser austenitizado a uma temperatura entre 800 à 870°C, seguido de um resfriamento em óleo até uma temperatura abaixo de 65°C.

SAE4340 - para o tratamento térmico de têmpera o aço deve ser austenitizado a uma temperatura entre 830 à 860°C e mantido por 15 minutos para cada 25mm de espessura (respeitando um tempo mínimo de 15 minutos), seguido de um resfriamento em óleo até uma temperatura abaixo de 65°C. Para o revenimento, o mesmo deve ser a uma temperatura entre 200 à 650°C e mantido ao menos por 30 minutos, seguido de um resfriamento ao ar. A temperatura e o tempo de permanência dependem principalmente das características finais desejadas.

AISI300M – para o tratamento térmico de têmpera o aço deve ser austenitizado a uma temperatura entre 860 à 885°C, seguido de um resfriamento em óleo até uma temperatura abaixo de 70°C. Quanto ao revenimento, recomenda-se que o mesmo deve ser realizado a uma temperatura entre 260 à 315°C e mantido de duas a quatro horas. O duplo revenimento é recomendado. Este processo de revenimento produz a melhor combinação de alto limite de escoamento e altas propriedades de impacto.

Para o tratamento térmico intercrítico, destinado a obter a microestrutura bifásica, o tempo e a temperatura foram selecionados a partir de literatura pesquisada (UNTERWEISER, 1982), a fim de se obter a garantia das microestruturas adequadas, assim como toda a seqüência de tratamentos térmicos realizados. As temperaturas obtidas através da pesquisa bibliográfica foram comparadas com as obtidas através das equações empíricas de Andrews (ANDREWS, 1965):

$$Ac_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W$$

(5)

$$Ac_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - (30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti)$$

(6)

Na Figura 28 pode-se observar a representação esquemática do tratamento utilizado para obtenção das amostras temperadas e revenidas. A Figura 29 mostra esquematicamente, o ciclo aplicado para as amostras obtidas através do tratamento térmico intercrítico.

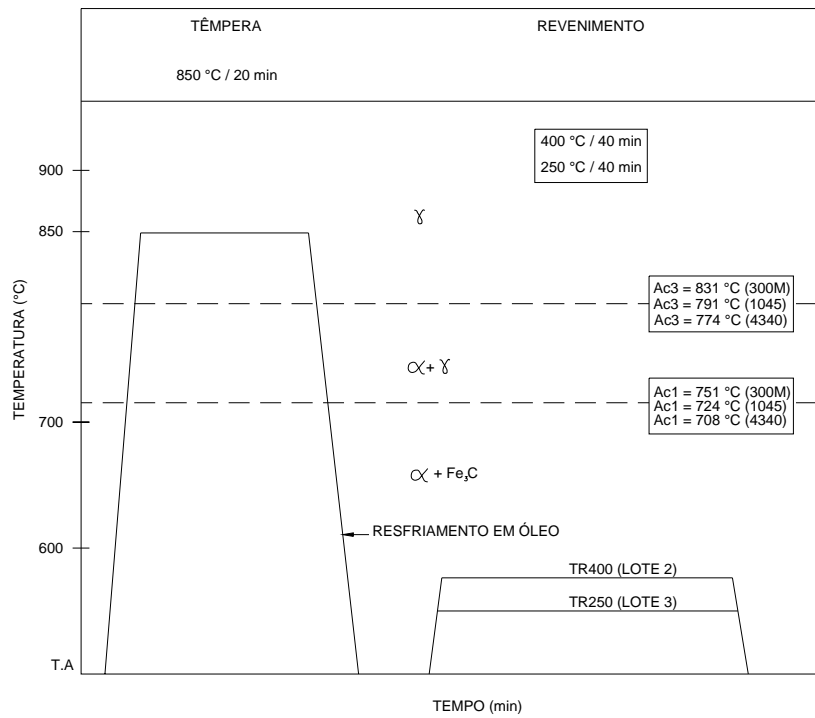


Figura 28. Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera e revenimento.

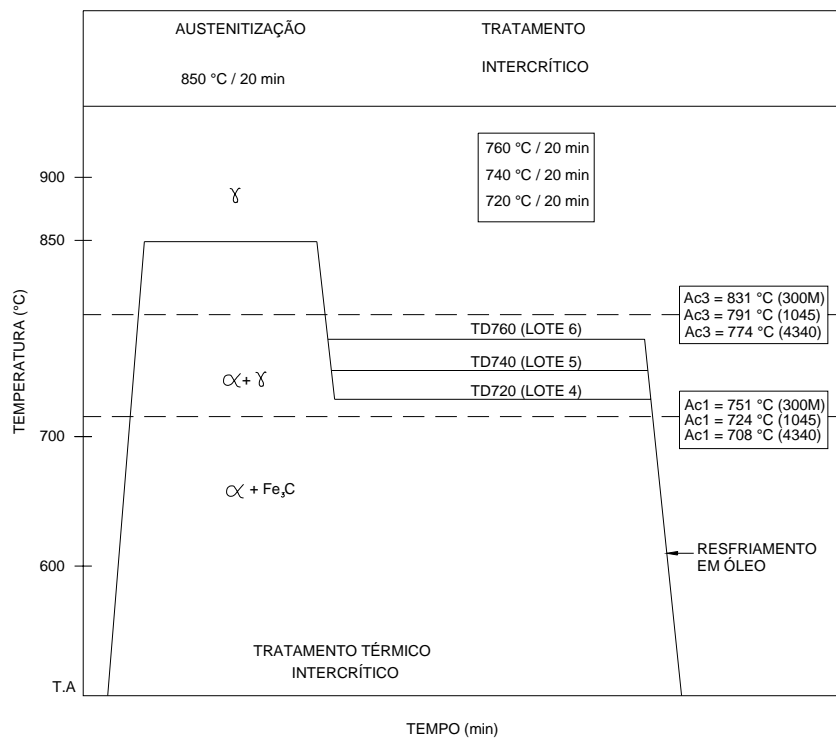


Figura 29. Representação esquemática do tratamento térmico intercrítico.

A completa seqüência dos lotes, juntamente com os respectivos tratamentos térmicos aplicados, estão descritas a seguir:

LOTE 1 – COMO FORNECIDO

Composto dos seguintes corpos-de-prova – A1, A2, A3, B1, B2, B3, C1, C2, C3
Material conforme fornecido.

LOTE 2 – TR400

Composto dos seguintes corpos-de-prova – A4, A5, A6, B4, B5, B6, C4, C5, C6

Tratamento térmico denominado TR400 e realizado conforme etapas abaixo:

Etapa 1. Aquecimento à temperatura de austenitização a 850 °C por 20 minutos, seguido de têmpera em óleo.

Etapa 2. Revenimento à 400 °C por 40 minutos.

LOTE 3 – TR250

Composto dos seguintes corpos-de-prova – A7, A8, A9, B7, B8, B9, C7, C8, C9

Tratamento térmico denominado TR250 e realizado conforme etapas abaixo:

Etapa 1. Aquecimento à temperatura de austenitização a 850 °C por 20 minutos, seguido de têmpera em óleo.

Etapa 2. Revenimento à 250 °C por 40 minutos.

LOTE 4 – TD720

Composto dos seguintes corpos-de-prova – A10, A11, A12, B10, B11, B12, C10, C11, C12

Tratamento térmico denominado TD720 e realizado conforme etapas abaixo:

Etapa 1. Aquecimento à temperatura de austenitização a 850 °C por 20 minutos.

Etapa 2. Resfriamento de 850 °C para 720 °C, mantendo esta temperatura por 20 minutos.

Etapa 3. Têmpera em óleo.

LOTE 5 – TD740

Composto dos seguintes corpos-de-prova – A13, A14, A15, B13, B14, B15, C13, C14, C15

Tratamento térmico denominado TD740 e realizado conforme etapas abaixo:

Etapa 1. Aquecimento à temperatura de austenitização a 850 °C por 20 minutos.

Etapa 2. Resfriamento de 850 °C para 740 °C, mantendo esta temperatura por 20 minutos.

Etapa 3. Têmpera em óleo.

LOTE 6 – TD760

Composto dos seguintes corpos-de-prova – A16, A17, A18, B16, B17, B18, C16, C17, C18

Tratamento térmico denominado TD760 e realizado conforme etapas abaixo:

Etapa 1. Aquecimento à temperatura de austenitização a 850 °C por 20 minutos.

Etapa 2. Resfriamento de 850 °C para 760 °C, mantendo esta temperatura por 20 minutos.

Etapa 3. Têmpera em óleo.

3.4. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓPTICA

A análise microestrutural de um material requer que uma série de etapas seja executada de forma a garantir a confiabilidade da mesma. As etapas mais comuns na preparação para a análise microestrutural são: corte; embutimento; identificação das amostras embutidas; desbaste mecânico (lixamento); polimento (mecânico ou eletroquímico) e revelação da microestrutura (ataque químico ou térmico).

As amostras utilizadas na análise por microscopia óptica, foram retiradas das 6 condições analisadas de cada um dos materiais, ou seja, do material conforme fornecido e das demais 5 condições de tratamento térmico realizadas, sendo uma amostra para cada situação.

As amostras foram seccionadas por corte abrasivo, embutidas a quente, lixadas em uma seqüência granulométrica de 100, 220, 320, 400, 600, 1000, polidas em pasta de óxido de alumínio, e atacadas com nital a 2%. Com auxílio de um banco metalográfico Neophot 30, foram efetuadas observações qualitativas e quantitativas de aspectos microestruturais, tais como fases presentes, morfologia e frações volumétricas das fases presentes.

Para captura, armazenamento e processamento das imagens, a serem utilizadas na análise qualitativa e quantitativa, foi adotado o número de 20 campos / resultado com o auxílio dos softwares *Media Cybernetics Image Pro Plus 4.0* e *Material Pro Analyser 3.1*.

O teor de carbono da martensita é uma grandeza que varia de forma inversamente proporcional a fração volumétrica da martensita, ou seja, quanto maior a temperatura intercrítica, maior será a fração volumétrica da martensita e menor será o teor de carbono presente na mesma. Este teor de carbono pode ser calculado com a formulação abaixo (EL-SESY; EL-BARADIE, 2002):

$$\%C_a \times \rho_a = \%C_m \times \rho_m \times V_m + \%C_f \times \rho_m \times (1 - V_m) \times \rho_f$$

(7)

onde,

$\%C_a$, $\%C_m$, $\%C_f$ = teores de carbono no aço, na martensita, e na ferrita

ρ_a , ρ_m , ρ_f = densidades do aço, martensita, e da ferrita

V_m = frações volumétricas da martensita

Na equação (7) o valor de C_a foi obtido através do informado no certificado de matéria-prima dos respectivos materiais. Também foi assumido, com razoável aproximação, que a densidade da ferrita é igual àquela da martensita e do aço, bem como seu teor de carbono não é relativamente significativo (SPEICH; MILLER, 1979).

3.5. ENSAIOS DE TRAÇÃO

O ensaio de tração uniaxial é amplamente utilizado para caracterizar a resistência mecânica à tração e encontra-se descrito através das normas MB-4/77 da ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas) e E8 da ASTM (American Society for Testing and Materials). Várias outras normas existem sobre o ensaio de tração, inclusive também das entidades citadas, para situações particulares. (ZEEMANN, 2001).

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da FEG/UNESP, de acordo com a norma ASTM E8M -95a, que rege sobre os ensaios de tração para materiais metálicos à temperatura ambiente. O equipamento utilizado foi uma máquina de tração EMIC (Figura 30), com célula de carga com capacidade de 10 kN. A velocidade do deslocamento do cabeçote foi de 0,5mm/min.

No ensaio de tração foram avaliados os seguintes parâmetros:

- limite de escoamento, determinado pelo método offset a 0,2%, em função das curvas tensão-deformação apresentarem escoamento contínuo;
- resistência à tração, calculada através do carregamento máximo aplicado durante o ensaio, dividido pela área inicial do corpo de prova; e;
- alongamento, calculado através da variação percentual no comprimento da região útil do corpo de prova, após o rompimento.



Figura 30. Máquina de ensaio de tração EMIC do LEM-FE-G/UNESP.

CAPÍTULO 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química dos materiais utilizados no presente trabalho esta descrita na Tabela 7.

Tabela 7. Composição química dos aços SAE1045, SAE4340 e AISI300M

MATERIAL COMPOSIÇÃO	SAE1045	SAE4340	AISI300M
C (%)	0,44	0,39	0,39
S (%)	0,09	0,001	0,0005
P (%)	0,18	0,017	0,009
Si (%)	0,28	0,26	1,78
Mn (%)	0,75	0,64	0,76
Cr (%)	0,02	0,80	0,76
Ni (%)	-	1,82	1,69
Mo (%)	-	0,22	0,40
Al (%)	-	-	0,003
V (%)	-	-	0,08
Cu (%)	-	-	0,14

Os teores de carbono, silício e manganês, presentes no aço SAE1045, estão em conformidade com o especificado na Tabela 4. A presença de cromo também está dentro dos limites aceitáveis pela norma SAEJ403, sendo considerado dentro do grupo de elementos de liga adicionais com valores máximos de 0,02%. O enxofre e o fósforo, que são considerados como impurezas, excedem os limites especificados pela norma e, conseqüentemente, são prejudiciais às propriedades mecânicas dos aços.

A composição química do aço SAE4340 encontra-se dentro dos limites especificados na Tabela 5, sendo que a presença de enxofre e fósforo é esperada até o limite de 0,040% e 0,035%, respectivamente.

Com exceção à presença de alumínio, enxofre, fósforo e cobre, elementos químicos que não estão presentes na composição química padronizada do aço AISI300M, os demais estão conforme o descrito na Tabela 6. É esperado, para o aço AISI300M, a presença de enxofre e fósforo dentro dos mesmos valores especificados para o aço SAE4340. Apesar de não especificada, a presença de alumínio e cobre melhoram a temperabilidade do aço (SOUZA, 1989).

4.2. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Durante esta etapa serão apresentados e discutidos os resultados obtidos na análise qualitativa da microestrutura do material, ou seja, na observação da estrutura para identificação das fases presentes. Serão apresentados ainda, os resultados obtidos na análise quantitativa, realizada com o objetivo de determinar a fração volumétrica dos microconstituintes presentes no aço bifásico e, conseqüentemente, estabelecer uma correlação entre microestrutura e processamento térmico, especialmente em função da manutenção do aço em diferentes tempos de permanência nas temperaturas intercríticas. As microestruturas obtidas, a partir de diferentes temperaturas de revenimento, também serão correlacionadas ao processamento térmico para posterior comparação com os aços obtidos através do tratamento térmico intercrítico.

4.2.1. Análise qualitativa

Para a análise qualitativa sabe-se que pequenas variações nas metodologias de preparação de amostra e de realização do ataque químico provocam sensíveis alterações nos resultados metalográficos, o que afeta de forma significativa a qualidade da fotomicrografia final. Portanto, foram aplicados procedimentos convencionais nas etapas de preparação das amostras metalográficas, ou seja, no seccionamento, no embutimento, no lixamento e no polimento. Estes se mostraram bastante eficazes, visto que as imagens das microestruturas obtidas não apresentaram defeitos oriundos do processo de preparação metalográfica.

O ataque químico foi realizado com nital, que é um reagente químico usualmente aplicado na revelação de microestruturas de aços ao carbono. A porcentagem de ácido nítrico em relação ao álcool etílico, utilizada na preparação da solução, foi de 2%. Esta baixa concentração de ácido nítrico facilita o controle visual do ataque químico, evitando-se pouca ou exagerada exposição da amostra. O tempo de exposição foi suficiente para que a microestrutura do material ficasse com contraste adequado para observação das fases presentes, através de microscopia óptica. A forma de aplicação mais adequada para realização deste ataque químico, ou seja, com o reagente Nital 2%, foi obtida através de um chumaço de algodão, embebido na solução, que foi friccionado contra a superfície da amostra, em temperatura ambiente. A solução de ácido nítrico e álcool etílico foi sempre preparada alguns minutos antes da realização do ataque químico.

Para a interrupção do ataque químico utilizou-se água corrente. Em seguida, borrifou-se jatos de álcool etílico, para a limpeza e secagem da amostra. A umidade restante na superfície foi eliminada utilizando-se um secador com ar frio.

Os resultados mostraram o aparecimento de diferentes estruturas em função dos tratamentos térmicos a que foram submetidos e das respectivas temperaturas de manutenção, tanto do revenimento quanto dos tratamentos intercríticos. Através da análise qualitativa, pode-se afirmar que a existência de fases predominantes, em função dos tratamentos térmicos, foi a mesma para os 03 materiais utilizados no estudo, porém com diferentes frações volumétricas, como será mostrado no item 4.2.2. As fases predominantes, conforme cada condição analisada, podem ser observadas na Tabela 8.

Tabela 8. Fases predominantes nos aços SAE1045, SAE4340, AISI300M em função do processamento térmico realizado.

CONDIÇÃO	FASES PREDOMINANTES
COMO FORNECIDO	PERLITA e FERRITA
TR250	MARTENSITA REVENIDA
TR400	MARTENSITA REVENIDA
TD720	MARTENSITA e FERRITA
TD740	MARTENSITA e FERRITA
TD760	MARTENSITA e FERRITA

As Figuras 31, 32 e 33 ilustram as microestruturas obtidas nas amostras dos aços SAE1045, SAE4340 e AISI300M, respectivamente, na condição com fornecidos. Os resultados mostraram o aparecimento de uma estrutura diferenciada por duas

tonalidades de cinza. A tonalidade cinza clara identificou a presença da ferrita, enquanto a tonalidade cinza escura caracterizou a perlita.

A fotomicrografia do aço SAE1045 na condição como fornecido, apresenta uma estrutura com grãos de ferrita e perlita, com contornos de grãos bem delineados, diferentemente das fotomicrografias dos aços SAE4340 e AISI300M como fornecidos, que apresentam em sua estrutura teores de ferrita e perlita sem uma clara identificação dos contornos de grão.

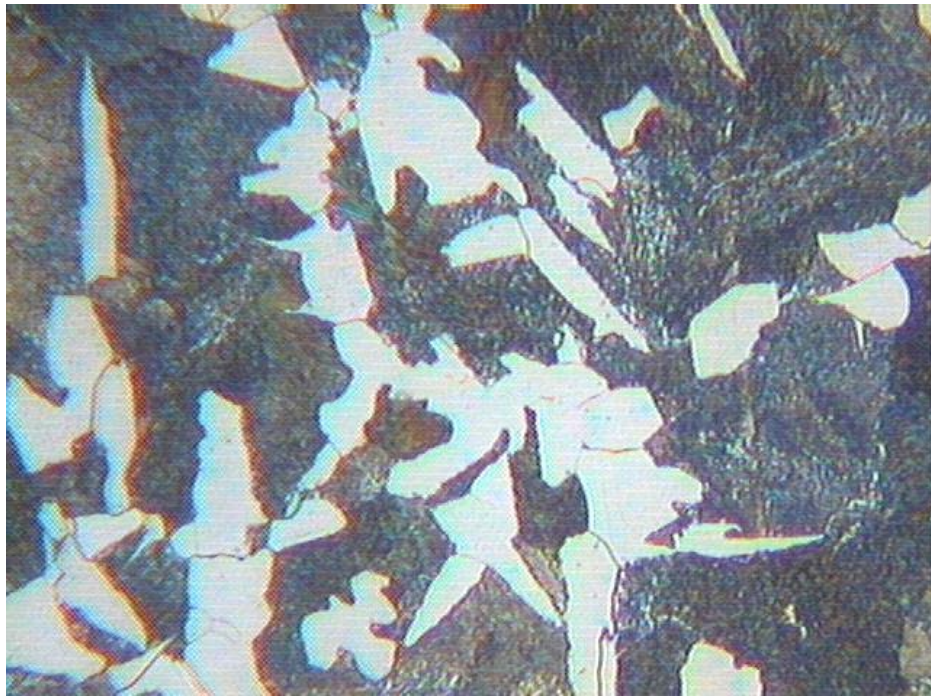


Figura 31. Fotomicrografia do aço SAE1045 na condição como fornecido. Ampliação 250x. Microestrutura formada por perlita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

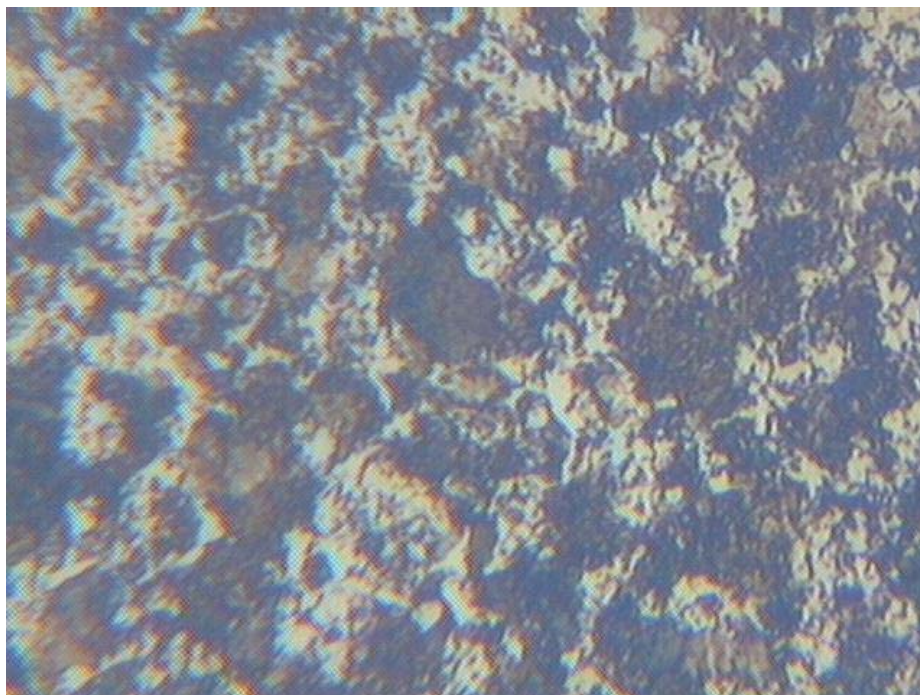


Figura 32. Fotomicrografia do aço SAE4340 na condição como fornecido. Ampliação 250x. Microestrutura formada por perlita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

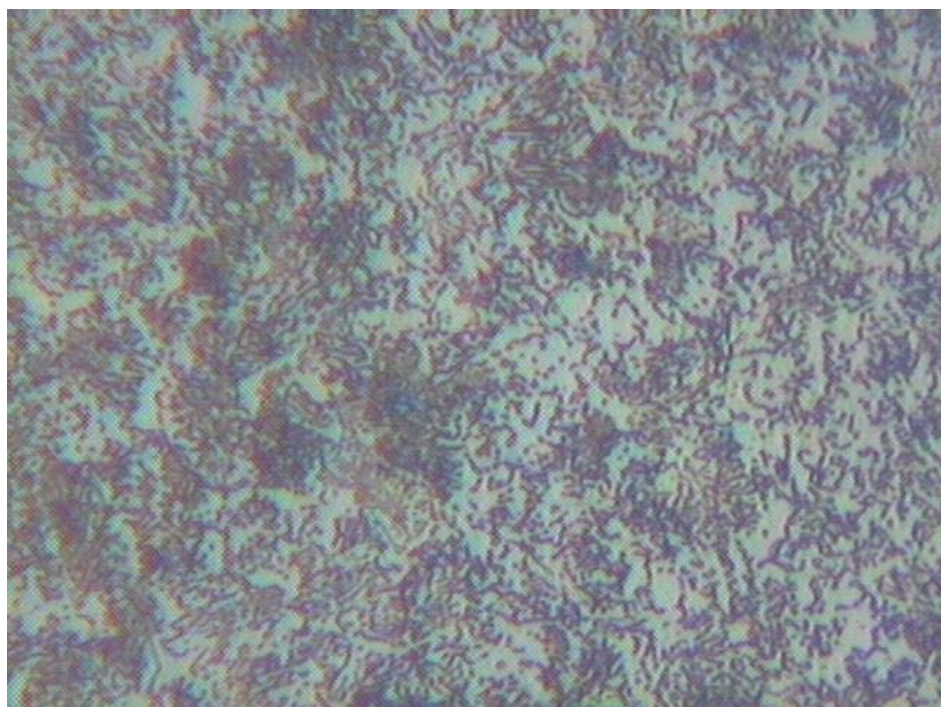


Figura 33. Fotomicrografia do aço AISI300M na condição como fornecido. Ampliação 250x. Microestrutura formada por perlita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

As figuras 34 a 39 mostram, as microestruturas dos 3 diferentes aços obtidas após tratamento térmico de têmpera e revenimento nas temperaturas de 400°C e 250°C. A microestrutura final é constituída de martensita revenida que apresenta-se na forma de finas agulhas, sendo esta a morfologia típica da martensita para os aços com teor de carbono acima de 0,25% (SILVA; MEI, 1988). A microestrutura austenítica foi formada com o aumento da temperatura do aço até a região de austenitização. Com o resfriamento brusco do material até a temperatura ambiente, a austenita se transforma em martensita através de mecanismo de cisalhamento, que após o revenimento é denominada martensita revenida. Nos 3 aços analisados, não foi observada diferença significativa entre as microestruturas finais que receberam tratamentos de revenimento de 250 °C e 400 °C, mostrando que provavelmente nestes níveis de temperatura não ocorreu transformação de fase durante o tratamento térmico de revenimento realizado.

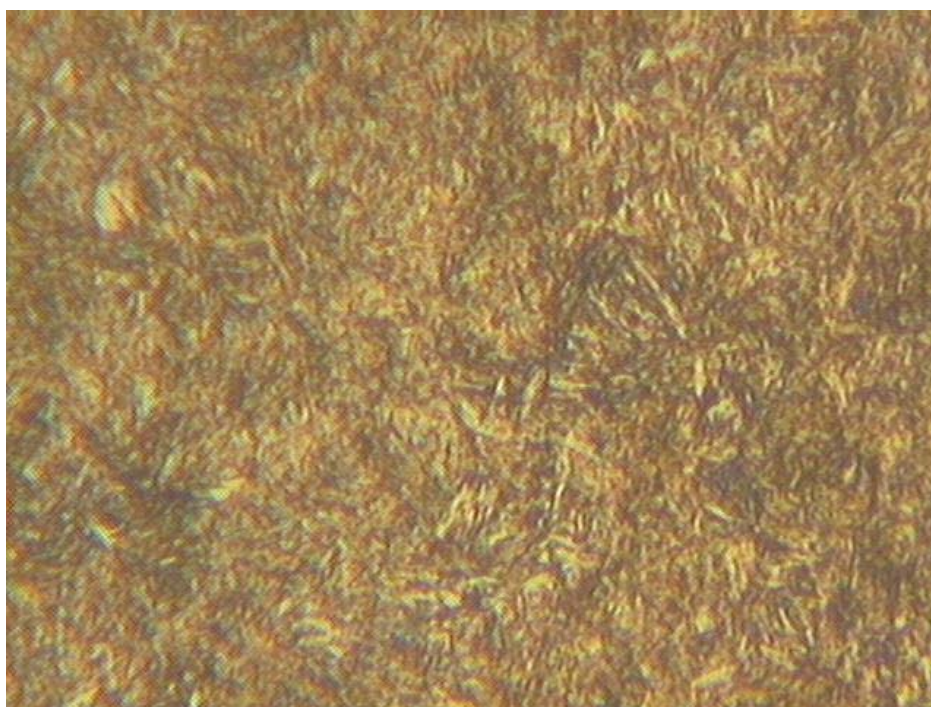


Figura 34. Fotomicrografia do aço SAE1045 na condição TR400. Temperado e revenido à 400 °C. Ampliação 500x. Microestutura formada por martensita revenida. Ataque com Nital a 2%.

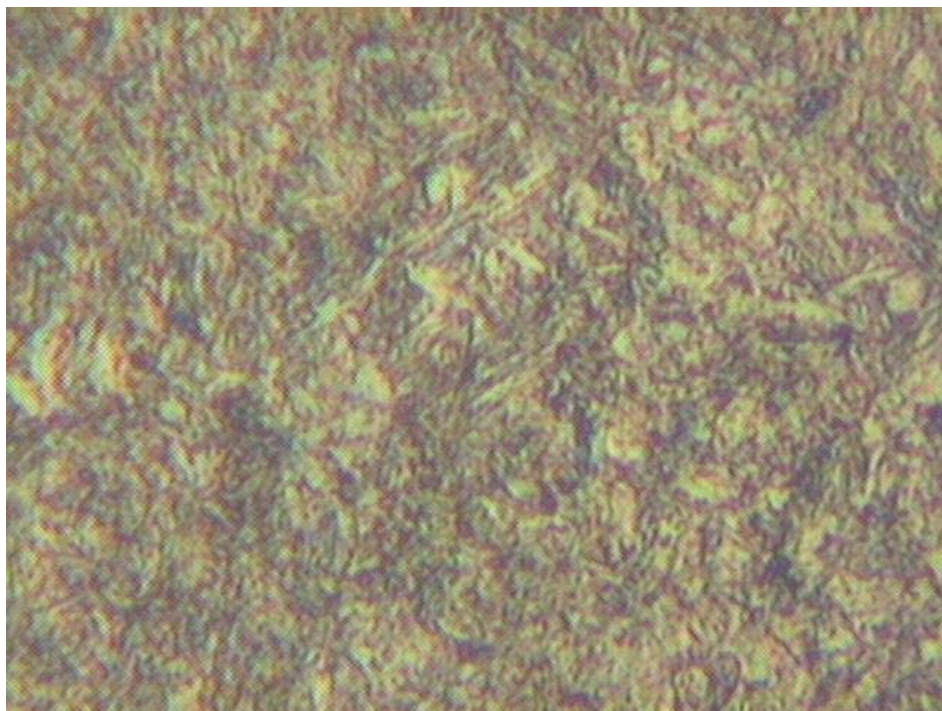


Figura 35. Fotomicrografia do aço SAE4340 na condição TR400. Temperado e revenido à 400 °C. Ampliação 500x. Microestrutura formada por martensita revenida. Ataque com Nital a 2%.

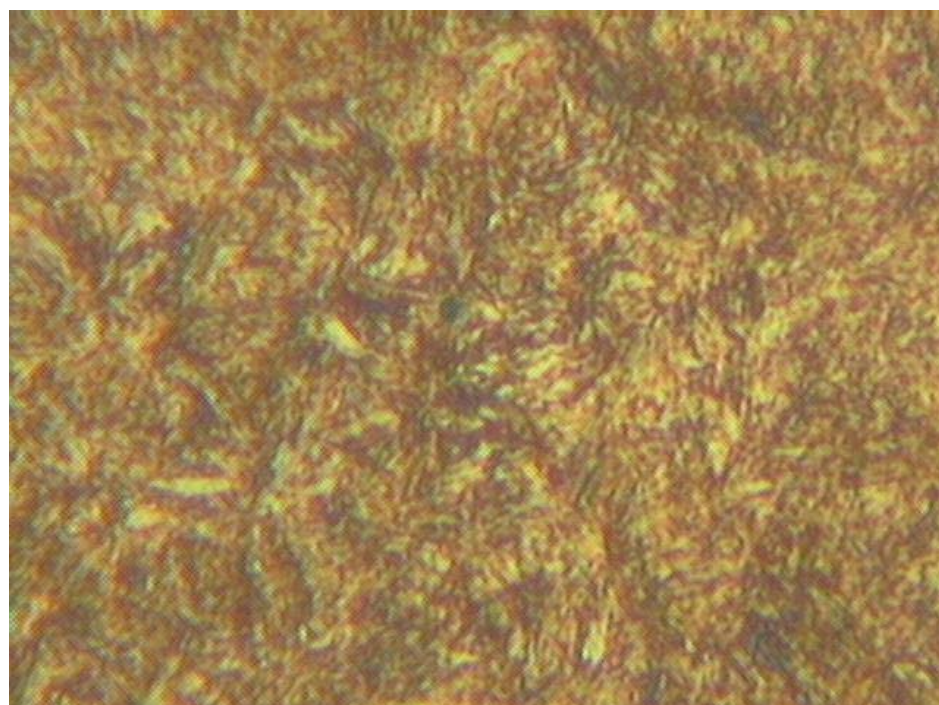


Figura 36. Fotomicrografia do aço AISI300M na condição TR400. Temperado e revenido à 400 °C. Ampliação 500x. Microestrutura formada por martensita revenida. Ataque com Nital a 2%.

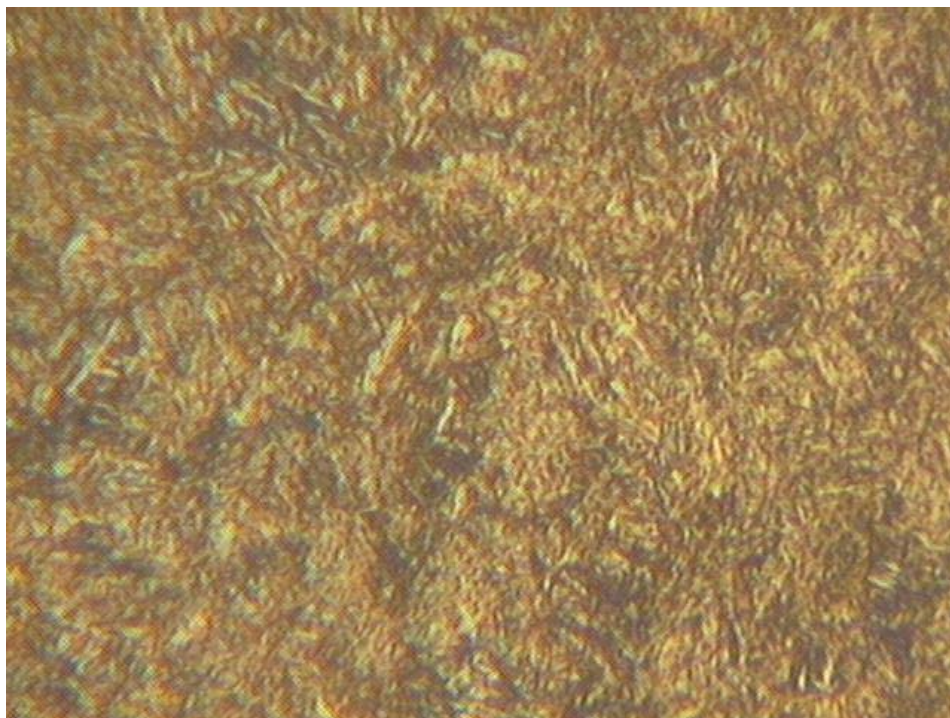


Figura 37. Fotomicrografia do aço SAE1045 na condição TR250. Temperado e revenido à 250 °C. Ampliação 500x. Microestrutura formada por martensita revenida. Ataque com Nital a 2%.

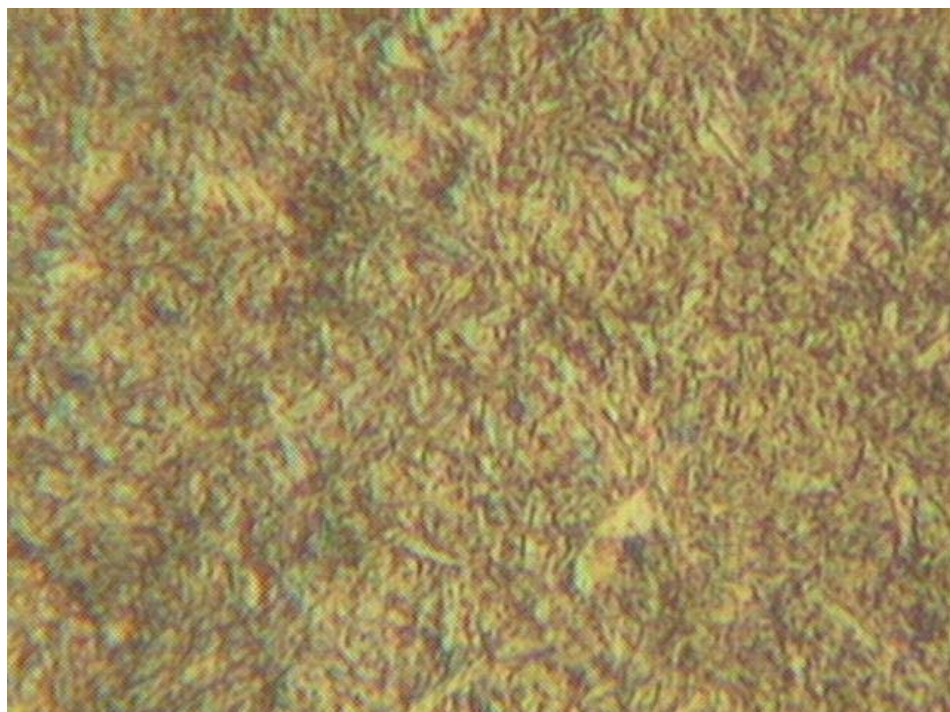


Figura 38. Fotomicrografia do aço SAE4340 na condição TR250. Temperado e revenido à 250 °C. Ampliação 500x. Microestrutura formada por martensita revenida. Ataque com Nital a 2%.

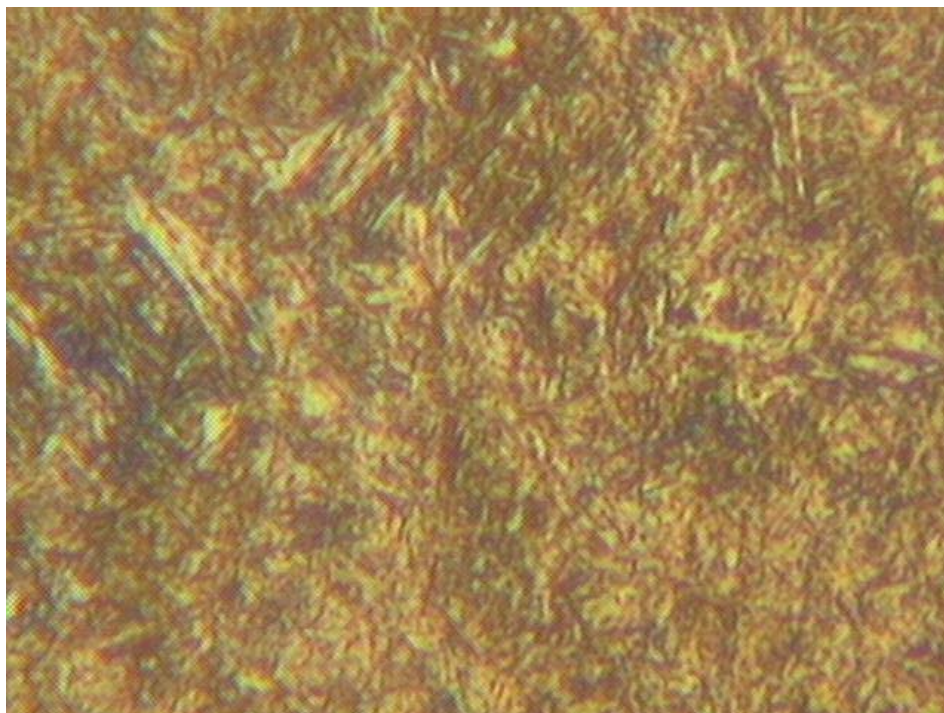


Figura 39. Fotomicrografia do aço AISI300M na condição TR250. Temperado e revenido à 250 °C. Microestrutura formada por martensita revenida. Ataque com Nital a 2%.

A seqüência de figuras 40 a 48 ilustra o efeito do tratamento intercrítico na formação das fases dos aços SAE1045, SAE4340 e AISI300M, mostrando o aparecimento de uma estrutura diferenciada em duas tonalidades de cinza. A tonalidade cinza clara foi identificada como ferrita, enquanto a tonalidade cinza escura associada à martensita. Esta microestrutura típica dos aços bifásicos, foi originada pelo processamento térmico, onde a microestrutura inicial era totalmente austenítica, formada com a elevação da temperatura do aço até a região da austenitização. Com o resfriamento do material, atingindo-se a zona intercrítica, ocorreu a formação da fase alfa nos contornos da fase gama, tornando-se contínua após o equilíbrio. Assim com o resfriamento brusco da austenita e obtenção da martensita, a estrutura final pode ser caracterizada por uma matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita.

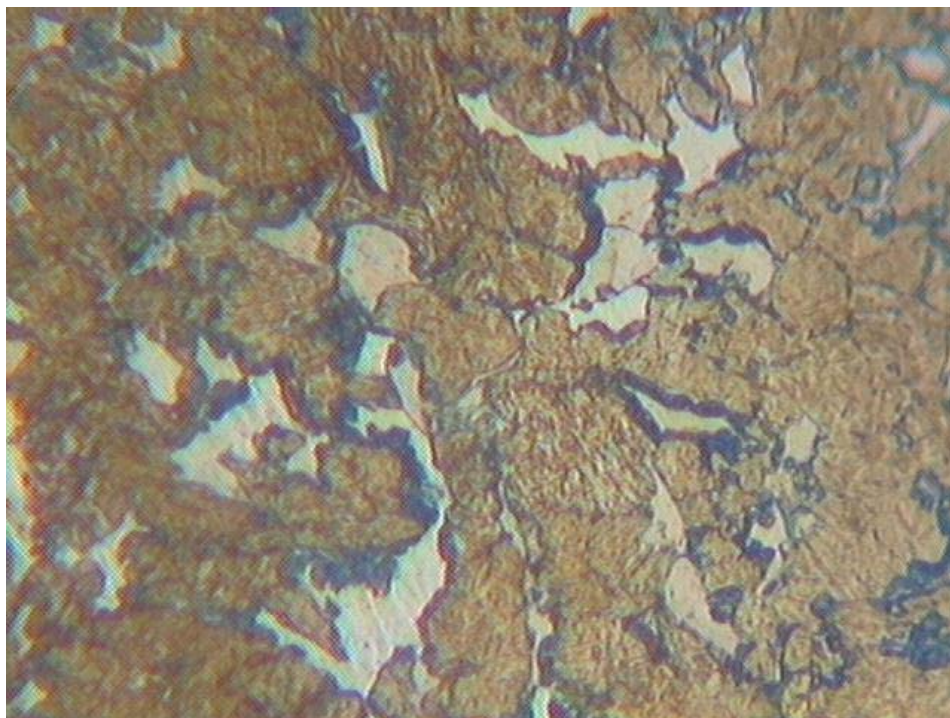


Figura 40. Fotomicrografia do aço SAE1045 na condição TD720. Temperado intercriticamente à 720 °C. Ampliação 250x. Microestrutura formada por martensita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

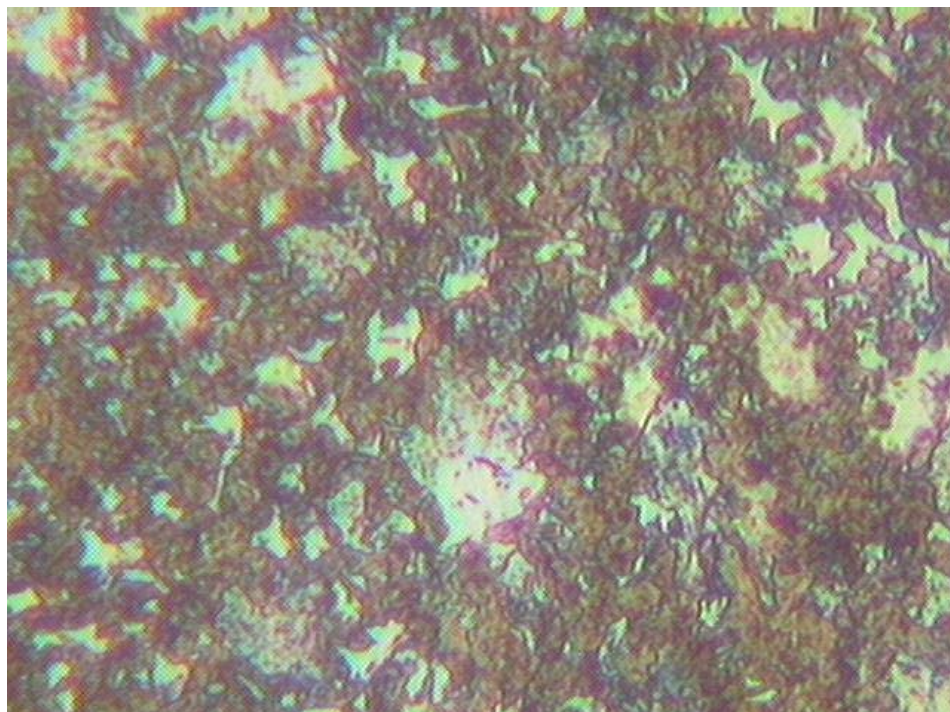


Figura 41. Fotomicrografia do aço SAE4340 na condição TD720. Temperado intercriticamente à 720 °C. Ampliação 250x. Microestrutura formada por martensita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

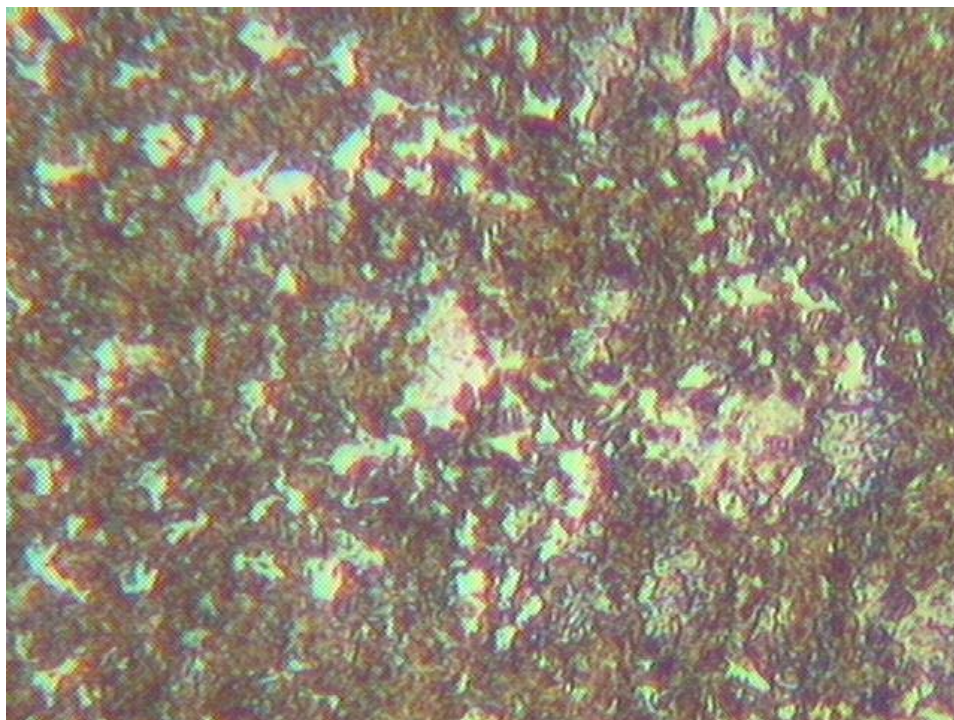


Figura 42. Fotomicrografia do aço AISI300M na condição TD720. Temperado intercriticamente à 720 °C. Ampliação 250x. Microestutura formada por martensita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

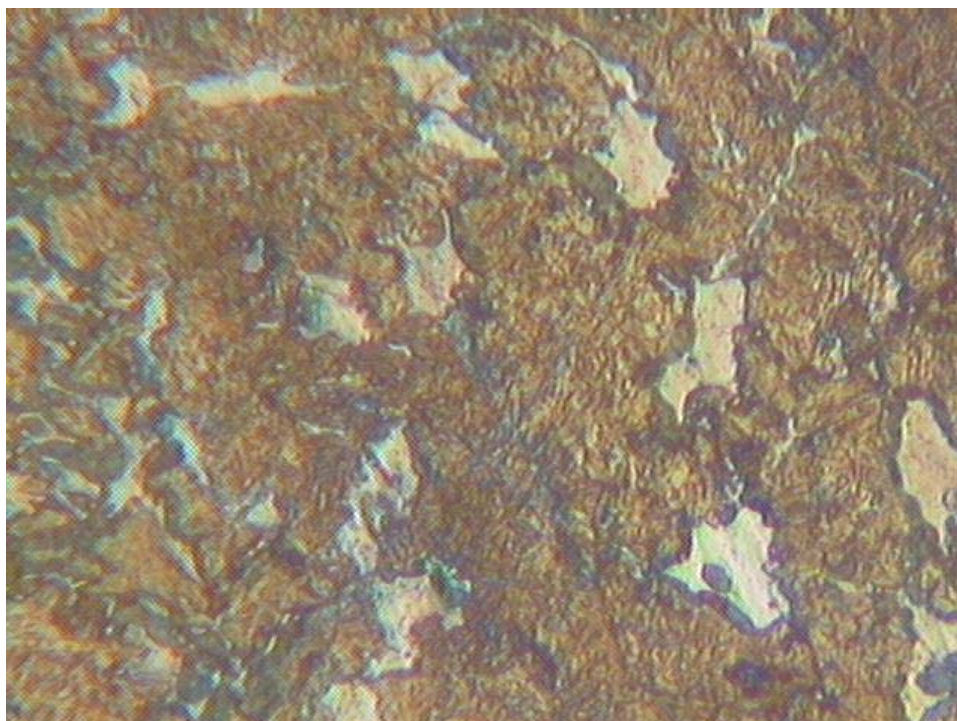


Figura 43. Fotomicrografia do aço SAE1045 na condição TD740. Temperado intercriticamente à 740 °C. Ampliação 250x. Microestutura formada por martensita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

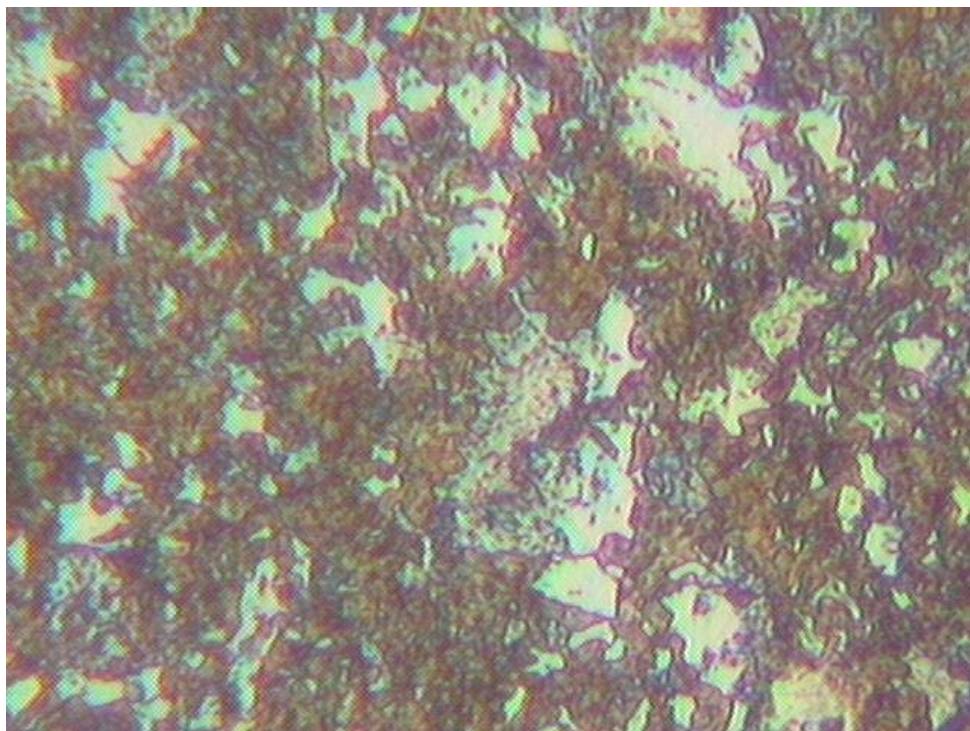


Figura 44. Fotomicrografia do aço SAE4340 na condição TD740. Temperado intercriticamente à 740 °C. Ampliação 250x. Microestutura formada por martensita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

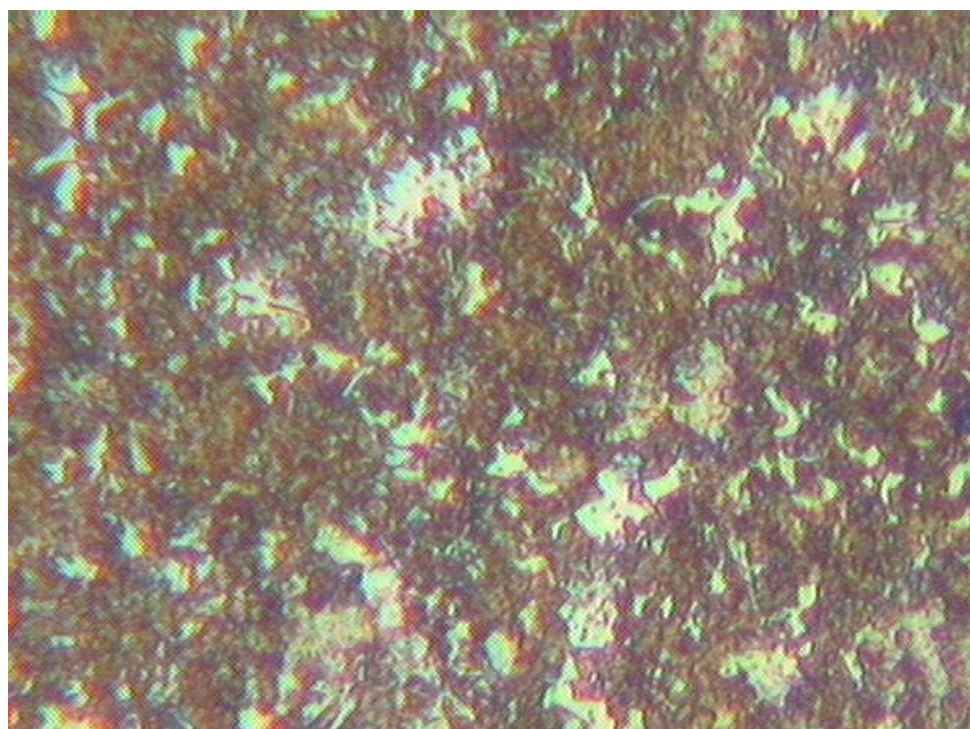


Figura 45. Fotomicrografia do aço AISI300M na condição TD740. Temperado intercriticamente à 740 °C. Ampliação 250x. Microestutura formada por martensita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

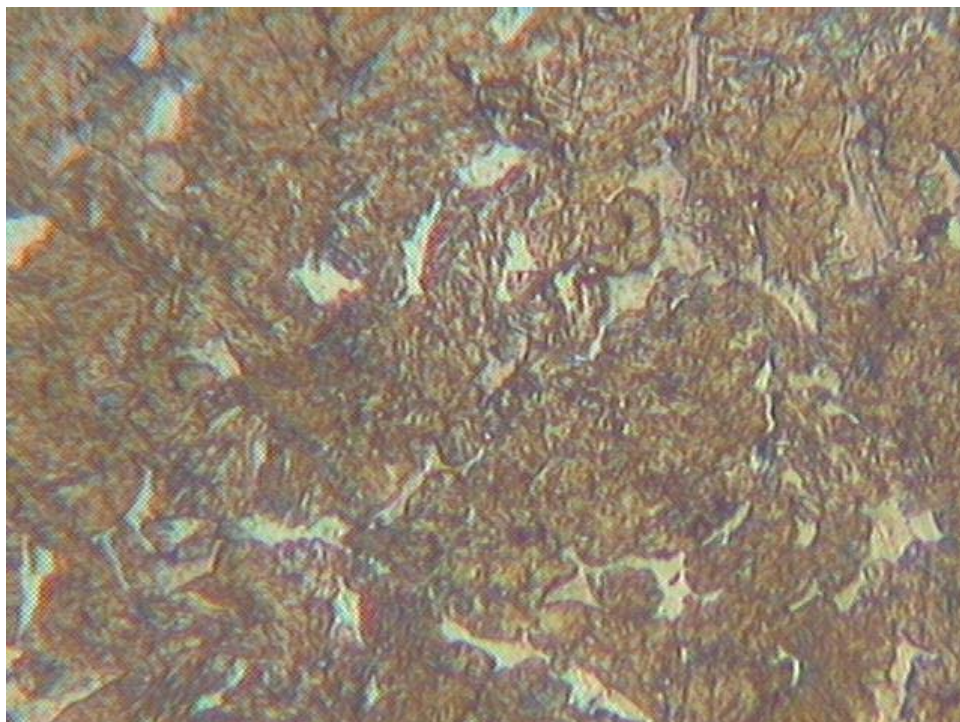


Figura 46. Fotomicrografia do aço SAE1045 na condição TD760. Temperado intercriticamente à 760 °C. Ampliação 250x. Microestrutura formada por martensita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

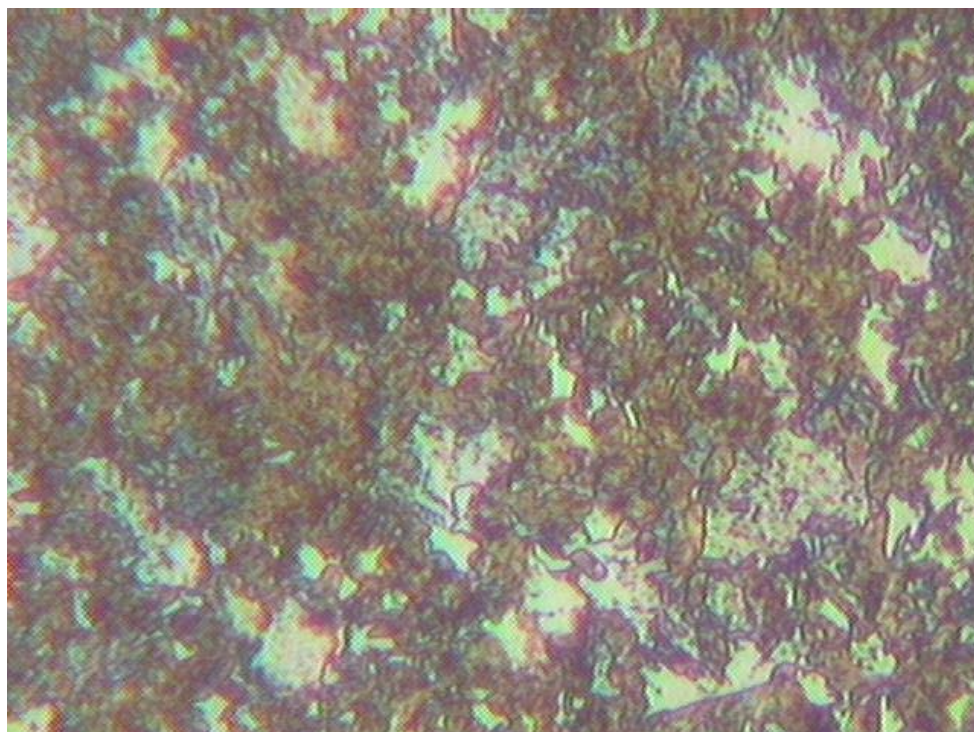


Figura 47. Fotomicrografia do aço SAE4340 na condição TD760. Temperado intercriticamente à 760 °C. Ampliação 250x. Microestrutura formada por martensita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

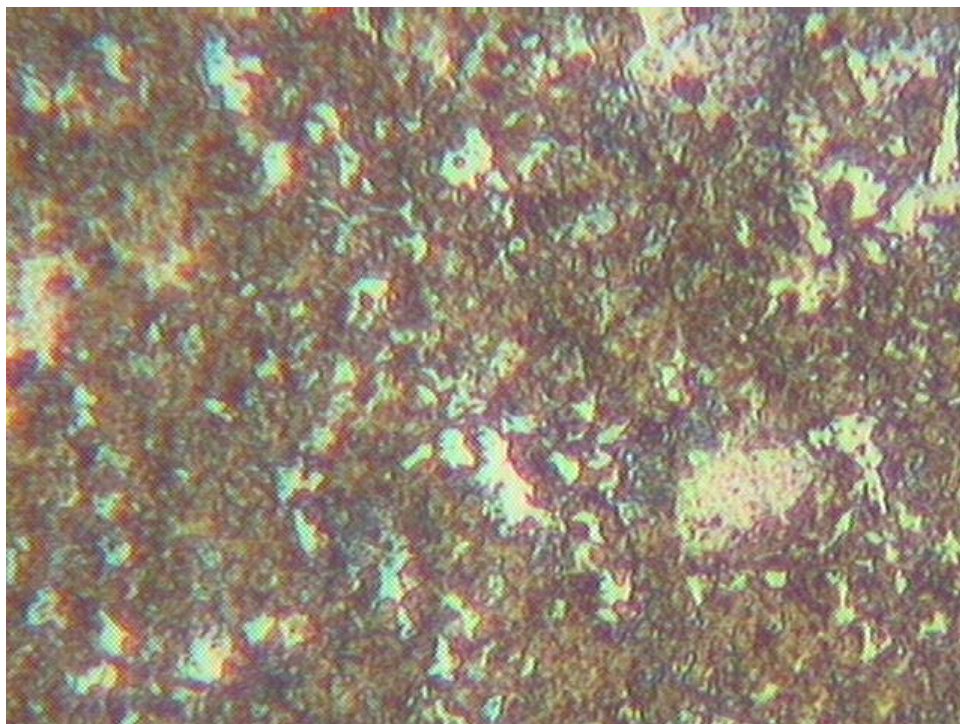


Figura 48. Fotomicrografia do aço AISI300M na condição TD760. Temperado intercriticamente à 760 °C. Ampliação 250x. Microestrutura formada por martensita e ferrita. Ataque com Nital a 2%.

4.2.2. Análise Quantitativa

Após o processamento das imagens, foi realizada a análise quantitativa da microestrutura. Diferentemente do que foi verificado na análise qualitativa dos três materiais analisados, apesar de apresentarem as mesmas fases, diferentes frações volumétricas estão presentes devido o tratamento térmico realizado como para a condição como fornecida. Este fato ocorreu devido às diferentes composições químicas e os tratamentos térmicos prévios. As frações volumétricas das fases predominantes nas amostras de SAE1045, SAE4340 e AISI300M estão apresentadas nas Tabelas 9, 10, 11, respectivamente. Estas tabelas não apresentam as frações volumétricas de austenita retida devido ao fato da mesma se apresentar em pequena fração volumétrica e não ser representativa para o objetivo principal do trabalho.

Tabela 9. Frações volumétricas da perlita, ferrita, martensita e da martensita revenida, obtidas nas amostras do aço SAE1045, após realização dos respectivos tratamentos térmicos.

CONDIÇÃO	PERLITA (%)	FERRITA (%)	MARTENSITA (%)	MARTENSITA REVENIDA (%)
RECEBIDO	57,5 ± 1,4	42,5 ± 1,1	-	-
TR250	-	-	-	100
TR400	-	-	-	100
TD720	-	50,2 ± 1,3	49,8 ± 1,4	-
TD740	-	45,7 ± 0,9	54,3 ± 1,0	-
TD760	-	40,3 ± 1,2	59,7 ± 1,1	-

Tabela 10. Frações volumétricas da perlita, ferrita, martensita e da martensita revenida, obtidas nas amostras do aço SAE4340, após realização dos respectivos tratamentos térmicos.

CONDIÇÃO	PERLITA (%)	FERRITA (%)	MARTENSITA (%)	MARTENSITA REVENIDA (%)
RECEBIDO	49,0 ± 1,6	51,0 ± 1,8	-	-
TR250	-	-	-	100
TR400	-	-	-	100
TD720	-	37,6 ± 1,2	62,4 ± 1,3	-
TD740	-	31,5 ± 1,0	68,5 ± 1,1	-
TD760	-	29,2 ± 1,2	70,8 ± 1,3	-

Tabela 11. Frações volumétricas da perlita, ferrita, martensita e da martensita revenida, obtidas nas amostras do aço AISI300M, após realização dos respectivos tratamentos térmicos.

CONDIÇÃO	PERLITA (%)	FERRITA (%)	MARTENSITA (%)	MARTENSITA REVENIDA (%)
RECEBIDO	47,2 ± 1,8	52,8 ± 1,8	-	-
TR250	-	-	-	100
TR400	-	-	-	100
TD720	-	39,4 ± 1,2	60,6 ± 1,4	-
TD740	-	32,2 ± 0,9	67,8 ± 1,0	-
TD760	-	27,5 ± 1,3	72,5 ± 1,3	-

Analisando as tabelas 9 a 11 verifica-se que os aços SAE1045, SAE4340 e SAE300M na condição de como fornecido, apresentaram variações da fração volumétrica da perlita e da ferrita que podem ser justificados em função dos teores de carbono dos aços. Os aços SAE4340 e AISI300M apresentaram o mesmo teor de carbono, ou seja 0,39%, e conseqüentemente a fração volumétrica da ferrita apresentou valores muito próximos, sendo 52,8% e 51,0%, respectivamente. O aço SAE1045 é o que apresenta maior teor de carbono (0,44%) e, conseqüentemente, menor fração volumétrica da ferrita (42,5%). Estes resultados estão de acordo com a literatura pesquisada (CHIAVERINI, 1988), pois como o processamento para obtenção dos aços como fornecido passa por um resfriamento lento, permite que ocorra a transformação da austenita em ferrita e cementita. Como esta transformação ao atingir a temperatura de 727°C é brusca e repentina, os constituintes não têm tempo de assumirem posições perfeitamente distintas, originando-se um outro constituinte que é a perlita. Com o auxílio do diagrama Fe-C e da “regra da alavanca” pode-se

observar que fração volumétrica da ferrita será tanto maior quanto menor o teor de carbono que o aço contiver (CHIAVERINI, 1988).

Através dos resultados apresentados na Tabelas 9, 10 e 11 pode-se observar que nas condições temperado e revenido, a velocidade de resfriamento do aço após a austenitização, foi suficientemente rápida para evitar a formação de perlita e bainita e se obter apenas martensita. O revenimento foi aplicado para reduzir o alto nível de tensões internas gerado durante a têmpera e uma microestrutura constituída basicamente de martensita revenida foi formada. Baseando-se no conhecimento teórico sobre os estágios de revenimento, é provável, que no aço SAE1045 revenido a 250°C tenha ocorrido a precipitação do carboneto ϵ na forma de pequenas ripas ou bastões (CHIAVERINI, 1988). Embora ainda não se conheçam todas as alterações que os elementos de liga provocam no revenimento, alguns fatos já foram observados para alguns elementos de liga presentes nos aços SAE4340 e AISI300M. A presença de silício em teores de 1,78%, estabiliza o carboneto ϵ e atrasa sua transformação para cementita, de forma que estes aços apresentam carboneto ϵ estáveis até 400°C. Já a presença de cromo estabiliza a martensita, até temperaturas de 500°C e eleva a temperatura de início do coalescimento da cementita para valores entre 500 e 550°C (SILVA; MEI, 1988).

Para o caso dos aços submetidos ao tratamento térmico intercrítico, pode ser observado que a fração volumétrica da martensita aumentou progressivamente com o aumento da temperatura intercrítica a que foram submetidos. Este fato pode ser explicado através de uma análise da região intercrítica no diagrama de equilíbrio Fe-C, em conjunto com a regra da alavanca (Figura 49).

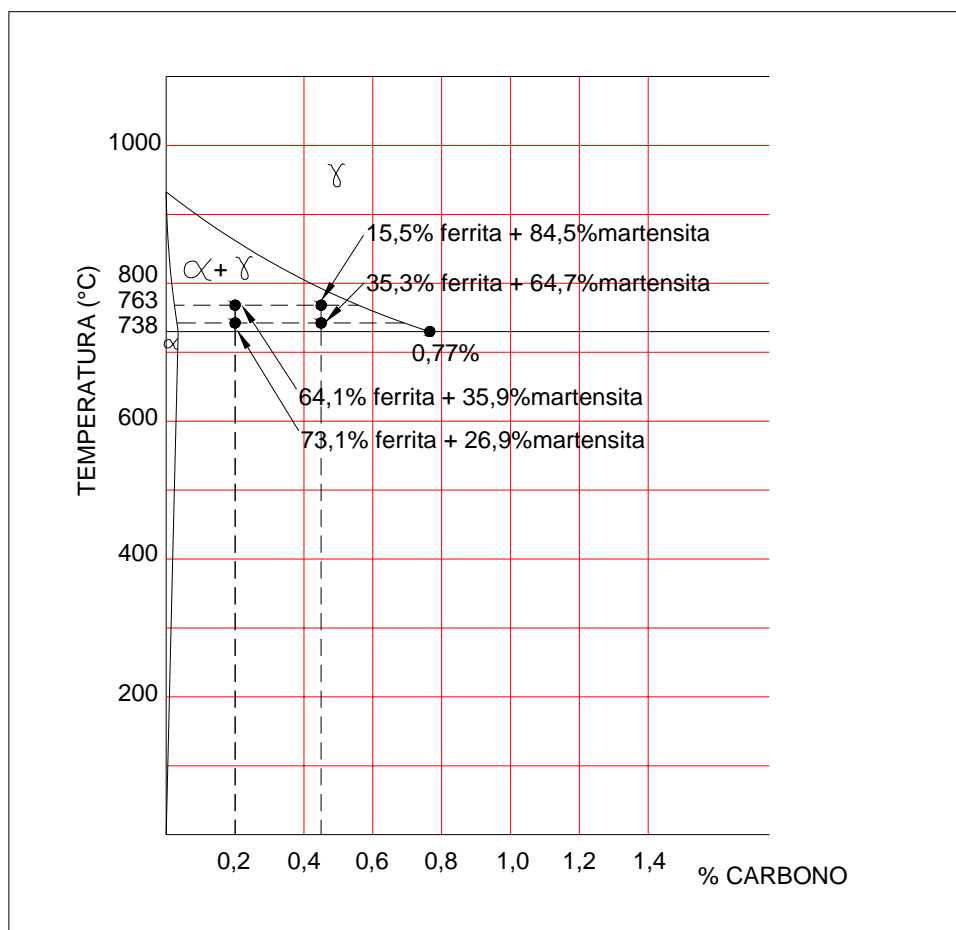


Figura 49. Representação esquemática do diagrama de equilíbrio Fe-C e os valores obtidos através do “regra da alavanca”.

Nas tabelas 9,10 e 11, pode-se observar que apesar de conter o maior teor de carbono, o aço SAE1045 apresentou um valor máximo de 59,7% de martensita, sendo inferior aos valores máximos de 70,8 % e 72,5%, obtidos para os aços SAE4340 e AISI300M, respectivamente. Este fato pode ser justificado devido a presenças de elementos de liga, tais como níquel e molibdênio, que melhoram a temperabilidade do aço e, conseqüentemente, facilitam a formação de martensita.

O aumento da fração volumétrica da martensita em função do aumento da temperatura intercrítica, foi proporcional, nos três aços ensaiados, para as condições TD720 e TD740. Com a elevação da temperatura intercrítica de 720 °C para 740 °C os aços SAE1045, SAE4340 e AISI300M apresentaram um aumento na fração volumétrica de 9%, 9,7% e 11,8%, respectivamente. Um comparativo entre as condições TD740 e TD760 já não apresentou a mesma proporcionalidade, pois, a elevação da temperatura de 740 °C para 760 °C ocasionou um aumento da quantidade de martensita de 9,9% para o aço SAE1045, de 3,4% para o aço SAE4340 e de 6,9% para o aço SAE300M.

Nas condições bifásicas, observando-se a Tabela 12, percebeu-se que em todos os casos a elevação da temperatura de têmpera intercrítica ocasionou um aumento na fração volumétrica da martensita e, como consequência uma redução no teor de carbono da martensita. A martensita presente no aço 1045 tem a maior diminuição no teor de carbono com a elevação da temperatura intercrítica, sendo que seus valores são reduzidos de 0,88%, na condição TD720, para 0,74%, na condição TD760. A porcentagem calculada de carbono da martensita dos aços SAE4340 e AISI300M foram muito próximas, com valores máximos de 0,63% e 0,64%, respectivamente, e valores mínimos de 0,55% e 0,54%, respectivamente.

Tabela 12. Porcentagem de carbono na martensita nos aços SAE1045, SAE4340 e AIS300M com estrutura bifásica, calculada de acordo com a equação (7).

PORCENTAGEM DE CARBONO NA MARTENSITA			
MATERIAL \ CONDICÃO	SAE1045	SAE4340	AISI300M
TD720	0,88 (%C)	0,63 (%C)	0,64 (%C)
TD740	0,81 (%C)	0,57 (%C)	0,58 (%C)
TD760	0,74 (%C)	0,55 (%C)	0,54 (%C)

Na Figura 50 foi verificada uma tendência na variação da fração volumétrica de martensita, em função da temperatura intercrítica, similar a encontrada nos aços de baixo carbono estudados em pesquisas anteriores (HASHIMOTO, 1989). De certa forma, esta tendência é contrária àquela apresentada por El-Ghazaly, Abbas e Ibrahim (1992), onde o material apresentou uma maior variação da fração volumétrica da martensita em função da temperatura intercrítica. Esta ocorrência pode ser justificada pelo maior teor de manganês presente no aço ensaiado por El-Ghazaly, Abbas e Ibrahim (1992), quando comparado ao teor de carbono presente nos aços ensaiados neste trabalho, pois a presença de manganês influencia na temperabilidade da austenita por abaixar a temperatura eutetóide, além de diminuir o teor de carbono associado à reação eutetóide. Sendo assim, a presença de manganês altera o campo de estabilidade da austenita, alterando, conseqüentemente a região intercrítica e o comportamento de formação de martensita em função da temperatura intercrítica.

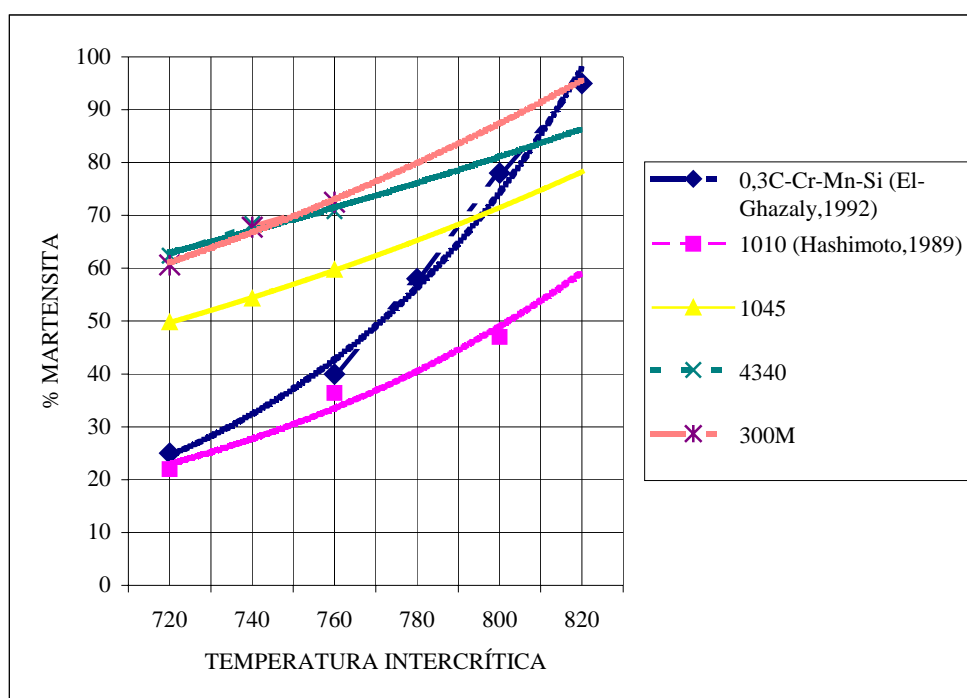


Figura 50. Comparativo entre a variação da fração volumétrica da martensita em função da temperatura intercrítica para os aços do presente trabalho e dois aços estudados em trabalhos anteriores.

Outro fato interessante, observado na Tabela 11, é que os corpos-de-prova do aço 300M que sofreram tratamento térmico intercrítico a 720°C e 740°C apresentaram

uma microestrutura formada de ferrita + martensita. Este fato destaca-se, pois, estas temperaturas não se enquadram dentro do campo formado pelas linhas A_1 e A_3 quando as mesmas são calculadas pelas equações de Andrews. Através destes resultados apresentados, deve-se considerar, que para o aço analisado no presente trabalho, a temperatura de início da região intercrítica é mais baixa do que aquela calculada teoricamente. Este conflito talvez possa ser justificado pela precisão da fórmula utilizada para determinação da linha A_1 , pois, segundo Andrews, a equação que determina a linha A_3 possui um índice de confiabilidade maior, em função de um elevado número de ensaios utilizando uma grande variedade de aços, como também com diversos elementos químicos em várias proporções. Outra avaliação que deve ser realizada é que, dos aços analisados, o 300M é o que apresenta maior porcentagem de silício, que, por sua vez, dentre os elementos químicos presentes, é o elemento que apresenta o maior impacto sobre a linha A_1 e A_3 . Sendo assim, se for considerada uma pequena variação na porcentagem do silício permitida pela composição química padronizada, será obtida uma variação significativa na temperatura A_1 , calculada pela equações (5 e 6).

Também é interessante citar que as linhas A_1 , A_2 , A_3 , etc., nos estudos teóricos, são supostas de ocorrer no equilíbrio. Já nas condições industriais de processamento metalúrgico, estas transformações ocorrem fora do equilíbrio termodinâmico, e as linhas de transformação para aquecimento e resfriamento apresentam-se defasadas. Portanto pode se esperar que a temperatura da linha A_1 apresente uma variação, em relação a temperatura nominal, no aquecimento e resfriamento.

4.3. PROPRIEDADES MECÂNICAS.

Através dos resultados obtidos nos ensaios de tração, foram determinadas as propriedades mecânicas dos aços nas condições de fornecimento, temperado e revenido e bifásico. Os valores de limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, variaram em função da temperatura do revenimento para os aços submetidos ao tratamento térmico de revenimento e da temperatura intercrítica para os aços submetidos ao tratamento térmico intercrítico. Os resultados estão apresentados nas Tabelas 13, 14, 15.

Tabela 13. Propriedades mecânicas obtidas nas amostras do aço SAE1045 conforme fornecido e em função dos tratamentos térmicos realizados.

CONDIÇÃO	RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	ALONGAMENTO (%)
FORNECIDO	583	371	22,3
TR250	848	553	15,1
TR400	788	537	17,3
TD720	1014	704	10,7
TD740	1057	710	10,3
TD760	1196	722	9,3

Tabela 14. Propriedades mecânicas obtidas nas amostras do aço SAE4340 conforme fornecido e em função dos tratamentos térmicos realizados.

CONDIÇÃO	RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	ALONGAMENTO (%)
FORNECIDO	976	595	14,4
TR250	1753	1312	10,4
TR400	1493	1174	11,0
TD720	1969	1412	9,5
TD740	2134	1432	9,4
TD760	2184	1446	6,9

Tabela 15. Propriedades mecânicas obtidas nas amostras do aço AISI300M conforme fornecido e em função dos tratamentos térmicos realizados.

CONDIÇÃO	RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	ALONGAMENTO (%)
FORNECIDO	1004	672	11,3
TR250	1980	1446	6,3
TR400	1927	1385	8,5
TD720	1940	1370	8,1
TD740	2094	1401	7,7
TD760	2120	1420	6,5

A composição química e o processamento térmico ou termomecânico realizados em um aço são fatores que, certamente, têm uma grande influência sobre as propriedades mecânicas finais do material. Obviamente, isto pode ser percebido no caso do elemento carbono. A sua importância é tão significativa, que a própria classificação dos tipos de aços é realizada através da quantidade de carbono presente no material.

Para os três aços analisados, verificou-se nas Tabelas, 13, 14 e 15 que a condição como fornecido foi a que apresentou os menores valores de resistência à tração, ou seja, 583 MPa para o aço SAE1045, 976 MPa para o aço SAE4340 e 1004 MPa para o aço AISI300M. Estes valores eram esperados, pois os constituintes resultantes da transformação da austenita sob resfriamento muito lento, ferrita e perlita, permitem uma variação nas propriedades mecânicas dos aços em função de variações das frações volumétricas destas fases. Esse efeito dos constituintes obtidos pela decomposição lenta da austenita sobre as propriedades mecânicas dos aços, embora apreciável, está longe de se comparar, entretanto, ao efeito que pode ser obtido pelo rápido resfriamento da austenita (CHIAVERINI, 1988). Por estas microestruturas, constituídas de ferrita e perlita, não apresentarem as tensões residuais originadas por um resfriamento rápido, maiores valores de alongamento foram obtidas para os aços SAE1045, SAE4340 e AISI300M de 22,3%, 14,35% e 11,32%, respectivamente. Através de um comparativo entre os alongamentos apresentados nas Tabelas 13,14 e 15 e as frações volumétricas das Tabelas 9,10 e 11, verifica-se que os valores de alongamento diminuíram com o aumento da fração volumétrica da ferrita.

Nas tabelas 13, 14 e 15 pode-se observar que as amostras submetidas ao tratamento térmico de têmpera e revenimento apresentaram uma queda esperada nos valores da resistência à tração à medida que ocorre o aumento da temperatura de revenimento. Por sua vez o alongamento aumentou com a temperatura revenimento aumentada. A variação dos valores em função das temperaturas de revenimento está associada a diferentes energias induzidas pelo aquecimento permitindo a difusão, e o carbono será “expulso” de uma estrutura supersaturada, precipitando na forma de

carboneto. Além disto, o revenimento funciona como uma operação de alívio de tensões através de rearranjos internos da microestrutura.

Para as amostras do aço SAE4340, que foram submetidas ao processo de revenimento com tempos e temperaturas similares aos especificados, os valores apresentados de resistência à tração e alongamento foram muito próximos aos especificados como típicos para estes aços (PHILIP, 1978). Com a alteração das condições de revenimento de TR250 para TR400, o aço 4340 apresentou uma redução na resistência à tração de 260 MPa (1753 → 1493) com um aumento no alongamento de 0,56 pct. (10,44% → 11,00%). Este conflito entre as propriedades de resistência à tração e a ductilidade era esperado. Foi também observado no aço SAE1045, que a alteração das condições de revenimento de TR250 para TR400 provocou uma redução da resistência à tração de 60 MPa (848 → 788) e um aumento do alongamento de 2,2 pct. (15,12% → 17,32%).

Em amostras do aço AISI300M revenidas observou-se uma menor variação dos valores de resistência à tração e alongamento. Este fato deve estar relacionado com o tempo de permanência na temperatura de revenimento, considerando que os parâmetros sugeridos para este tratamento térmico, requerem um tempo de manutenção na temperatura de revenimento de duas a quatro horas (PHILIP, 1978). É conhecido que as mudanças nas propriedades dos aços dependem do tempo e da temperatura de revenimento. Em geral, os valores são reduzidos nos primeiros minutos de revenimento, porém a partir de 2 horas estes valores não são significativos. (SILVA; MEI, 1988).

As amostras dos três aços investigados que foram submetidas ao tratamento térmico intercítico apresentaram um aumento da resistência à tração em função do aumento da temperatura de têmpera intercítica. Os valores de alongamento variaram de forma inversa, ou seja, ocorreu uma redução nos valores de alongamento com o aumento da temperatura de têmpera intercítica. Esta redução da ductilidade,

representada pelo alongamento, pode estar relacionado com a quantidade de martensita e também com a morfologia da mesma.

Para o aço SAE1045, o aumento da temperatura de têmpera intercrítica proporcionou uma elevação na resistência à tração de 182MPa, significando um aumento da resistência à tração de 17,9% quando comparadas as condições TD720 e TD760. Entre todas as condições analisadas, a condição TD760 atingiu o maior valor de resistência à tração, proporcionando um aumento de 41% quando comparado a condição TR250. Se a condição TD760 for comparada com o material como fornecido, o aumento na resistência à tração foi de 105%, com uma redução do alongamento de 59%.

Também para os aços SAE4340 e AISI300M a condição TD760 é a que apresentou os mais altos valores de resistência à tração, sendo 2184 MPa e 2120 MPa, respectivamente. Quando realizada uma comparação entre as condições TD760 e TR250, verificou-se um aumento na resistência à tração de 24,6% para o aço SAE4340 e 7% para o aço AISI300M. Se a mesma análise for realizada para a condição dos aços SAE4340 e AISI300M como fornecidos, o aumento da resistência à tração foi de 124% e 111%, respectivamente, com uma redução no alongamento de 52% e 42%, respectivamente.

O escoamento das amostras submetidas ao tratamento térmico intercrítico se deu de forma contínua, explicado pela presença de uma alta densidade de discordâncias introduzidas na ferrita por deformação plástica, que são capazes de mover-se sob baixas tensões aplicadas aumentando a função das zonas de escoamento preferenciais.

Os valores numéricos de resistência à tração e limite de escoamento, apresentados pelas amostras do aço SAE1045, são muito similares aos encontrados nos aços bifásicos de médio carbono estudado Bahrami e Kennedy (1995). Por outro lado, as amostras de SAE4340 e AISI300M apresentaram valores muito superiores.

Na Figura 51 foi notada variação da resistência à tração em função da temperatura intercrítica muito similar para as amostras de SAE4340 e SAE300M, diferenciando-se do comportamento apresentado para a amostra de SAE1045.

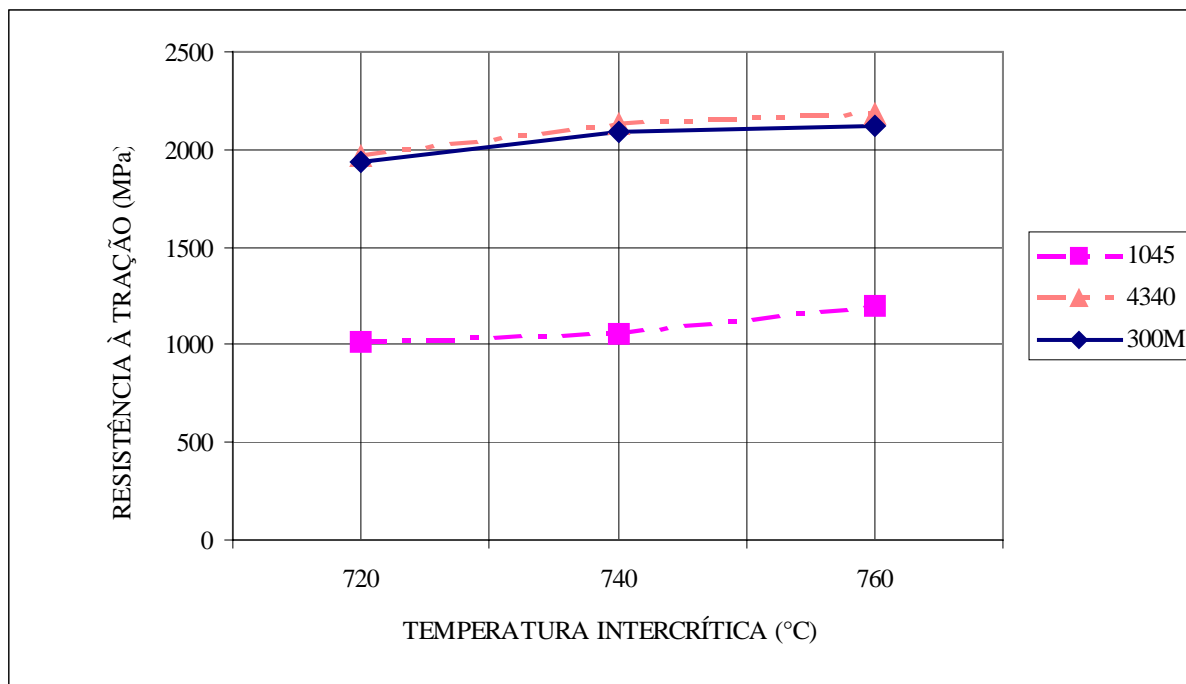


Figura 51. Variação da resistência à ruptura em função da temperatura intercrítica.

Se for observado nas Tabelas 9, 10 e 11, a variação da fração volumétrica da martensita dos aços submetidos ao tratamento intercrítico, apresentaram o mesmo comportamento em função da temperatura intercrítica, quando comparada à variação de resistência à tração apresentada na Figura 51. Com o aumento da temperatura intercrítica de 720 °C para 740 °C, os aços SAE4340 e AISI300M apresentaram um aumento significativo na resistência à tração, quando comparados com o aço SAE1045. Este fato pode ser explicado pela presença de elementos de liga na composição química dos aços SAE4340 e AISI300M que alteram a estabilidade do campo austenítico, como é o caso do níquel. Com a alteração do campo austenítico ocorrem mudanças na geometria da linha A_3 que provocam variações na quantidade de austenita dentro do campo intercrítico, com a variação da temperatura intercrítica, com posterior alteração da fração volumétrica da martensita e conseqüentemente variações da resistência à ruptura. A geometria da linha A_3 , originada pela ausência de elementos de liga no aço 1045, confere ao mesmo o comportamento apresentado na Figura 51, onde o aumento da resistência à tração é mais significativo na temperatura intercrítica de 760 °C.

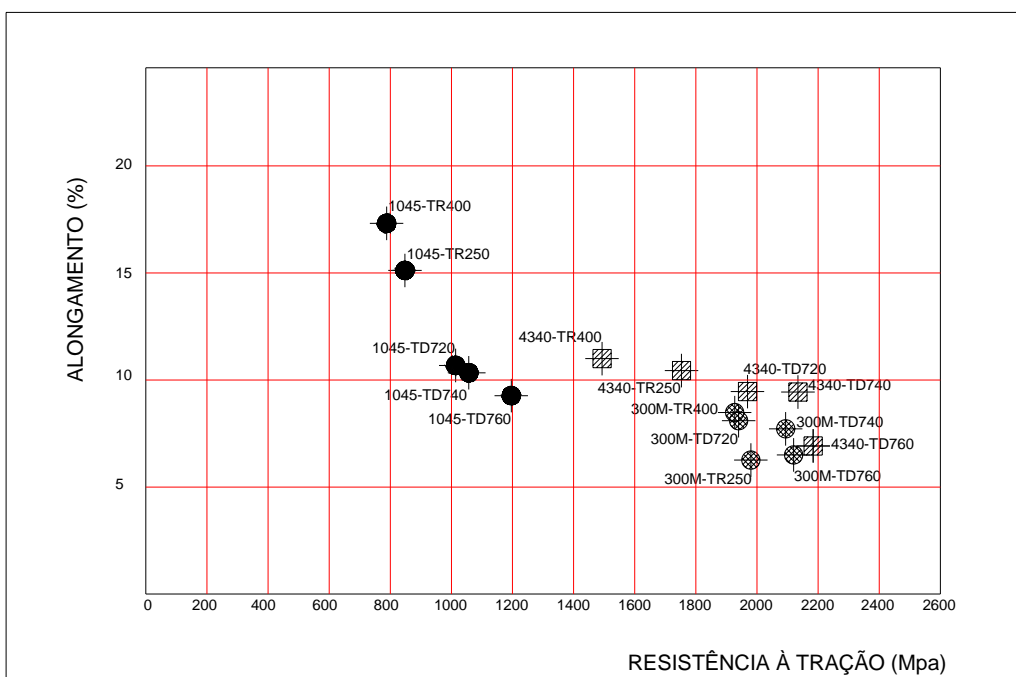


Figura 52. Representação esquemática da relação entre alongamento e resistência à tração dos aços SAE1045, SAE4340 e AISI300M.

Analisando as Tabelas 13, 14 e 15 em conjunto com a Figura 52, pode-se notar que o tratamento térmico intercrítico proporcionou um aumento significativo da resistência à tração sem perdas acentuadas na ductilidade, quando comparado com o tratamento térmico de têmpera e revenimento. Apesar de ser observado em todas as condições ensaiadas, o ganho de resistência à tração foi mais acentuada nas amostras de SAE4340, onde se tem um aumento na resistência à tração da condição TR250 para a condição TD740 de 21,7%, enquanto que a perda na ductilidade é de 10,5%. Se a comparação for realizada entre a condição do material conforme recebido e a condição TD760, verifica-se um valor ainda mais significativo de ganho da resistência à tração de 123,8% com uma perda na ductilidade de 51,7%. Para a amostra de AISI300M, tanto a condição TD740 quanto a condição TD760 apresentam ganhos da ordem de 6,5% da resistência à tração, quando comparados a condição TR250, apresentado também pequenos ganhos na ductilidade. As amostras do aço SAE1045 foram as que apresentaram maior perda na ductilidade.

Os valores da ductilidade apresentados nas Tabelas 13, 14 e 15 estão coerentes com os obtidos nos estudos realizados por Bag, Ray e Dwarakadasa (1999), onde os autores realizaram a comparação entre dois processos de tratamento térmico intercrítico e observaram que o processo intercrítico de descida, o mesmo utilizado no presente trabalho, originou uma microestrutura grosseira da martensita, enquanto que as amostras submetidas ao processo intercrítico de subida, apresentou uma microestrutura formada por uma martensita finamente dispersa. Analisando o comportamento da ductilidade em função da microestrutura, foi possível observar que os aços bifásicos contendo uma microestrutura grosseira da martensita apresentaram valores inferiores àqueles apresentados nos aços bifásicos contendo uma martensita finamente dispersa.

Apesar de apresentarem valores percentuais e numéricos diferenciados, pode-se observar que em todos os casos ensaiados, a característica básica do aço bifásico de interação entre a ferrita e a martensita, responsáveis pela ductilidade e a resistência, proporcionou valores mais elevados de resistência à tração quando comparados as amostras tratadas através de têmpera e revenimento e como fornecida. Trata-se de uma análise bastante importante, pois a interação ferrita-martensita se mostra extremamente positiva gerando significativos ganhos de resistência, com pequenas perdas de ductilidade, também em aços de médio carbono.

Os valores de resistência à tração dos aços bifásicos podem ser estimados com auxílio da lei de mistura, conforme equação (3) descrita no capítulo 2, só que para isto torna-se necessário conhecer os valores de resistência à tração da ferrita e da martensita.

No trabalho realizado por Chen e Cheng (1989) foi avaliada a variação na resistência à tração da fase ferrítica com a fração volumétrica da martensita utilizando a equação:

$$\sigma = 497 + 67 V_m \quad (8)$$

onde σ é a resistência à tração da fase ferrítica e V_m é a fração volumétrica da martensita.

Esta equação sugere que a resistência à tração da matriz ferrítica aumenta com o aumento do volume da martensita. Isto talvez devido a mais alta densidade de discordâncias no grão ferrítico quando ocorre ao aumento da fração volumétrica da martensita (YACIZI; DURMUS; BAYRAM, 2003)

A resistência à tração da martensita é dependente do teor de carbono e pode ser estimado com o auxílio da seguinte equação:

$$\sigma_m = 541 + 2289 \sqrt{C_m} \quad (9)$$

onde a σ_m é a resistência à tração da martensita e C_m é o teor de carbono do aço.

Nas figuras 53, 54 e 55 foi observado que apesar de apresentarem valores diferenciados, a curva apresenta basicamente o mesmo comportamento tanto para os valores fornecidos pelas amostras ensaiadas quanto como para os valores obtidos pela lei de mistura.

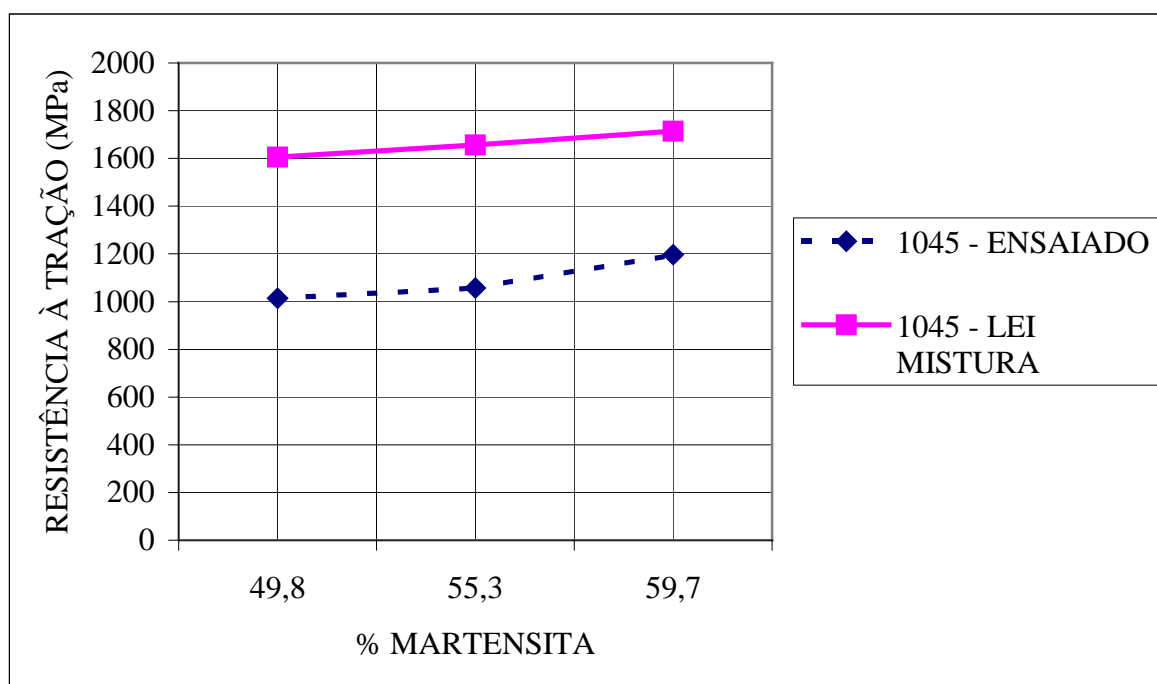


Figura 53. Variação da resistência à tração em função da fração volumétrica da martensita, obtida nos ensaios realizados no aço SAE1045 e a comparação com a lei da mistura.

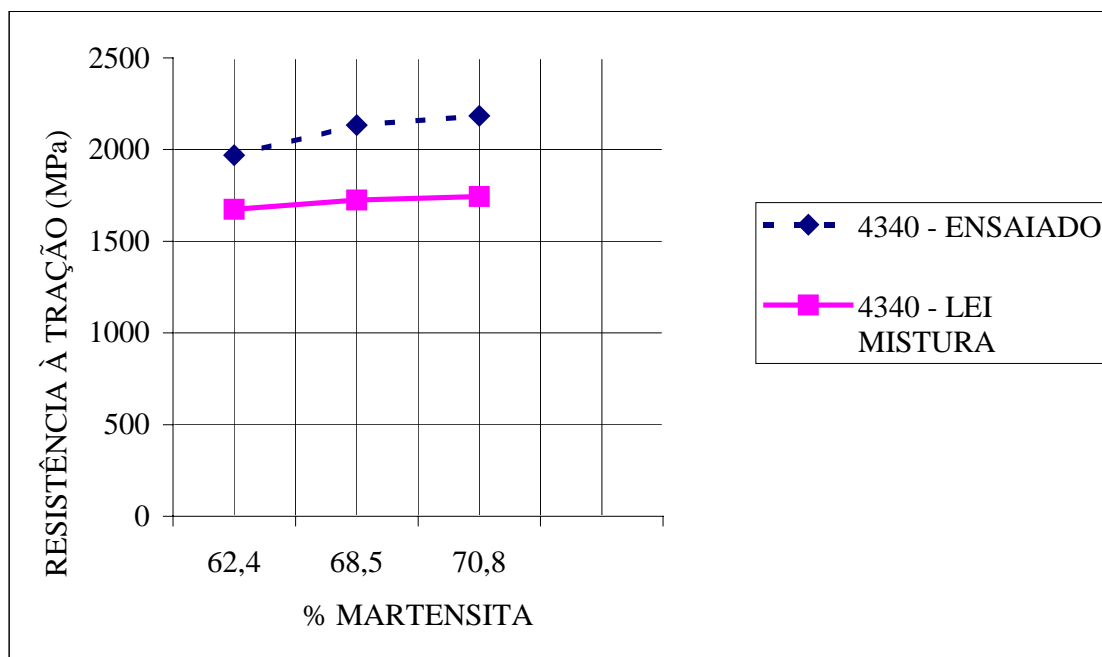


Figura 54. Variação da resistência à tração em função da fração volumétrica da martensita, obtida nos ensaios realizados no aço SAE4340 e a comparação com a lei da mistura.

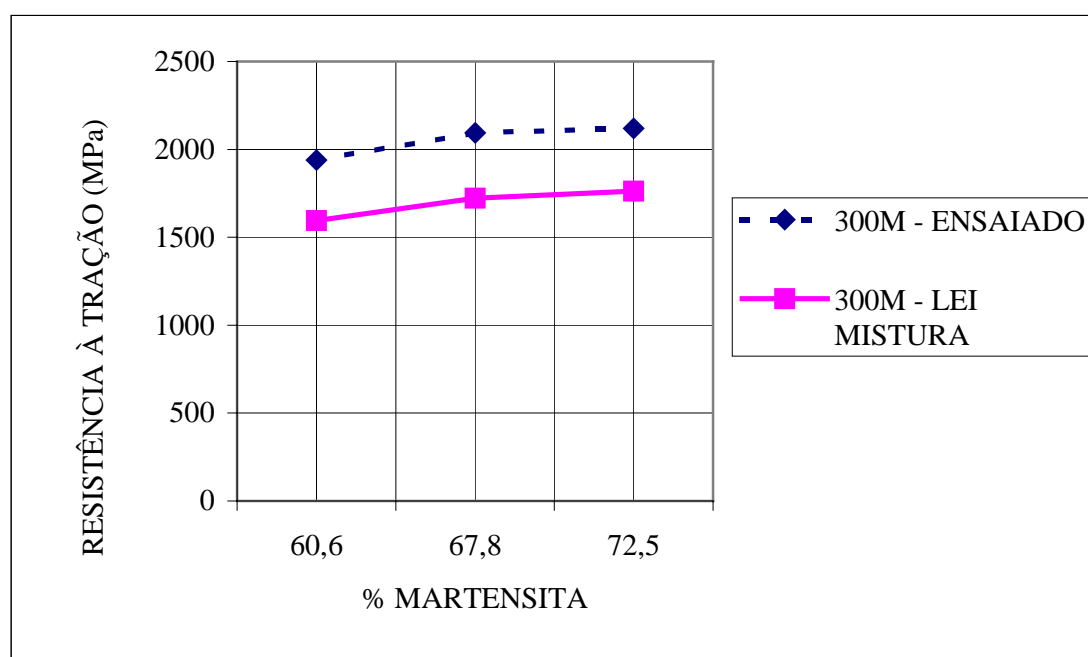


Figura 55. Variação da resistência à tração em função da fração volumétrica da martensita, obtida nos ensaios realizados no aço SAE300M e a comparação com a lei da mistura.

Esta diferença entre os valores reais e valores teóricos também foram verificadas em trabalhos anteriores, como o realizado por Bahrami e Kennedy (1995), em aços bifásicos com alta fração volumétrica da martensita, onde foi possível se deduzir que a diferença, neste caso, se deu provavelmente devido as mais altas frações volumétricas da martensita, pois, com baixa fração volumétrica de martensita a deformação de transformação associada com a formação da martensita pode ser acomodada pela deformação da ferrita circundante, conduzindo para menores valores de dureza e resistência da martensita do que normalmente seria obtida em uma martensita de mesmo teor de carbono. Com o aumento da fração volumétrica da martensita a extensão onde esta acomodação pode ocorrer fica limitada, e um mais rápido aumento da resistência ocorre.

Realizando um comparativo entre as Figuras 53, 54 e 55, pode-se verificar que o aço SAE1045 apresentou um comportamento diferenciado dos aços SAE4340 e AISI300M. Provavelmente, este comportamento foi também influenciado pela presença de elementos de liga usados nos aços SAE4340 e AISI300M. Este fato foi observado por Rajnesh, Nath e Ray (2002), onde aços bifásicos contendo alta fração volumétrica da martensita foram analisados com o auxílio de medidas de microdureza das fases ferrítica e martensítica. Os valores de microdureza das fases ferríticas e martensíticas foram analisados individualmente e não apresentaram diferenças significativas, porém o composto apresentou um aumento significativo na dureza com o aumento da fração volumétrica da martensita.

A resistência de um aço bifásico não apenas foi influenciado pela fração volumétrica da martensita mas também pelo teor de carbono da martensita. Estas variáveis são inversamente proporcionais, pois, à medida que se aumenta a temperatura intercrítica, ocorre um aumento da fração volumétrica da martensita, acompanhado de uma redução no teor de carbono presente na martensita. Esta martensita de menor teor de carbono apresenta uma menor dureza, que, conseqüentemente, irá conferir uma menor resistência à tração ao material. Através das

Figuras 56, 57 e 58, pode-se afirmar que em todos os casos bifásicos estudados, o teor de carbono da martensita foi uma variável menos importante quando comparada à fração volumétrica de martensita presente na microestrutura. Esta afirmação pode ser feita, pois, todas as amostras ensaiadas apresentaram um aumento da resistência à tração, mesmo contendo uma martensita com teor de carbono mais baixo, ou seja, o fator predominante para o aumento da resistência à tração foi a fração volumétrica da martensita e não o teor de carbono presente na mesma.

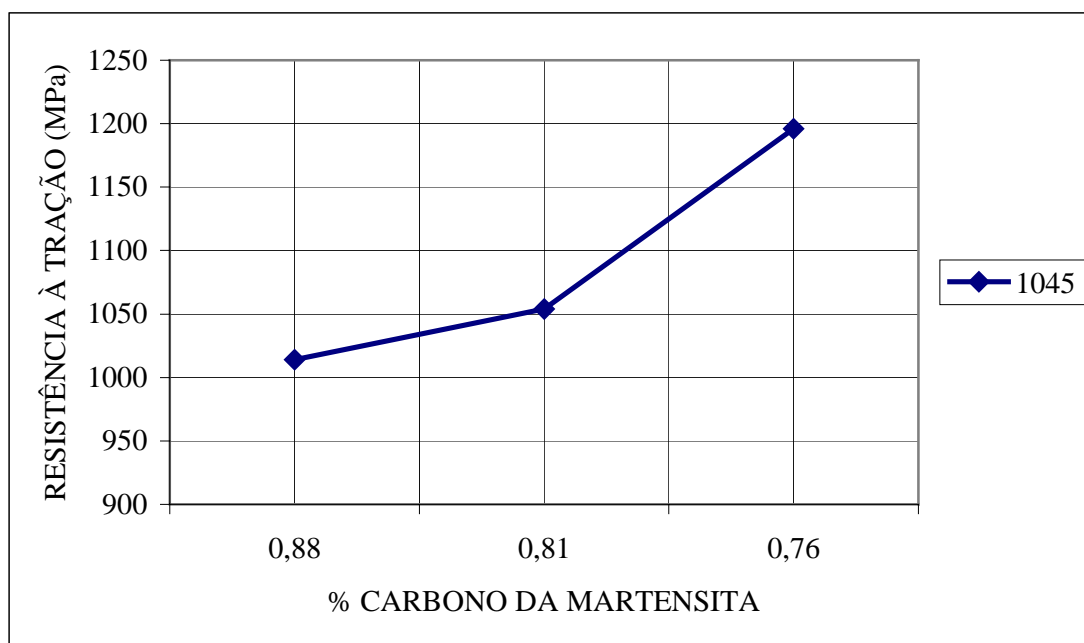


Figura 56. Variação da resistência à tração em função do teor de carbono da martensita presente no aço 1045.

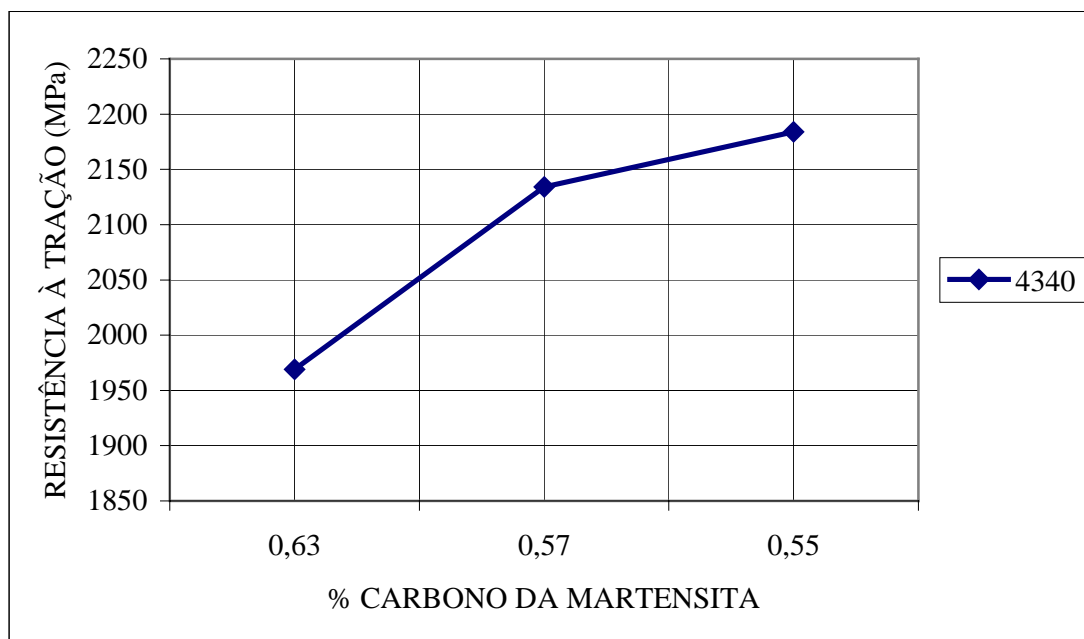


Figura 57. Variação da resistência à tração em função do teor de carbono da martensita presente no aço 4340.

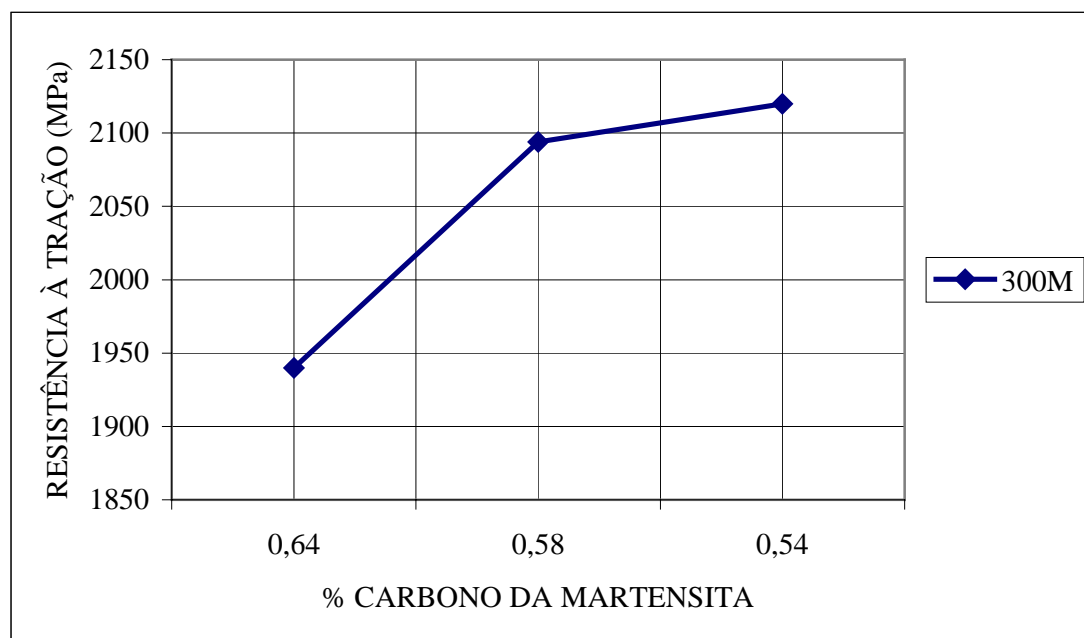


Figura 58. Variação da resistência à tração em função do teor de carbono da martensita presente no aço 300M.

CAPÍTULO 5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1. CONCLUSÕES.

Considerando a caracterização microestrutural e mecânica de aços com médio teor de carbono (SAE1045, SAE4340 e AISI300M), analisados nas condições como fornecidos, temperados e revenidos à 250 °C e 400 °C, e temperados intercriticamente à 720 °C, 740 °C e 760 °C, pode-se concluir que:

a) a análise metalográfica caracterizou os aços como fornecidos e temperados e revenidos com uma estrutura típica, composta de ferrita e perlita, e martensita revenida, respectivamente. A microestrutura obtida através de têmpera intercrítica consistiu basicamente de ferrita envolvendo ilhas de martensita (bifásica).

b) a aplicação de temperaturas intercríticas elevadas, resultam em maiores frações volumétricas de martensita, atingindo 59,7% no aço 1045, 70,8% no aço 4340 e 72,5% no aço 300M, na condição TD760.

c) os aços com microestrutura bifásica apresentaram os mais elevados níveis de resistência à tração e de limite de escoamento, quando comparados com a condição como fornecido e temperado e revenido. Os níveis de resistência à tração atingiram 1196 MPa para o aço 1045, 2184 MPa para o aço 4340 e 2120 MPa para o aço 300M, enquanto, os limites de escoamento alcançaram 722 MPa para o aço 1045, 1446 MPa para o aço 4340 e 1420 MPa para o aço 300M, na condição TD760. Sendo assim, os aços analisados podem ser classificados como aços de ultra-alta resistência em todas as condições bifásicas, ou seja, apresentam limite de escoamento em valores superiores a 550 MPa.

d) a elevação da fração volumétrica da martensita, com conseqüente redução do seu teor de carbono, causa um impacto significativo sobre os aços bifásicos com médio teor de carbono, aumentando os valores de resistência à tração e de limite de escoamento e reduzindo os valores de alongamento.

e) o comportamento de escoamento contínuo, típico nos aços bifásicos, continua presente nos aços bifásicos com médio teor de carbono, mesmo com valores mais elevados da fração volumétrica da martensita.

5.2. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.

Em função do elevado potencial de aplicação dos aços bifásicos, especialmente na indústria automobilística, é inegável a necessidade constante da geração do conhecimento sobre o assunto. Com isso, algumas contribuições para trabalhos futuros são:

a) aprofundar os estudos de caracterização microestrutural dos aços bifásicos com médio teor de carbono, e especialmente quanto a morfologia das estruturas presentes, ou seja martensita e ferrita, utilizando-se recursos de microscopia eletrônica de transmissão;

b) avaliar a tenacidade à fratura do material, em função de sua aplicabilidade em componentes mecânicos que requerem elevada resistência mecânica com boa ductilidade e com superior resistência à propagação de trincas;

c) caracterização fractográfica da superfície dos aços bifásicos com médio teor de carbono, determinando os micromecanismos atuantes na fratura destes materiais;

d) estudo comparativo de processamento, caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas entre os aços de baixo e médio teor de carbono com microestrutura bifásica;

e) obtenção de estruturas bifásicas diretamente através de processamento termomecânico. Neste caso seria estabelecida uma correlação entre estrutura, processamento e propriedades mecânicas.

CAPÍTULO 6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AHN, Y.S., KIM, H.D., BYUM, T.S., OH, Y.J., KIM, G.M., HONG, J.H. Application of intercritical heat treatment to improve toughness of SA508 Cl.3 reactor pressure vessel steel. **Nuclear Engineering and Design**, n. 194, p. 161-177, 1999.
- ANDRADE, M.L, et al. O Mercado mundial de aços especiais. **Publicações BNDES**, 1996. Disponível em: <<http://www.bndes.gov.br/conhecimento>>. Acesso em: 11/10/2004.
- ANDREWS, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p. 721-727, 1965.
- AUTO/STEEL PARTNERSHIP. **High strength steel stamping design manual**. Publications, 2000. Disponível em: <<http://www.a-sp.org/publications.htm>> . Acesso em: 17/08/2003
- ASHBY, M.F. **Phil. Mag.**, n. 21, p. 399, (1970).
- BAG, A., RAY, K.K., DWARAKADASA, E.S. Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 30A, p.1193, mai. 1999.

- BAG, A., RAY, K.K., DWARAKADASA, E.S. Influence of martensite content and morphology on the toughness and fatigue behavior of high-martensite dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 32A, p. 2207, set. 2001.

- BAHRAMI, F., KENNEDY, R. Strength and fatigue properties in medium carbon duplex steels. **Steel Research**, vol. 66, n.5, 1995.

- BALLIGER, N.K., GLADMAN, T. Work hardening of dual-phase steels. **Metal Science**, p. 95, mar. 1981.

- BASAK, A., REDDY, D.C., KANTH, D.V.K. **Mater Sci. Technol.**, vol. 14, p. 776-782, 1998.

- BRAGA, T.M.G. Cronologia do uso dos metais. **Usiminas**, 2003. Disponível em: <http://www.estruturametallica.com.br/pg_dinamica/bin/pg_dinamica.phpid_pag=107> Acesso em: 12/08/2004.

- CAI, X.L., FENG, J., OWEN, W.S. The dependence of some tensile and fatigue properties of a dual phase steel on its microstructure. **Metallurgical Transactions**, vol. 16A, p. 1405-1415, 1985.

- CAI, X.L., GARRAT-REED, A. J., OWEN, W.S. The development of some dual phase steel structure from different starting microstructures. **Metallurgical Transactions**, vol. 16A, p. 543-557, 1985.

- CAIRNS, R.L.; CHARLES, J.A. **Journal of Iron and Steel Institute**, vol.205, p.1044-1051, 1967.

- CHANG, K.D. et al. Effects of heat-treatment process of novel bainite/martensite dual-phase high strength steel on its susceptibility to hydrogen embrittlement. **ISIJ International**, vol.41, n.11, p. 1937-1401, 2001.

- CHEN, H.C., CHENG, G.H. Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual Phase Steels. **Journal of Materials Science**, 24, p. 1991-1994, 1989

- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6. ed., Associação Brasileira de Metais, 1988. 551p.

- COLDREN, A.P., ELDIS, G.T. **Journal of Metals**, vol. 32, p. 41, 1980.

- COLDREN, A.P., TITHER, G. Development of a Mn-Si-Cr-Mo as rolled dual phase steel, **Journal of Metals**, p. 6 – 9, 1978.

- CRIBB, W.R., RIGSBEE, J.M. Work-hardening behaviour and its relationship to the microstructure and mechanical properties of dual phase steels, **Structure and Properties of Dual-Phase Steel**, ed. R.A. Kot, J.W. Morris. p.91-117. 1979.

- DEL PRETE, A., STICCA, O., RITAKALLIO, P. Dual phase steel tube in SEAT frame structures – Lear corporation’s experience on a new rear seat concept. Disponível em: <[http://www.rautaruukki.com/rr_web/rr_icc.nsf/AllByID/7C312F18B1A0A2B0C2256BA6003575BF/\\$File/Alfa%20Romeo%20147%20Back%20Seat%20Frame_Atamat_lock.pdf](http://www.rautaruukki.com/rr_web/rr_icc.nsf/AllByID/7C312F18B1A0A2B0C2256BA6003575BF/$File/Alfa%20Romeo%20147%20Back%20Seat%20Frame_Atamat_lock.pdf)>. Acesso em: 23/11/2003.

- DUAL-PHASE steel improves formability, raises strength. **Advanced Materials & Processes**, vol.159, n11, nov.2001. Disponível em: <<http://www.asminternational.org/Template.cfm?Section=ASMArchives&template=JournalAbstractDetail.cfm&AbstractID=6389>>. Acesso em: 10/12/2003.

- DUCASSÉ, P. **História das Técnicas**. Lisboa, Publicações Europa América, p. 21-25, 1962.

- ERDOGAN, M., TEKELI, S. The effect of martensite volume fraction and particle size on the tensile properties of a surface-carburized AISI8620 steel with a dual-phase core microstructure, **Materials Characterization**, n.49, p. 445-454, 2003.

- ERDOGAN, M. Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel. **Scripta Materialia**, n. 48, p. 501-506, 2003

- EL-GHAZALY, S.A, ABBAS, M.A., IBRAHIM, K. Relation between microstructure and some mechanical properties of dual-phase medium C-Cr cast steel. **Steel Research**, vol. 63, n.3, p. 126, 1992.

- EL-SESY, I.A., EL-BARADIE, Z.M. Influence carbon and/or iron carbide on the structure and properties of dual-phase steels. **Materials Letters**, n.57, p. 580-585, dez. 2002.

- FURUKAWA, T., MORIKAWA, H., ENDO, M., TAKECHI, H., KOYAMA, K., AKISVE, O., YAMADA, T. Process factors for cold rolled dual phase sheet steels. **Trans. ISIJ**, vol. 21, p. 778-782, 1981.

- FURUKIMI, O. Recent activities in research of steel sheets. **Kawasaki Steel Technical Report**, n. 41, p. 25, out. 1999.

- GARCIA, C.I., DEARDO, A.J. Formation of austenite in 1,5 pct Mn steels. **Metallurgical Transactions**, vol. 12A, p. 521-530, 1981.

- GEIB, M.D., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G. The effect of intercritical annealing temperature on the structure of niobium microalloyed dual phase steel, **Metallurgical Transactions**, vol. 11A, p. 1683-1689, 1980.

- GODEFROID, L.B., MORAIS, W.A., CÂNDIDO, L.C. **Análise de Falhas (Programa de Educação Continuada)**, Belo Horizonte, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais , 2002.

- GU, J.L., CHANG, K.D., FANG, H.S., BAI, B.Z. Delayed fracture properties of 1500Mpa bainite/martensite dual-phase high strength and its hydrogen traps. **ISIJ Internacional**, vol. 42, n. 12, p. 1560-1564, 2002

- GUIMARÃES, J.R.C., PAPALÉO, R. Aços bifásicos: Características Mecânico-Metalúrgicas e Aplicações Potenciais. **Metalurgia-ABM**, vol.37, n.288, p.617, nov.1981.

- HASHIMOTO, T.M. **Fadiga de aço de baixo carbono com microestrutura bifásica**. 150p. Tese de Doutorado - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1989.

- HAHN, G.T. **Acta Met.**, vol. 10, p. 727, 1962.

- HONEYCOMBRE, R.W.K. **Steels – Microstructure and Properties**, ed. Edward Arnold Ltda, 1. edição, p. 11-12, 1981.

- HONG, S.C., LEE, K.S. Influence of deformation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, 323, p.148-159, 2002.

- INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE. IISI in Rio: Targeting the auto, shipbuilding, construction markets. **New Steel**, vol. 11, n. 11, p. 12, 1995.

- JARDIM, O.R., LONGO, W.P., CHAWLA, K.K. Influência do revenimento e do envelhecimento nas propriedades mecânicas de aço bifásico ao carbono. **Metalurgia-ABM**, vol.41, n. 335, p. 553, out. 1985.

- JENKINS, M. Advanced materials bring fencing into the 20th century. **Materials World**, vol. 8, p. 9-10, set. 2000.

- JEONG, W.C., KIM, C.H. Effects of transformed ferrite growth on the tensile fracture characteristics of a dual-phase steel. **Metallurgical Transactions A**, vol. 19A, p. 309, fev. 1988.

- JEONG, W.C., KIM, C.H. Deformation characteristics of retained ferrite and transformed ferrite in a dual-phase steel. **Metallurgical Transactions A**, vol. 18A, p. 629, abr. 1987.

- JIANG, Z., GUAN, Z., LIAN, J. Effects of microstructural variables on the deformation behaviour of dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, 190, p. 55-64, 1995.

- KIM, K.J, LEE, C.G, LEE, S. Effects of martensite morphology on dynamic torsional behaviour in dual phase steels. **Scripta Materialia**, vol. 38, n.1, p.27-32, 1998.

- KISHIDA, K. High strength steel sheets for light weight vehicle. **Nippon Steel Technical Report**, n.81, p. 12-16, jan. 2000.

- KUNISHIGE, K., TAKAHASHI, M., SUZIZAWA, S., MASUI, Y, **ISIJ International**, vol. 65, p. 1919-1920, 1979.

- LIEDL, U., TRAJNT, S., WERNER, E.A. An unexpected feature of the stress-strain diagram of dual-phase steel. **Computacional Materials Science**, n. 25, p. 122-128, 2002.

- LLEWELLYN, D.T., HILLIS, D.J. Dual phase steels. **Ironmaking and Steelmaking**, vol.23, n.6, p. 471, 1996.

- MADER, A.R. Deformation characteristics of dual phase steels. **Metallurgical Transactions**, vol. 13 A, p. 85-92, 1982

- MAGNABOSCO, R. Comparativo da vida em fadiga de dois aços ARBL para estampagem de rodas automotives. In: CONGRESSO INTERNACIONAL ANUAL DA ABM, 57, 2002, São Paulo. **Anais em mídia eletrônica**. Disponível em: <http://www.fei.edu.br/mecanica/LabMat/PROJETOS_IC/ABM2002arbl.pdf> Acesso em: 16/09/2003.

- MAGNABOSCO, R., BOTTON, T. Obtenção de microestrutura bifásica ferrita-martensita em aço ABNT 8620. **Revista Pesquisa & Tecnologia FEI**, n.20, p. 18-21, dez. 2000.

- MATLOCK, D.K. et al. A correlation of processing variables with deformation behavior of dual phase steels, 1979.

- NOGUEIRA, A.L, SILVA, M.J. Da carroça ao ultraleve reduction. **Metalurgia & Materials**, vol. 57, n.511, ago. 2001.

- OSTROM, P. **Metallurgical Transactions**, vol. 12 A, p. 355, 1981

- PENG, H. C. **Metallurgical Transactions**, vol. 15 A, p. 73, 1984.

- PEREIRA, M.S. **O efeito do revenimento da martensita sobre o comportamento em fadiga de um aço bifásico**. 135p. Dissertação de Mestrado - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1992.

- PEREIRA, M.S. **Caracterização microestrutural e mecânica de um aço multifásico, em consonância com o projeto ULSAB-AVC. 2004**. 138p. Tese (Livre-Docência) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

- PHILIP, T.V. Ultrahigh-Strength Steels, **Metals Handbook – ASM**, vol.1 Properties and selection: Iron and Steels, ninth edition, 1978.

- QIXUN, D., RUZENG, Y. Calculation of the ferrite volume in some dual phase steels. **Materials Characterization**, n. 38, p. 197-201, 1997.

- RIGSBEE, J.M., VANDERAREND, P.J., **Formable HSLA and dual phase steels**, A.T. Davenport, ed. TMS-AIME, p. 56-86, 1979.

- RAJNESH, T., NATH, S.K., RAY, S. Effect of martensite content on friction and oxidative wear behavior of 0,42 pct carbon dual-phase steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 33A, p. 3479, nov. 2002.

- SAKAKI, T., SUGIMOTO, K., FUKUZATO, T. Role of internal stress for continuous yielding of dual-phase steels. **Acta metall.**, vol. 31, p. 1737, 1983.

- SILVA, A.L.C, MEI, P.R **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Eletrometal S.A Metais Especiais, 1988.

- SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS.**SAE J403**: Chemical compositions of SAE carbon steels, 1995.

- SOUZA, S.A. **Composição química dos aços**, ed. Edgar Blücher, 1989

- SPEICH, G.R., DEMAREST, V.A., MILLER, R.L. Formation of austenite during intercritical annealing of dual phase steels, **Metallurgical Transactions**, vol. 12A, p. 1419-1428, 1981.

- SPEICH, G.R. **Fundamentals of dual phase steels**, ed. R.A. Kot, B.L.Bromfitt, AIME, p. 3, 1981.

- SPEICH, G.R., MILLER, R.L. Mechanical properties of ferrite-martensite steels. **Structure and Properties of Dual-Phase Steel**, ed. R.A. Kot, J.W. Morris, p.145-182, 1979.

- SUN, S., PUGH, M. Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. **Materials Science and Engineering**, A335, p. 298-308, 2002.

- SUN, S., PUGH, M. Manganese partitioning in dual-phase steel during annealing. **Materials Science and Engineering**, A276, p. 167-174, 2000.

- TANAKA, T., NISHIDA, M., HASHIGUCHI, K., KATO, T.S. Structures and properties of dual phase steels, ed. By R. A. Kot and J.W.Morris, **AIME**, N.Y,p. 221, 1979.

- TAVARES, S.S.M., PEDROZA, P.D., TEODÓSIO, J.R., GUROVA, T. Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel. **Scripta Materialia**, vol. 40, n.8, p. 887-892, 1999.

- TREJO, D., MONTEIRO, P.J.M., THOMAS, G., Wang, X. Mechanical properties and corrosion susceptibility of dual phase steel in concrete. **CCR Journal**, vol. 24, 1245, 1994.

- TROWSDALE, A.J., PRITCHARD, S.B. Dual phase steel – high strength fasteners without heat treatment. **Corus construction & industrial**, 2002. Disponível em <http://www.corusautomotive.com/pub/technical/final_CBM_Dupla_paper.pdf>. Acesso em 01/02/04.

- TYAGI,R., NATH, S.K., RAY, S. Effect of martensite content on friction and oxidative wear behavior of 0,42 pct. Carbon dual phase steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 33A, p. 3479, nov. 2002.

- ULSAB OVERVIEW REPORT. 1997. Disponível em <<http://www.ulsab.org/index.html>>. Acesso em 17/10/2003.

- UNTERWEISER, P. M. **Heat Treater's guide**. American Society for Metals, 1982

- VILLARES SIDERURGIA, **Aços para construção Mecânica** – Catálogo de aços para beneficiamento, 1992.

- WATERSCHOOT, T., DE COOMAN, B.C., VANDERSCHUEREN, D. Influence of run-out table cooling patterns on transformation and mechanical properties of high strength dual phase and ferrite-bainite steels. **Ironmaking and Steelmaking**, vol. 28, n.2, p.185, 2001.

- YACIZI, M., DURMUS, A., BAYRAM, A. Properties of Dual Phase Steels – Influence of Morphology of Martensite on Tensile and Strain Hardening Properties of Dual Phase Steels. **MP Materialprüfung**, vol. 45, n. 5, p. 214, 2003.
- ZEEMANN, A. **Roteiro para apresentação de processos de fabricação e metalurgia dos aços baixa liga**. Taubaté, Tecmetal, 2001.

- ZEEMANN, A. **Princípios de metalurgia física e metalurgia mecânica**. Taubaté, Tecmetal, 2001.