

**UNESP**  
**Faculdade de Engenharia do Campus de**  
**Guaratinguetá**

**Guaratinguetá**  
**2006**

GIULLIANO BATELOCHI GALLO

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO SOBRE A TENACIDADE  
DE UM AÇO AISI SAE 1045 COM MÉDIO TEOR DE CARBONO,  
AVALIADA POR ENSAIOS DE IMPACTO

Dissertação apresentada à Faculdade  
de Engenharia do Campus de Guaratinguetá,  
Universidade Estadual 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

2006

## **DADOS CURRICULARES**

### **GIULLIANO BATELOCHI GALLO**

NASCIMENTO	27.06.1980 – RIO CLARO / SP
FILIAÇÃO	Gilberto Gallo Lúcia Terezinha Batelochi Gallo
1998/2002	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP,
2003/2006	Mestrado em Engenharia Mecânica, na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP.

de modo especial agradeço, a minha mãe Lúcia que foi a maior incentivadora de meus estudos, e a minha noiva Fabíola.

O gênio fala muitas vezes mal e não sabe gramática  
mas transporta montanhas, constrói cidades  
estabelece estradas de ferro e telégrafos.  
Muitos homens cultos falam e escrevem muito  
bem, mas são incapazes de construir e criar.

Prentice Mulford

## AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos,

ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira* que jamais deixou de me incentivar, que me acolheu na dificuldade do conciliamento do trabalho e estudo, que foi amigo e companheiro e que sem a sua orientação, dedicação e auxílio, a realização deste estudo aqui apresentado seria praticamente impossível,

aos técnicos do laboratório *Humberto Lopes Rodrigues, José Manoel Bernardes, Célio José da Silva e Wilson Roberto Monteiro*, que sempre me ajudaram na realização dos experimentos, achando um tempo extra entre uma aula e outra,

aos meus pais *Gilberto e Lúcia*, que mesmo à distância nunca deixaram de me incentivar em meus estudos,

à minha irmã *Sâmila Batelochi Gallo*, pela alegria de tê-la como irmã,

à minha noiva *Fabiola Bastos Bittencourt* que gastou horas a fio, ao meu lado, incentivando e ajudando na realização deste trabalho, contribuindo com todo seu amor e paciência, e assim tornando-se peça fundamental, para a finalização do mesmo,

às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar,

à Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, que mais uma vez, me abriu as portas e soube compreender as dificuldades que existiram na realização deste trabalho, e mesmo assim, dispôs de seus técnicos e laboratórios para realização dos experimentos e redação desta dissertação.

GALLO, G. B. Influência do tratamento térmico sobre a tenacidade de um aço AISI SAE 1045 com médio teor de carbono, avaliada por ensaios de impacto 2006. 117f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

## RESUMO

Estudos de novos materiais, mais resistentes, econômicos e de menor densidade, são de grande interesse para aplicações estruturais em projetos de Engenharias. Propriedades mecânicas antes obtidas principalmente por meio de adição de elementos de ligas, como por exemplo elevada dureza, tenacidade e resistência mecânica, podem ser atingidas atualmente com variações no processamento térmico e termomecânico. Estas alterações têm proporcionado a formação de estruturas multifásicas nos aços, e como elemento deste estudo, os aços bifásicos. Neste trabalho, buscou-se entender os efeitos que processamentos térmicos possuem sobre as microestruturas dos aços de médio teor de carbono (SAE 1045), assim como a sua influência sobre as propriedades mecânicas, especialmente sobre a tenacidade, evidenciada por meio de ensaios de impacto. O material tratado termicamente obteve, sua estrutura transformada, visando à formação de estrutura bifásica (ferrita e martensita) e de estrutura formada por martensita revenida, sendo comparadas com a condição do material como fornecido (ferrita e perlita). A caracterização microestrutural foi realizada para determinação das fases presentes, assim como das frações volumétricas respectivas. Ensaios de tração e de impacto foram realizados visando à determinação das propriedades mecânicas do aço. Os resultados mostraram que a interação entre ferrita e martensita, gerada na condição bifásica, possui forte influência nos resultados referentes à tenacidade, assim como a temperatura em que o material foi ensaiado. Comparando-se três estruturas, comprova-se que a estrutura bifásica possui resistência mecânica e tenacidade mais elevadas que os aços temperados e revenidos, e tenacidade próxima a do aço com médio teor de carbono, sem tratamento térmico.

PALAVRAS-CHAVE: aços bifásicos, aço SAE 1045, martensita, tenacidade, ensaio de impacto.



GALLO, G.B. Influence of heat treatment on toughness of a AISI SAE 1045 médium carbon steel, analysed for impact analysis . 2006. 117f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

## **ABSTRACT**

Studies of new materials, more resistance, cheaper costs and lower density, have high interest for structural use in engineering projects. Mechanical properties acquired in the past by alloyes addition, for example higher hardness, toughness and mechanical strenght, nowadays can be reached using controlled thermo mechanical process. These changes have provided the multiphase structures formation in steels, for example the dual phase steel, subject of the present study. In this work it was researched the effects of heat process in microestructure of medium carbon steels (SAE 1045) and the influence over mechanical properties, specially in toughers, realized by impact analysis. The heat treatment material has its structure transformed in dual-phase structure (ferrite and martensite) and compared with supplied material (ferrite and perlite).

The microestructural characterization was done to determine the present phases, and the respective volumetric fraction of martensite. Tension and Impact Analysis were done to determine the steel machanical properties.

Results have shown that the interaction between ferrite and martensite generated in dual-phase condition, has higher influence, related the materials toughness, so the temperature that material was analysed comparing the three structures, verified that the dual-phase struture has levels of mechanical resistance and toughness, higher than quenched and tempered steels, and toughness near of medium carbon steel that has not received heat treatment in higher or lower temperatures.

**KEY WORDS:** Dual-phase steel, Steel SAE 1045, Martensite, Toughness Impact Analysis.

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1	Diagrama de Fases, Fe-C.....	24
FIGURA 2.2	Mudança de fase: (a) H <sub>2</sub> O e (b) ferro antes da temperatura de fusão, o ferro sólido muda duas vezes de estrutura cristalina.....	25
FIGURA 2.3	Representação esquemática da estrutura cristalina de ferro CCC.....	25
FIGURA 2.4	Gráfico da fração volumétrica da austenita transformada em martensita em função da taxa de resfriamento (ERDOGAN, 2003).....	32
FIGURA 2.5	Micrografia dos corpos-de-prova da série 740 <sup>A</sup> (a) e 785A (b). Corpos-de-prova 740A, temperados intercriticamente a 785 °C e resfriados a 4,39 °C/s. Corpos-de-prova 785A, tratados intercriticamente a 785 °C e resfriados 4,5 °C/s. Nova ferrita está revelada nas áreas brilhantes após ser atacada quimicamente com ácido crômico quente. $\gamma$ indica austenita retida (ERDOGAN,2003).....	33
FIGURA 2.6	Micrografia obtida por meio de microscopia eletrônica de transmissão representa a morfologia e distribuição de carbonetos durante o revenimento (a) IT: 400 °C; (b) IT: 500 °C; (c) IT: 600 °C; (d) IT: 700 °C; (e) SBT: 400 °C; (f) SBT: 500 °C; (g) SBT: 600 °C; (h) SBT: 700 °C. *IT – Revestimento de Indução (AHN E COLABORADORES, 2005).....	36
FIGURA 2.7	Imagem em campo escuro da microestrutura perlítica do aço carbono. A imagem foi obtida a 650°C, com exposição a 30 minutos em $g = 12$ e $c = 110$ .....	41
FIGURA 2.8	Imagem em campo escuro da microestrutura perlítica com $g= 2$ , reflexão após decomposição isotérmica à 700 °C e recozimento adicional à 700 °C por 30 h.....	41
FIGURA 2.9	Imagem em campo escuro da microestrutura perlítica com $g=103$ , $c= 10$ , a imagem foi obtida a 600 °C, após o recozimento a 650 °C por 30 h.....	42
FIGURA 2.10	Imagem em campo escuro da microestrutura perlítica com $g=11$ , reflexão após decomposição à 600 °C e recozimento adicional 700°C por 30 h.....	42
FIGURA 2.11	A curva de tensão-deformação dos corpos-de-prova temperados a 780	44

	°C, comparados com a condição como recebido (ZHANGA, 2003).....	
FIGURA 2.12	Propriedades mecânicas como função das temperaturas da têmpera intercrítica (ZHANGA, 2003).....	46
FIGURA 2.13	Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenido (CHIAVERINI, 1988).....	47
FIGURA 2.14	Efeito da temperatura de revenido sobre a dureza e a resistência ao choque de um aço 1.045 temperado (CHIAVERINI, 1988).....	48
FIGURA 2.15	Gráfico de $\ln d\sigma/d\varepsilon$ versus $\ln \sigma$ para análise modificada de C–J baseado na equação de Swift: A rampa do segmento de linha é equivalente a $(1_m)$ (SONA, 2005).....	53
FIGURA 2.16	Comportamento da energia de impacto versus temperatura de revenimento, em corpos-de-prova com frações volumétricas (MVF) de 10%, 40% e 55%, obtidos por têmpera em água à 770 °C, 800 °C e 830 °C, respectivamente.....	64
FIGURA 2.17	Imagem captada por microscópio eletrônico de varredura de corpos-de-prova temperados à 800 °C e revenidos à 100 °C, mostrando características de ductilidade. Energia de Impacto = 107J.....	65
FIGURA 2.18	Microscopia eletrônica de varredura de corpos-de-prova temperados a 800 °C e revenidos a 200 °C, mostrando algumas porções, dúteis em área majoritariamente frágil. Energia de impacto = 27,5J.....	65
FIGURA 2.19	Fratura frágil de aços temperados a 800 °C e revenidos à 300 °C. Energia de Impacto = 16J.....	66
FIGURA 2.20	Curva de tensão-deformação dos corpos-de-prova temperados a 800 °C, comparado com a condição como recebido.....	67
FIGURA 2.21	Tensão de escoamento e resistência a tração decrescem com o aumento da temperatura de revenimento.....	68
FIGURA 2.22	Representação esquemática: (a) equipamento de ensaios; (b) corpo-de-prova Charpy e Izod (segundo ASTM E 23-94 <sup>a</sup> ).....	73

FIGURA 2.23	Resultado do ensaio Charpy para duas amostras: aço inoxidável e aço 0,6% carbono (Garcia, 1999).....	74
FIGURA 2.24	Resultados de um ensaio Charpy mostrando a transição dúctil – frágil relacionada com a temperatura a energia e a porcentagem de fratura dúctil (Garcia, 1999).....	75
FIGURA 3.1	Representação esquemática do corpo-de-prova para ensaio em tração.....	77
FIGURA 3.2	Dimensões dos corpos-de-prova para o ensaio de Impacto.....	78
FIGURA 3.3	Representação esquemática da têmpera intercrítica.....	80
FIGURA 3.4	Representação esquemática da têmpera revenimento.....	82
FIGURA 4.1	Fotomicrografia do aço 1045 na condição como fornecido. Ampliação 250X. Microestrutura formada por perlita + ferrita. Ataque químico com Nital 2%.....	89
FIGURA 4.2	Fotomicrografia do aço 1045 na condição temperado e revenido. Ampliação 250X. Temperado a 850 °C por 30 min. E revenido a 300 °C por 50 min. Microestrutura formada por martensita revenida. Ataque químico com Nital 2%.....	90
FIGURA 4.3	Fotomicrografia do aço 1045 na condição bifásico. Ampliação 250X. Temperado intercriticamente a 760 °C por 30 min, microestrutura formada por martensita + ferrita. Ataque químico com Nital 2%.....	91
FIGURA 4.4	Gráfico da energia absorvida pela temperatura ensaiada, para os corpos-de-prova dos aços como fornecidos, temperado e revenido e bifásico.....	98

## LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1	Classificação dos aços carbono e aços liga, segundo SAE (SOUZA, 2001).....	27
TABELA 2.2	Composição química dos aços carbono (em %).....	28
TABELA 2.3	Resultados obtidos por meio de ensaio de tração das amostras de aços bifásicos de um aço carbono SAE 1045 (YAZICI, 2003).....	55
TABELA 2.4	Efeito da temperatura de têmpera intercristica sobre o tamanho do grão....	56
TABELA 2.5	Efeito da temperatura de têmpera e revenimento de um aço 1045, sobre a resistência a tração e tensão de escoamento (YAZICI, 2003).....	59
TABELA 2.6	Propriedades de tensão, comparando na condição de como recebido com a de temperado à 800 °C (MVF = 40 ± 5%) e a temperado e revenido.....	68
TABELA 2.7	Valores de tensão residual medido por difratômetro de Raio – X Sinal (-) representa tensão compressiva.....	68
TABELA 3.1	Composição química padronizada do aço SAE 1045, conforme norma SAEJ403.....	76
TABELA 4.1	Composição química do aço SAE 1045, utilizado neste trabalho.....	88
TABELA 4.2	Fases presentes nos aços 1045, Temperado Revenido e Bifásico.....	89
TABELA 4.3	Frações volumétricas da perlita, ferrita, martensita e martensita revenida, obtidas nas amostras do aço 1045, após realização dos respectivos tratamentos térmicos.....	92
TABELA 4.4	Resultado dos ensaios de tração dos corpos-de-prova estudados, Forneido, Temperado e Revenido e Bifásico.....	94
TABELA 4.5	Valores em J da energia de impacto adquirido pelos materiais ensaiados nas temperaturas de: -68, -20, 25, 100 e 200°C.....	97

## SUMÁRIO

### LISTA DE FIGURAS

### LISTA DE TABELAS

### LISTA DE SIMBOLOS

### LISTA DE ABREVIATURAS

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>18</b>
1.1	OBJETIVO.....	20
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>21</b>
2.1	CONSIDERAÇÕES GERAIS.....	21
2.2	AÇOS.....	23
2.2.1	CONSTITUINTES DOS AÇOS E SUA INFLUÊNCIA SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS BIFÁSICOS.....	29
2.2.2	FERRITA OU FERRO - $\alpha$ .....	29
2.2.3	AUSTENITA OU FERRO - $\gamma$ .....	31
2.2.4	FERRO - $\delta$ .....	34
2.2.5	CEMENTITA OU CARBETO DE FERRO.....	35
2.2.6	PERLITA.....	37
2.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	43
2.3.1	TÊMPERA INTERCRÍTICA.....	43
2.3.2	TÊMPERA E REVENIMENTO.....	47
2.4	AÇOS BIFÁSICOS.....	50
2.4.1	PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS BIFÁSICOS.....	51
2.4.2	PROPRIEDADES DE TRAÇÃO DOS AÇOS BIFÁSICOS.....	55
2.4.3	CARACTERÍSTICAS DO ENCRUAMENTO DOS AÇOS BIFÁSICOS.....	60
2.4.4	INFLUÊNCIA DA MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS BIFÁSICOS.....	62
2.4.5	TENACIDADE DE AÇOS BIFÁSICOS POR MEIO DE DE ENSAIOS DE IMPACTO.....	63
2.5	ENSAIOS MECÂNICOS.....	69
2.5.1	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	70
2.5.2	ENSAIO DE IMPACTO.....	70
2.5.2.1	TIPOS DE ENSAIOS DE IMPACTO.....	72

<b>3</b>	<b>PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>76</b>
3.1	MATERIAL.....	76
3.2	CORPOS-DE-PROVA.....	77
3.2.1	MANUFATURA DOS CORPOS-DE-PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO....	77
3.2.2	MANUFATURA DOS CORPOS-DE-PROVA PARA ENSAIOS DE IMPACTO	78
3.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	79
3.3.1	TÊMPERA INTERCRÍTICA.....	79
3.3.2	TÊMPERA E REVENIMENTO.....	81
3.4	ENSAIOS MECÂNICOS.....	84
3.4.1	ENSAIO MECÂNICO DE TRAÇÃO.....	84
3.4.2	ENSAIO MECÂNICO DE IMPACTO.....	84
3.5	METALOGRAFIA.....	86
3.5.1	MICROSCOPIA ÓPTICA.....	86
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>88</b>
4.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	88
4.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	88
4.3	ANÁLISE QUALITATIVA.....	88
4.4	ANÁLISE QUANTITATIVA.....	92
4.5	PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	94
4.5.1	ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	94
4.5.2	ENSAIOS DE IMPACTO.....	97
4.5.2.1	RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE IMPACTO.....	97
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO.....</b>	<b>105</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>107</b>
<b>7</b>	<b>BIBLIOGRAFIA.....</b>	<b>108</b>

## LISTA DE SIMBOLOS

$\sigma$	Tensão de escoamento
$\sigma_0$	Tensão de escoamento inicial
n e k	Constante empíricas de Holloman
$\varepsilon$	Alongamento
B e m	Constantes empíricas de Ludwick
$\sigma_f$	Máxima tensão de tração da matriz ferrítica
V <sub>m</sub>	Fração volumétrica da martensita
$\sigma_m$	Máxima tensão volumétrica
C <sub>m</sub>	Conteúdo de carbono da fase martensítica
C <sub>d</sub>	Teor de carbono do aço
C <sub>f</sub>	Teor da fase ferrítica
Fe <sub>3</sub> C	Carboneto de ferro
$\sigma_\gamma$	Tensão de escoamento
$\sigma_{uts}$	Resistência a tração



## LISTA DE ABREVIATURAS

AISI	American Iron and Steel Institute
SAE	Society of Automotive Engineers
MPa	Mega Pascal
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de faces centradas
C-J	Análise de Jaoult-Crussard
TI	Tratamento térmico intercrítico
TD	Têmpera em degrau
TIR	Temperatura Intermediária e Revenido

# 1 INTRODUÇÃO

O mundo atual vem dispendo de preocupações cada vez mais restritas no que diz respeito à busca constante de produtos mais eficazes, de projetos arrojados com baixo custo. Adjetivos estes, importantes para o sucesso e confirmação de referência da marca e, conseqüentemente, do produto oferecido. Neste âmbito tecnológico os desenvolvimentos de novos materiais tornam-se necessários e imprescindíveis, para que cada vez mais, os sonhos que antes pareciam distantes da nossa realidade, possam tornar-se realizáveis.

Estudos atuais sobre aços que alcancem propriedades mecânicas de alta resistência e elevada tenacidade, como os aços bifásicos, aços multifásicos e aços TRIP, vêm recebendo atenções especiais no que diz respeito ao aperfeiçoamento de suas técnicas de manufatura, assim como do comportamento mecânico e de suas principais aplicações.

As propriedades mecânicas dos aços dependem da sua estrutura. Os tratamentos térmicos possuem a capacidade de modificar, a estrutura dos aços, resultando assim na alteração em maior ou menor grau de suas propriedades.

Os aços bifásicos, cuja estrutura é composta principalmente por martensita e ferrita, possuem melhores características mecânicas quando comparado ao mesmo aço carbono com estrutura comum. Maior resistência mecânica, melhor vida em fadiga, maior ductilidade, boa tenacidade à fratura e boa resistência ao desgaste, além de características como o elevado encruamento, observado no início do seu escoamento, são propriedades implícitas aos aços bifásicos.

Todas essas características citadas anteriormente vêm despertando grande interesse da indústria automobilística, de mineração, petrolífera e também aeroespacial. Com o desenvolvimento dos aços bifásicos, características como alta resistência mecânica e baixo peso, tornam possíveis as produções de veículos automotores ou aviões mais econômicos e eficientes, além de proporcionar aos equipamentos maior resistência ao desgaste e fadiga.

Os aços bifásicos também chamam a atenção pelo baixo custo de manufatura, ao contrário dos aços ligas. Aços ligados ou microligados requerem a adição de diversos elementos químicos como vanádio, titânio, molibdênio, cromo e outros, responsáveis

pelo refinamento dos grãos da estrutura cristalina, contribuindo assim para a melhoria de algumas propriedades mecânicas, e conseqüentemente agregando valores ao produto gerado.

Os aços bifásicos, como citado, apresentam melhores combinações de resistência e ductilidade, quando comparado com aços de baixo carbono sem adição de ligas ou tratamentos térmicos. Essas características, como alta resistência e ductilidade, apresentam relevância igual ou superior aos aços ligados, porém com custo de manufatura inferior. Considera-se também que, para a obtenção de aços com microestrutura bifásica, é necessária apenas a realização de têmperas intercríticas, durante a qual é controlada a formação de frações volumétricas de austenita, responsável no resfriamento subsequente pela nucleação da martensita. Deve-se ressaltar que este processo pode ser implantado na própria linha de laminação do aço carbono.

Em um amplo universo de aplicações dos aços bifásicos é de grande importância o aperfeiçoamento e o entendimento da influência que as têmperas intercríticas possuem, no que diz respeito à tenacidade do material, avaliada por meio de caracterização microestrutural e mecânica do aço nas diferentes condições de tratamentos térmicos adotadas.

Neste trabalho, pretende-se portanto oferecer uma contribuição ao desenvolvimento e a pesquisa dos aços bifásicos, estabelecendo-se correlações e comparações entre microestrutura e propriedades mecânicas. Estas propriedades foram avaliadas em laboratório, por meio de ensaios de tração e de impacto no aço com médio teor de carbono (aço SAE 1045) nas condições: fornecido, temperado/revenido e bifásico. Especial atenção será dada na determinação da tenacidade da estrutura bifásica, avaliada especificamente pela aplicação de ensaios de impacto.

As etapas de desenvolvimento deste trabalho foram:

- Realização de tratamentos térmicos para obtenção de estruturas após têmpera intercrítica (bifásica - ferrita + martensita) e estruturas após têmpera e revenimento (martensita revenida) em um aço com médio teor de carbono.

- Caracterização microestrutural do aço com médio teor de carbono nas condições como fornecido, após têmpera intercrítica e após têmpera e revenimento.
- Realizar ensaios mecânicos de tração e impacto.

## 1.1 OBJETIVOS

- Determinação e avaliação das propriedades mecânicas de tração e de impacto, analisando-se, de forma especial, a tenacidade do aço com médio teor de carbono na condição bifásica, comparando-as com as condições temperado e revenido e como fornecido.
- Com os resultados obtidos, estabelecer uma correlação entre processamento térmico, microestrutura e propriedades mecânicas no material.

## **2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS**

Características como maleabilidade, resistência, conformabilidade e fácil obtenção, fazem com que o aço seja um dos materiais mais utilizados. Na antiguidade era usado para formar as poderosas pontas das flechas, garantindo comida fácil, e sustento para sobrevivência da espécie. Na modernidade, utilizado para fazer com que a vida se torne mais confortável, na forma de estruturas utilizadas na fabricação de automóveis, nas construções, em móveis, eletrodomésticos e tantos outros utensílios.

A competitividade do mercado atual, a velocidade do desenvolvimento de novos materiais, com propriedades implícitas e exclusivas exigem o aperfeiçoamento de suas técnicas de manufatura e melhorias constantes em suas propriedades, para uma clientela cada vez mais meticulosa e exigente. Ao lado dos plásticos, alumínio e materiais compostos, o aço ainda vem sobrevivendo como um dos materiais mais utilizados, devido as constantes pesquisas desenvolvidas, por meio de novos tratamentos térmicos, alterações de composições químicas e processamentos termomecânicos (YAZICI, 2003).

O aparecimento dos ARBL (alta resistência e baixa liga), faz com que ocorra um aumento nos níveis de resistência dos aços carbonos comercialmente utilizados na época, devido a uma nova técnica de manufatura, onde por meio de adição de elementos de liga os grãos sofriam um processo de refinamento, ocasionando o endurecimento por precipitação. Na década de 70 houve um grande crescimento da participação destes aços na fabricação de veículos automotores. Posteriormente, surgiram os aços microligados, onde elementos de liga como nióbio, vanádio ou titânio foram adicionados em pequenas quantidades. Estes elementos provocavam o refino no grão austenítico, por serem elementos formadores de carbonetos ou carbonitretos, podendo precipitar no interior do grão ferríticos. Sua ductilidade, tenacidade e soldabilidade, apresentou-se maior em comparação com os aços ARBL. Estas propriedades permitiram ampliar a utilização destes aços, em estruturas navais e tubulações em gerais, em locais que envolviam baixas temperaturas (ABDALLA, 1999). Os aços microligados não deixam de ser um aço ARBL, porém com

composição química diferenciada e com menor adição de elementos de ligas, que os primeiros ARBL desenvolvidos.

A partir de 1975 tornaram-se conhecidos no meio científico os aços bifásicos, cuja microestrutura é constituída basicamente de ferrita e martensita. O grande interesse pela nova classe de material qual possuía características como a facilidade produção, baixo custos e propriedades mecânicas melhoradas comparado aos aços ARBL, permitiu-se o desenvolvimento de sua manufatura, ajustando a composição química ao tratamento térmico ou processamento termomecânicos, adequando-se o aço bifásico produzido às propriedades mecânicas desejadas (PEREIRA, 1992).

Algumas aplicações para a utilização dos aços bifásicos são as seguintes:

- Campos de processamento de mineral, (moinhos e esteiras).
- mineração e linhas de bombeamento de cloreto de cálcio e lama, como material de alta resistência ao desgaste,
- indústria automobilística, onde aços contendo frações de bainita possuem melhores características de conformação que os aços convencionais, fabricação de polias, componentes da coluna de direção, suporte de molas, armação do assento, componentes de fixação do pára-choque, carenagem entre outros,
- indústria aeroespacial, onde se requer alta resistência e baixo peso,
- indústria de equipamentos agrícolas, devido à elevada resistência ao desgaste, para a fabricação de arados e equipamentos que sofrem a contínua ação das partículas de silício.

O estudo detalhado das funções de cada fase nos aços bifásicos, levaram a pesquisas que alterem a constituição das fases, para produzir as propriedades mecânicas desejadas como aumento da resistência, melhoria na vida em fadiga, aumento na ductilidade e na tenacidade à fratura.

A composição ferrítica – bainítica dos aços carbono, podem melhorar a tenacidade do material, sendo assim atualmente muito utilizada para gasodutos e oleodutos, os quais são submetidos a baixas temperaturas. Aços trifásicos ou polifásicos, ou ainda austeníticos-ferríticos, têm sido produzidos no sentido de

explorar as diversas combinações de fases para obter os resultados desejados (ABDALLA, 1999).

Mais recentemente, visando estampagens profundas, têm-se desenvolvido os aços de ultrabaixo carbono. Conforme o grau de estampabilidade exigido, modifica-se a microestrutura, adicionando-se elementos microligantes como nióbio, titânio e vanádio ou teores mais elevados de silício ou manganês (HAGLUND, 1994).

Toda a gama de possibilidades de transformações microestruturais com conseqüentes mudanças nas propriedades mecânicas, demonstra que os aços têm potencial para uso industrial de forma geral, e apresenta ainda um vasto campo de estudos e aperfeiçoamento, podendo responder a contento às exigências de uma série de projetos (HAGLUND, 1994).

## 2.2 AÇOS

O aço é uma liga de natureza relativamente complexa e sua definição não é simples, visto que a rigor os aços comerciais não são ligas binárias. De fato, apesar dos seus principais elementos de liga serem o ferro e o carbono, eles contêm sempre outros elementos secundários, presentes devido aos processos de fabricação. Nessas condições, a definição adotada será a seguinte:

“Aço é a liga de ferro – carbono contendo geralmente 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais, resultantes dos processos de fabricação” (CHIAVERINI, 1988).

Os aços que são essencialmente ligas de ferro-carbono, oferecem exemplos da maioria das reações e microestruturas disponíveis para o engenheiro, afim de ajustar as propriedades dos materiais. Além disso a liga ferro-carbono se tornou o material estrutural predominante (VAN VLACK, 1989).

A versatilidade dos aços como materiais estruturais é evidenciada pelos muitos tipos de aço que são manufaturados. De um lado tem-se os aços de baixo carbono, usados em aplicações que exigem estampagens profundas, como portas de geladeiras e chaparia de automóveis. De outro lado tem-se os aços duros e tenazes usados na fabricação de engrenagens e esteira para tratores. Alguns aços possuem uma resistência à corrosão elevada. Aços para certas aplicações elétricas, como por

exemplo placas de transformadores, devem ter características magnéticas especiais, de forma que possam ser magnetizados muitas vezes por segundo, com perdas e potências baixas. Outros aços devem ser completamente não-magnéticos para diferentes aplicações tais como componentes de relógios e detectores de minas. Os diagramas de fase podem ser usados para ajudar a explicar cada uma das características descritas acima (VAN VLACK, 1989).

Na Figura 2.1 é ilustrado o diagrama da liga binária Fe-C. Esse diagrama possui a representação esquemática das curvas de transformação de fases até o teor de 6,7% de carbono, no qual há à formação do composto  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Por outro lado, pouco ou nada se conhece acima desse teor. Na realidade, acima de 4% a 4,5% de carbono, essas ligas apresentam pequena ou nenhuma importância comercial (CHIAVERINI, 1988). O ferro puro sofre uma mudança em sua estrutura cristalina de cúbica de corpo centrado (ccc), para cúbica de faces centradas (cfc), quando é aquecido além de 910 °C. Essa transformação, e uma subsequente a 1.400 °C, estão indicadas na Figura 2.2, e são comparadas com as mudanças de fase da água .

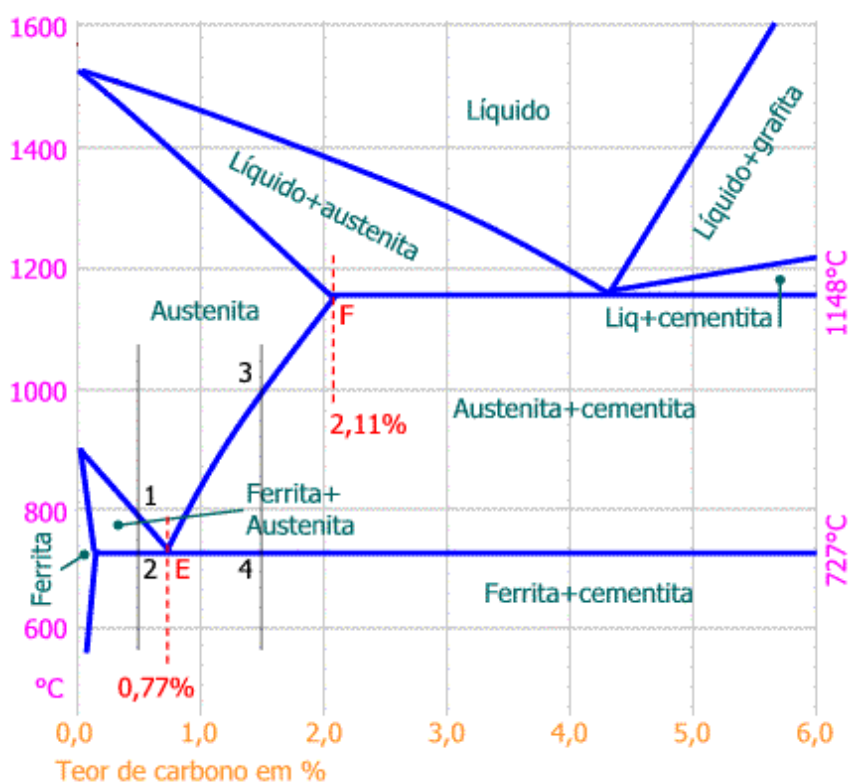


Figura 2.1: Diagrama de Fases, Fe-C (CHIAVERINI, 1988).



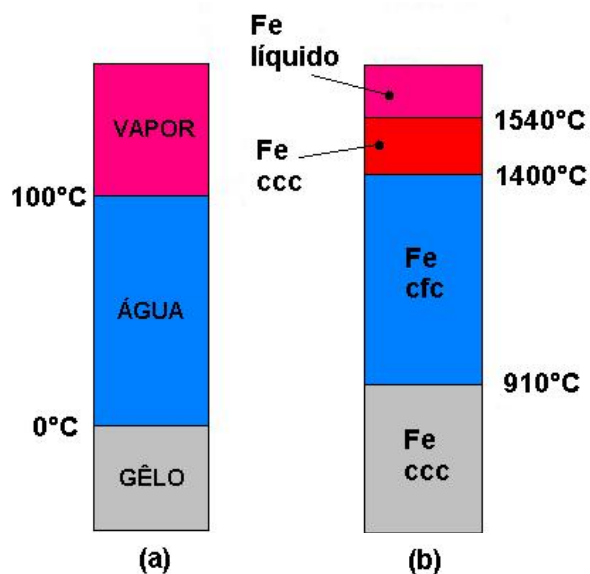


Figura 2.2: Mudança de fase: (a) H<sub>2</sub>O e (b) ferro antes da temperatura de fusão, o ferro sólido muda duas vezes de estrutura cristalina.

Na Figura 2.3 tem-se a representação esquemática de átomos de carbono dissolvidos em uma estrutura cristalina ccc. Pode-se observar que, pelo fato do tamanho dos interstícios do cristal de ferro, na estrutura ccc, ser apreciavelmente menor que o tamanho do átomo de carbono, conseqüentemente, a solubilidade do carbono na ferrita é mais baixa.

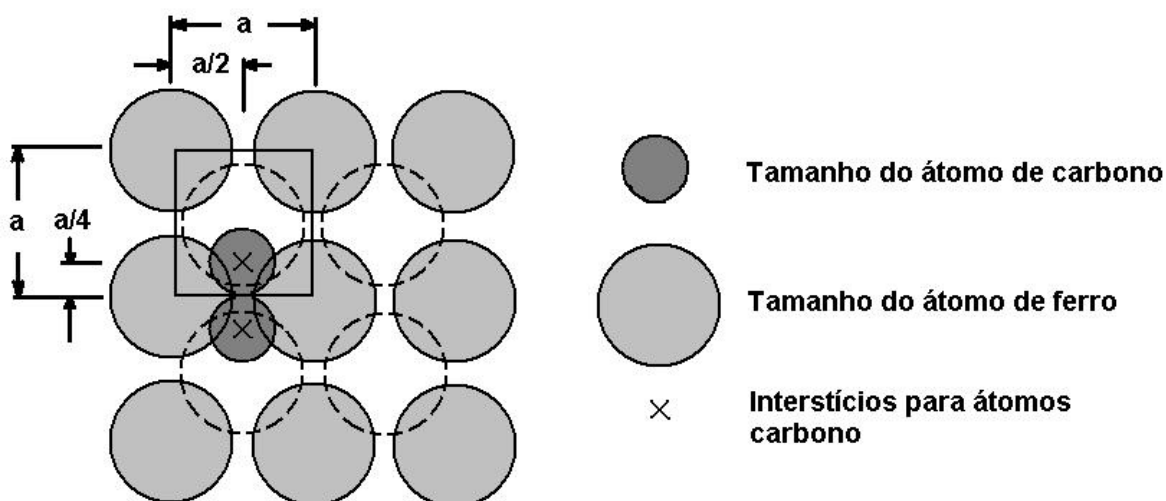


Figura 3.3: Representação esquemática da estrutura cristalina de ferro CCC.

A classificação dos vários aços carbonos e aços ligas, quanto a sua composição química, foi estabelecida pela Society of Automotive Engineers (SAE), para padronizar e limitar o grande número de composições químicas dos aços. Na tabela 2.1 é mostrada a classificação dos aços SAE, o qual foi também acompanhada pela American Iron and Steel Institute (AISI). Pela denominação SAE verifica-se que são utilizados apenas quatro dígitos para denominar os aços carbono. Os dois primeiros dígitos são um e zero, um e quatro ou um e cinco, e os dois últimos correspondem aos centésimos de porcentagem de carbono, em média. Desta maneira, os números variam de 1.005 (com 0,05% de carbono médio) a 1.095 (com 0,95% de carbono médio). Quando a porcentagem de carbono excede a 1,00%, são usados tres dígitos finais. Os teores de fósforo e enxofre, são fixados em seus máximos; o teor de silício não é especificado, porém em geral, está presente em até 0,80% máximo; e o teor de manganês é variável, porém num intervalo entre 0,25% e 1,65%. (SOUZA, 2001).

TABELA 2.1: Classificação dos aços carbono e aços liga, segundo SAE  
(SOUZA, 2001)

<b>TIPO</b>	<b>SAE</b>
Aços – carbono	1XXX
Simples (Mn, 1,00% máximo)	10XX
Ressulfurado	11XX
Ressulfurado e refosforado	12XX
Com adição de Nb	14XX
Simples (Mn, maior que 1,00%)	15XX
Aços – manganês	13XX
Aços – níquel	2XXX
Aços – níquel – cromo	3XXX
Aços com molibdênio	4XXX
Aços – cromo	5XXX
Aços – cromo – vanádio	6XXX
Aços – tungstênio – cromo	7XXX
Aços – níquel – cromo – molibdênio	8XXX
Aços – silício – manganês	92XX
Aços – níquel – cromo – molibdênio	93XX, 94XX, 97XX, 98XX
Aços com boro	XXBXX
Aços com chumbo	XXLXX

O silício, sempre presente, favorece o aumento da resistência também por soluções sólida na ferrita. Assim, pode-se obter variadas resistências mecânicas. Em primeiro lugar variando o teor de carbono, e de uma maneira menos intensiva, variando o teor de manganês e de silício.

Na tabela 2.2, fornecida pela SAE-AISI e ABNT, tem-se as composições químicas dos aços médio carbono mais utilizados.

TABELA 2.2: Composição química dos aços carbono (em %), (SOUZA, 2001).

SAE-AISI	C	P	Si	S	Mn
1040	0,37 – 0,44	0,04 <sub>máx.</sub>	0,60 <sub>máx.</sub>	0,05 <sub>máx.</sub>	0,60 – 0,90
1042	0,40 – 0,47	0,04 <sub>máx.</sub>	0,60 <sub>máx.</sub>	0,05 <sub>máx.</sub>	0,60 – 0,90
1043	0,40 – 0,47	0,04 <sub>máx.</sub>	0,60 <sub>máx.</sub>	0,05 <sub>máx.</sub>	0,70 – 1,00
1044	0,43 – 0,50	0,04 <sub>máx.</sub>	0,60 <sub>máx.</sub>	0,05 <sub>máx.</sub>	0,30 – 0,60
1045	0,43 – 0,50	0,04 <sub>máx.</sub>	0,60 <sub>máx.</sub>	0,05 <sub>máx.</sub>	0,60 – 0,90
1046	0,43 – 0,50	0,04 <sub>máx.</sub>	0,60 <sub>máx.</sub>	0,05 <sub>máx.</sub>	0,70 – 1,00
1049	0,46 – 0,53	0,04 <sub>máx.</sub>	0,60 <sub>máx.</sub>	0,05 <sub>máx.</sub>	0,60 – 0,90
1050	0,48 – 0,55	0,04 <sub>máx.</sub>	0,60 <sub>máx.</sub>	0,05 <sub>máx.</sub>	0,60 – 0,90
1053	0,48 – 0,55	0,04 <sub>máx.</sub>	0,60 <sub>máx.</sub>	0,05 <sub>máx.</sub>	0,70 – 1,00

### **2.2.1 Constituintes dos aços e sua influência sobre as propriedades mecânicas dos aços bifásicos**

Os constituintes básicos dos aços são, principalmente: austenita, ferrita, martensita, cementita, bainita e perlita, além de outras microestruturas mais complexas. Cada fase é influenciada pela estrutura cristalina de uma maneira única, de modo que sua ação reflete diretamente no comportamento mecânico do material. Portanto, torna-se importante estudar o comportamento de cada fase e suas contribuições, relacionando-as com as propriedades mecânicas dos aços bifásicos.

### **2.2.2 Ferrita ou ferro - $\alpha$**

A ferrita, do latim “ferrum”, é o ferro no estado alotrópico alfa, contendo em solução traços de carbono; apresenta também uma estrutura de grãos poligonais irregulares; possui baixa dureza e baixa resistência a tração, mas excelente resistência ao choque e elevado alongamento. É um material ferro magnético em temperaturas abaixo de 766 °C. Como a ferrita possui uma estrutura cúbica de corpo centrado, os espaços interatômicos são pequenos e pronunciadamente alongados, de modo que não podem acomodar com facilidade mesmo pequenos átomos esféricos como o de carbono .

Em aços tratados a partir da região intercrítica, são identificados dois tipos de ferrita. A primeira é denominada ferrita retida, e trata-se da fase alfa que está presente em temperaturas intercríticas, e se mantém na microestrutura após a têmpera. A segunda, é a ferrita epitaxial ou transformada que surge da fase austenítica durante o resfriamento (PEREIRA, 1992). Nas temperaturas da região intercrítica, os átomos de manganês e silício funcionam como elementos divisores entre as fases alfa e gama. Desta forma a ferrita epitaxial pode herdar teores mais altos de manganês ou teores mais baixos de silício, por meio de resfriamento. Estudos iniciais indicaram que durante o resfriamento, a ferrita transformada deve crescer de forma epitaxial em relação a ferrita retida na fase austenítica, não existindo uma interface estrutural entre os dois tipos, e caracterizando a ferrita epitaxial como extensão dos grãos da ferrita retida. Tem sido analisado que o crescimento da ferrita transformada pode variar com

a taxa de resfriamento, e que estas mudanças resultam em diferentes microestruturas, influenciando o comportamento em deformação dos aços bifásicos. A ferrita retida tem se encruado mais facilmente e apresenta níveis mais homogêneos de deformação do que a ferrita epitaxial, devido a diferenças em compressão causadas por ilhas martensíticas. Além disso, os níveis de heterogeneidade nas deformações aumentam com a elevação da tensão em ambas as ferritas (HUANG E COLABORADORES, 2002).

Pesquisas recentes sobre o tema têm mostrado que, em aços bifásicos, grãos ultrafinos de martensita e ferrita podem ser fabricados por pressões angulares em canais iguais (ECAP), com pressão efetiva de 4 a 500 MPa, e subsequente têmpera intercrítica à 730 °C por 10 min. Sob essas condições de processamento, a microestrutura dos aços bifásicos, consistem de grãos ultrafinos de ferrita com blocos uniformemente distribuídos de ilhas de martensita de 1 micron (YOUNG E COLABORADORES, 2005).

### 2.2.3 Austenita ou ferro - $\gamma$

Nos aços ao carbono, a austenita, do nome do metalurgista inglês Roberts – Austen, só é estável acima de 727 °C. Trata-se de uma solução sólida de carbono no ferro gama e apresenta uma estrutura de grãos poligonais irregulares, ou seja é uma estrutura variante da cúbica de faces centrada proveniente do ferro. Possui boa resistência mecânica e apreciável tenacidade. É não magnética e é a forma estável do ferro puro entre 910 °C e 1.400 °C. Fazer uma comparação direta entre as propriedades da austenita e da ferrita é difícil, pois as comparações devem ser realizadas em temperaturas diferentes. Entretanto, na faixa de temperatura na qual é estável, a austenita é mole e dúctil e, conseqüentemente, é adequada para processos de fabricação que necessitam de materiais com estas características. Muitos aços são laminados ou forjados em temperaturas de 1.100 °C ou acima, com o ferro na forma cfc. A austenita não é ferro - magnética em nenhuma temperatura (CHIAVERINI, 1988).

A estrutura cfc do ferro possui espaços interatômicos maiores que a ferrita. Mesmo assim, na estrutura cfc, interstícios são ligeiramente menores que os átomos de carbono, de forma que a dissolução de carbono na austenita introduz deformações na estrutura. Isso faz com que nem todos os interstícios possam ser preenchidos simultaneamente. A solubilidade máxima é de apenas 2% (8,7% em átomos) de carbono. Por definição, os aços contêm menos de 2% de carbono. Conseqüentemente, todo o carbono dos aços acha-se dissolvido na austenita, em temperaturas de austenitização.

Erdogan (2003) desenvolveu diagramas relacionando a fração volumétrica da austenita que se transforma em martensita em função da taxa de resfriamento, baseados em dados experimentais, como ilustrado na figura 2.4. Foram ensaiados dois tipos de microestruturas diferentes de aços bifásicos. A primeira estrutura, denominada de série A, possuía grãos de austenita com tamanho médio de 10 micrometros ( $\mu\text{m}$ ), e a segunda estrutura, denominada de série B, com grãos de austenita de tamanhos aproximados de 6 micrometros. A primeira microestrutura avaliada (série A), produziu mais martensita grosseira que a série B, após o tratamento intercrítico em baixas

temperaturas e, em particular, a baixas taxas de resfriamento. Quando as amostras de ambas as séries eram tratadas intercriticamente em temperaturas mais altas, a dureza da austenita de ambas as séries eram praticamente idênticas. Então, concluiu-se que estes resultados eram provenientes do enriquecimento de carbono de pequenas partículas de austenita.

Erdogan (2003) também relatou em seus estudos que a taxa de crescimento da ferrita é uma função complexa que depende de vários fatores como: o grau do resfriamento, a taxa de difusão e concentração de carbono na interface da austenita. Assim pequenas partículas de austenita tornam-se mais rapidamente enriquecidas com carbono do que as maiores, a respeito da quantidade do crescimento da ferrita. Isto sugere que, para uma determinada taxa de resfriamento, a taxa média do crescimento de ferrita será considerada mais baixa para as dispersões mais finas que para as grosseiras e, conseqüentemente, menos ferrita e mais martensita serão formadas. Esta diferença irá aumentar com o crescimento da dispersão da austenita.

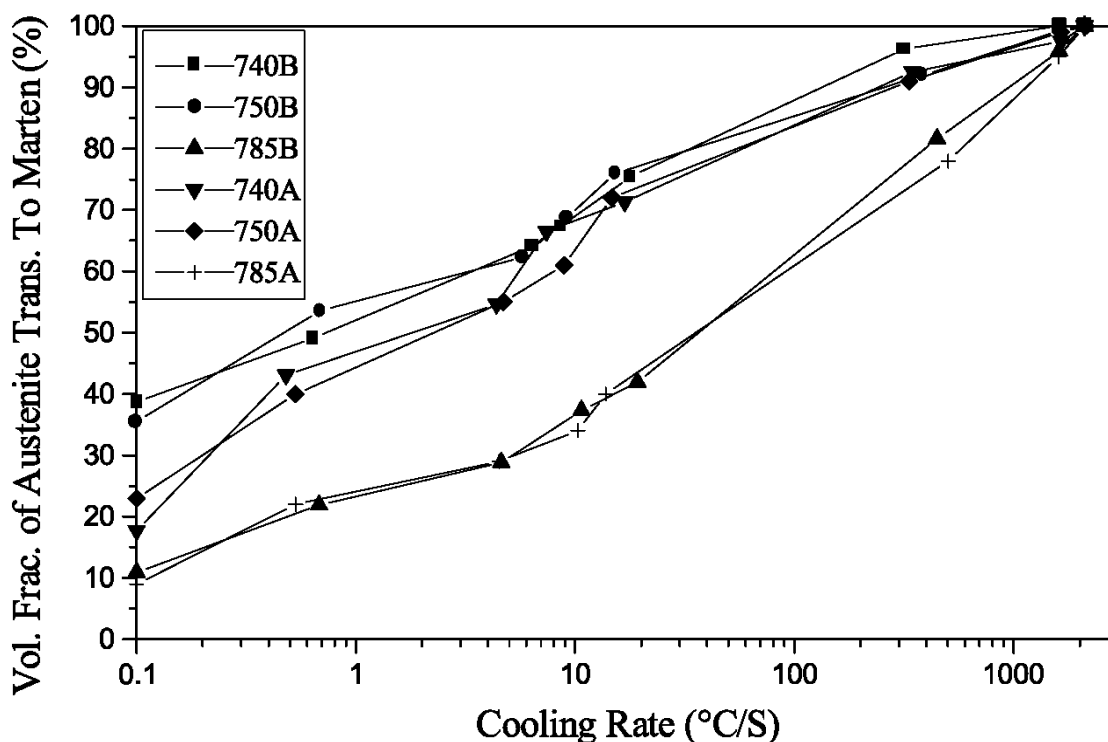


FIGURA 2.4: Gráfico da fração volumétrica da austenita transformada em martensita em função da taxa de resfriamento (ERDOGAN, 2003).

Uma maior concentração de elementos estabilizadores da austenita (1,58% Mn e 0,5% Ni), aumenta os tempos de transformação, como por exemplo, uma diminuição



nas taxas de resfriamento. Em aços totalmente austenitizados, a taxa de resfriamento crítico para a produção de 100% de martensita é aumentada com a redução do teor de carbono, e reduzida pelo aumento do teor de elementos de liga. Uma fração significativamente maior de martensita é retida com taxas de resfriamento mais baixas, o que sugere que determinados elementos de liga possuem um grande efeito na redução da taxa de crescimento de novos grãos de ferrita apesar da baixa concentração de carbono. O crescimento de novos grãos de ferrita, é muito sensível à concentração de carbono na austenita. Novos grãos de ferrita são formados muito mais facilmente a 785 °C, que em 740 e 750 °C. Isto porque a taxa de crescimento da ferrita é sensível à concentração de carbono na austenita, como se houvesse uma redução da austenita durante o resfriamento (ERDOGAN, 2003).

Na Figura 2.5 pode-se observar as ilhas de austenita retida, na estrutura cristalina, das amostras dos corpos-de-prova. Pequenas partículas podem ser localizadas no interior dos grãos de ferrita (a) e nos contornos dos grãos de ferrita (b).

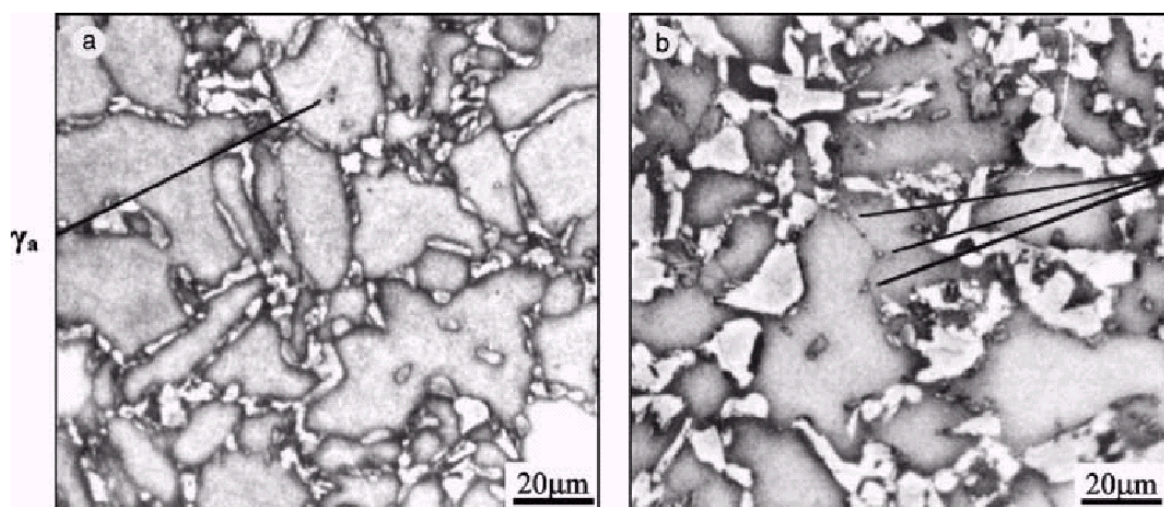


FIGURA 2.5: Micrografia dos corpos-de-prova da série 740A (a) e 785A (b). Corpos-de-prova 740A, temperados intercriticamente a 785 °C e resfriados a taxa 4,39 °C/s. Corpos-de-prova 785A, tratados intercriticamente a 785 °C e resfriados a taxa 4,5 °C/s. Nova ferrita está revelada nas áreas brilhantes após ser atacada quimicamente com ácido crômico quente.  $\gamma$  indica austenita retida (ERDOGAN,2003)

Cientistas vêm pesquisando austenita retida em aços bifásicos, assim como austenita retida entre as lâminas na martensita, ou individualmente. Partículas de austenita são muito pequenas em tamanhos e aparecem nos contornos bem como

dentro dos grãos de ferrita (SALEH E COLABORADORES, 2001). A austenita retida dentro dos grãos de ferrita são fixadas por serem extremamente pequenas (CULLITY, 1978). Em contrapartida Bangaru e Sochder (1992) atribuíram a estabilização do carbono e separação do nitrogênio a austenita durante o resfriamento.

Hughes (1996) observou a existência de austenita retida, mostrando que o crescimento da austenita dentro de um pequeno volume inicial de martensita pode reduzir muito severamente a temperatura  $M_s$ , e que algumas partículas de austenita nunca se transformam em martensita.

#### **2.2.4 Ferro - $\delta$**

Acima de  $1.400^\circ\text{C}$ , a austenita deixa de ser a forma mais estável, pois a estrutura volta a ser novamente cúbica de corpo centrado denominado ferro -  $\delta$ . O ferro -  $\delta$  é análogo ao ferro -  $\alpha$ , com exceção da faixa de temperatura na qual é estável. Por isso, muitas vezes é chamado de ferrita -  $\delta$ . A solubilidade do carbono na ferrita -  $\delta$  é pequena embora seja apreciavelmente maior que no ferro -  $\alpha$ , em virtude da temperatura ser mais elevada (VAN VLACK, 1989).

### 2.2.5 Cementita ou carboneto de ferro

A cementita, do latim “caementum”, é o carboneto de ferro  $\text{Fe}_3\text{C}$  (CHIAVERINI, 1988). Isto não significa que existem moléculas  $\text{Fe}_3\text{C}$ , mas, simplesmente que o reticulado cristalino contém átomos de ferro e de carbono na proporção de 3 para 1. O  $\text{Fe}_3\text{C}$  tem uma célula unitária ortorrômbica com 12 átomos de Fe e 4 átomos de C por célula, o que corresponde a um teor de carbono de 6,67% (VAN VLACK, 1989).

Quando comparada a austenita e a ferrita, a cementita é muito dura (na escala Moh's ocuparia aproximadamente o lugar do feldspato). A presença em um aço de carboneto de ferro junto a ferrita, aumenta muita a resistência do mesmo. Entretanto, como o carboneto de ferro puro é frágil e, portanto, relativamente fraco, ele não pode se ajustar às concentrações de tensão (VAN VLACK, 1989).

Ahn e colaboradores (2005), por meio de microscopia eletrônica de transmissão, (TEM), micrografaram uma amostra de aço liga com baixo carbono, onde conseguiram demonstrar a distribuição e morfologia de carbonetos dissolvidos que se formaram em diferentes temperaturas de revenimento, como mostrado na Figura 2.6. Para aços revenidos por indução a 400 °C, muitas partículas de cementita, formadas no terceiro estágio do revenimento, foram localizadas dentro das ripas de martensita. Acima da temperatura de revenimento de 500 °C, a maioria das partículas de cementita mantém a forma alongada com a relação entre a largura e altura de 7. A relação entre largura e altura diminui levemente com o aumento da temperatura de revenimento. Portanto, para mais altas temperaturas de revenimento (600 °C), partículas de cementita começam a modificar sua forma de agulha para o tipo esferoidal, por meio de um processo de esferoidização gradual. Quando o revenimento atinge 700 °C, mais cementita é esferoidizada, com a relação entre largura e altura de 1,5, e aleatoriamente distribuída dentro das ripas de martensita. O comportamento da esferoidização de carbonetos durante o revenimento, pode ser controlado pela difusão do carbono durante o processo térmico e pela presença de elementos de liga (SOON E COLABORADORES 2005).

Babu e colaboradores (1994) e Thomson e Miller (1995) também mostraram que o crescimento da cementita é controlado pela difusão do carbono durante os estágios

de revenimento, mas também pode ser controlado por um modo de equilíbrio local a altas temperaturas.

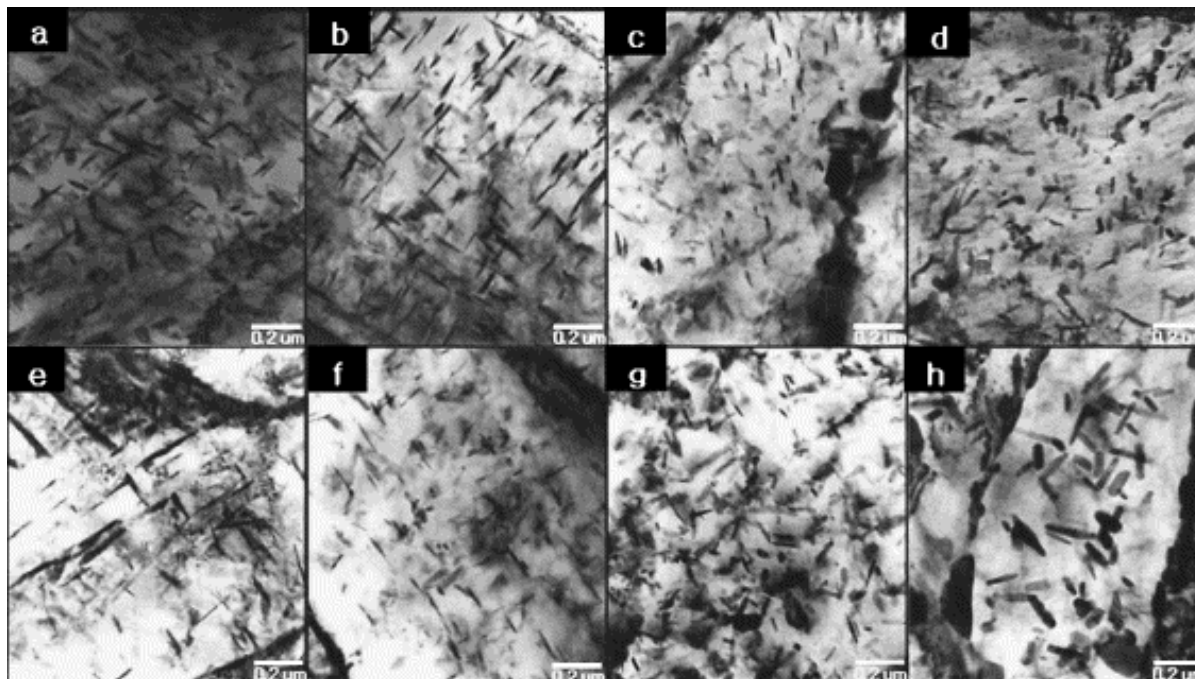


FIGURA 2.6: Micrografia obtida por meio de microscopia eletrônica de transmissão representa a morfologia e distribuição de carbonetos durante o revenimento (a) IT: 400 °C; (b) IT: 500 °C; (c) IT: 600 °C; (d) IT: 700 °C; (e) SBT: 400 °C; (f) SBT: 500 °C; (g) SBT: 600 °C; (h) SBT: 700 °C. \*IT – Revenimento por Indução (AHN E COLABORADORES, 2005).

### 2.2.6 Perlita

A perlita, nome devido a nuance de cores de madrepérola que esse constituinte freqüentemente apresenta ao microscópio, é a mistura mecânica de 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita, na forma de lamelas finas (de espessura raramente superior a um milésimo de milímetro) dispostas alternadamente. As propriedades mecânicas da perlita são intermediárias entre as da ferrita e da cementita, dependendo, entretanto, do tamanho das partículas de cementita. Seu limite de resistência à tração é, em média, de 75 kgf/mm<sup>2</sup> (740 MPa). A proporção de perlita num aço cresce de 0% para o ferro puro até 100% para aços eutetóides (0,77% de carbono), de modo que um aço com 0,5% de carbono, por exemplo, apresentará cerca de 65% de perlita (CHIAVERINI, 1988).

A reação eutetóide do sistema Fe-C envolve a formação simultânea de ferrita e cementita, a partir da austenita com composição eutetóide. Como se formam simultaneamente, a ferrita e a cementita estão intimamente misturadas. A mistura é lamelar, isto é, composta de camadas alternadas de ferrita e cementita. A microestrutura resultante, denominada perlita, é muito importante na tecnologia do ferro e do aço, pois pode ser formada em quase todos os aços por meio de tratamentos térmicos adequados (VAN VLACK, 1989).

A decomposição isotérmica da austenita em um aço carbono eutetóide, leva à formação de perlita. A evolução da fase lamelar de ferrita e carbonetos recozidos, envolve processo de esmagamento das camadas, esfeirodização dos fragmentos obtidos e suas coalescência. O processo de esfeirodização e coalescência, são explicados pela tendência do sistema para diminuição da área da interface na superfície das partículas dos carbonetos (SCHASTLIVTSEV E COLABORADORES, 1994).

De qualquer maneira, a cinemática dos estágios iniciais de formação de carbonetos ainda foi pouco estudada. Análises de características termodinâmicas dos processos de modificação da forma das camadas de cementita sob recozimento e do mecanismo de redistribuição dos átomos de carbono, mostram que as características dos progressos de esfeirodização, essencialmente, dependem de falhas na estrutura da

cementita, retendo energia adicional (SCHASTLIVTSEV E COLABORADORES, 1994).

Yakovleva e colaboradores (2001) trabalhando com corpos-de-prova de aços carbonos eutetóides, contendo 0,8% C, 0,18% Mn, 0,22% Si, 0,17% Cr, 0,12% Ni, e 0,10% Cu. Identificaram que a estrutura de perlita, foi obtida pelo envelhecimento isotérmico da matéria-prima blanks, previamente aquecidos a 1.050 °C por 5 min e a 500, 600, 650 e 700 °C por 30 min. A estrutura fina, foi estudada por microscópio eletrônico justamente após a decomposição isotérmica da austenita e após os aquecimentos subseqüentes da estrutura perlítica a 600, 650, ou 700 °C, com permanência de 5, 30, 180 min, e 30 h. As características cristalográficas dos defeitos planares na perlita e cementita foram determinados pela análise de  $g \cdot b$ .

Análises realizadas por Schastlivtsev e colaboradores (2002) usando o microscopio eletrônico de transmissão determinaram, com relação à orientação entre a estrutura dos componentes da perlita, defeitos nas camadas de cementita na forma de um sistema de camadas paralelas. Os defeitos planares na cementita foram observados para todas as temperaturas investigadas da transformação da perlita, em uma gama de temperatura entre 500 e 700 °C. A imagem em campo escuro, dos fragmentos da estrutura perlítica, obtida a 650 °C mantidos a 30 min é mostrada na Figura 2.7. Como visto, as camadas de cementita possuem um contraste não uniforme, e possuem múltiplos defeitos na forma de bandas finas paralelas, posicionadas a um determinado ângulo na interface cementita-ferrita. As distâncias entre as diferentes camadas variam de 15 a 25 nm.

Sob um revenimento adicional da perlita lamelar, é observada uma modificação na morfologia das camadas de cementita. Na Figura 2.8 é ilustrado um microfragmento da estrutura perlítica, após a decomposição a 600 °C e um recozimento adicional a 650 °C por 30 h. A seta na Figura 2.9 mostra um estágio intermediário na formação de pescoço, na camada de cementita I. É notado um inchamento na camada de cementita II localizado em frente ao pescoço ocorrido durante o recozimento. Os mecanismos de redistribuição de átomos de carbono levam a uma dissolução de determinadas camadas e o crescimento de outras. Além do mais, surgem segmentos de cementita com ângulos agudos (Figura 2.9, fragmentos de

carbonetos IV), os quais não podem ser explicados por modelos existentes de dissolução de estruturas lamelares (YAKOVLEVA E COLABORADORES, 2001).

O deslocamento de átomos de carbono de lugares defeituosos das camadas de cementita pode levar a nucleação, na matriz ferrítica, de partículas de cementita globular com a estrutura mais perfeita. Após o recozimento adicional, finas dispersões de carbonetos globulares precipitados, foram encontradas em um estado de componente da ferrita de perlita (Figura 2.9). O tamanho médio destes carbonetos globulares é de 7 a 8 nm, os quais são muitos menores que a largura das camadas de cementita.

Na Figura 2.9 pode-se observar a interface planar das camadas de cementita IV tornarem-se irregulares e recortadas. Uma conexão entre a linha do defeito planar saindo para a interface das ondas nos contornos pode ser traçadas. A média de espaçamento entre as ripas é mais ou menos 25 nm. Assim, uma saída acelerada de carbonos ocorre nesses espaços de interseção de defeitos planares com plano normal da ferrita-cementita.

O mecanismo mais importante de modificação das formas das camadas de cementita sob recozimento é a fragmentação. Uma maneira de fragmentar está associada com a formação dos defeitos planares na cementita durante o recozimento, os quais foram nomeados de planos fraturados, (YAKOVLEVA, 2001).

Observam-se estágios seqüenciais de divisões de planos de cementita que começam com a formação de defeitos planares, continuam com a formação de finas camadas de ferrita (Figura 2.8), e finalmente, finalizada pela divisão das camadas em blocos (Figura 2.10). Neste caso, a espessura de camadas fragmentada separada não varia substancialmente quando comparadas com o resto dos fragmentos, e a dissolução ativa das camadas se torna próxima de uma fratura planar. Pode ser notado que em cada colonia individual de perlita, há apenas um tipo de fratura plana para todos os tipos de camadas de cementita, que também coincidem com o plano que limitam o fim dos fragmentos de cementita (Figura 2.8). Além disso, no processo de formação e esfeirodização dos carbonetos, o surgimento de camadas de fragmentos, limitados pelos planos fraturados serve de núcleo para a geração de partículas globulares (Figura 2.10). Uma orientação espacial unificada de partículas de carbonetos era

freqüentemente observada em colônias de perlita contendo carbonetos coalescidos. Com base em análises cristalográficas de padrões de difração obtida por camadas de cementita contendo planos fraturados, foi determinado seu índice:  $\{110\}_c$ ,  $\{101\}_c$ , e  $\{103\}_c$ . Para uma camada de cementita dividida em blocos, uns aumentos na superfície totais de partícula de cementita, tornam a primeira vista, uma contradição ao principio de coalescência. De qualquer forma, esta contradição aparente, é eliminada se aparecerem superfícies com baixa energia específica.

Durante a dissolução das camadas de cementita, a estrutura da interface ferrita cementita também muda. O sistema de surgimento de canais e ondas, nas saídas dos defeitos dos planos de cementita para o plano uniforme, cria uma tensão plástica local (SHIFLET E COLABORADORES, 1994). Por outro lado, este sistema se torna uma fonte de geração de discordâncias na matriz de ferrita. Assim, quando a perlita é recozida, as condições para geração e movimentação das discordâncias na ferrita aumentam. O aumento das discordâncias na matriz ferrítica são frequentemente acompanhados, por uma cadeia de finas partículas de carbonetos globulares. Investigações de distribuição espacial das discordâncias, mostraram que apenas uma menor fração é caoticamente distribuída na matriz de ferrita. A maior fração de discordâncias é espacialmente distribuídas nos campos de tensão gerados pelas camadas de cementita, e grupos formados de discordâncias, limites intergranulares, redes, ou paredes, cuja disposição espacial é correlata com a dos fragmentos de carbonetos.

A existência de defeitos planares ao plano uniforme está relacionada com a saída acelerada de carbono, enquanto o surgimento de planos nas fases da interface estão relacionados com a fonte de tensão elástica local e discordâncias na matriz de ferrita. Sob recozimento adicional da perlita lamelar, a fragmentação de camadas de cementita procede por divisões em blocos por um único grupo de planos. A saída preferencial de carbono ocorre ao longo desses planos com a subsequente formação de ripas de ferrita (SCHASTLIVTSEV E COLABORADORES, 2002).



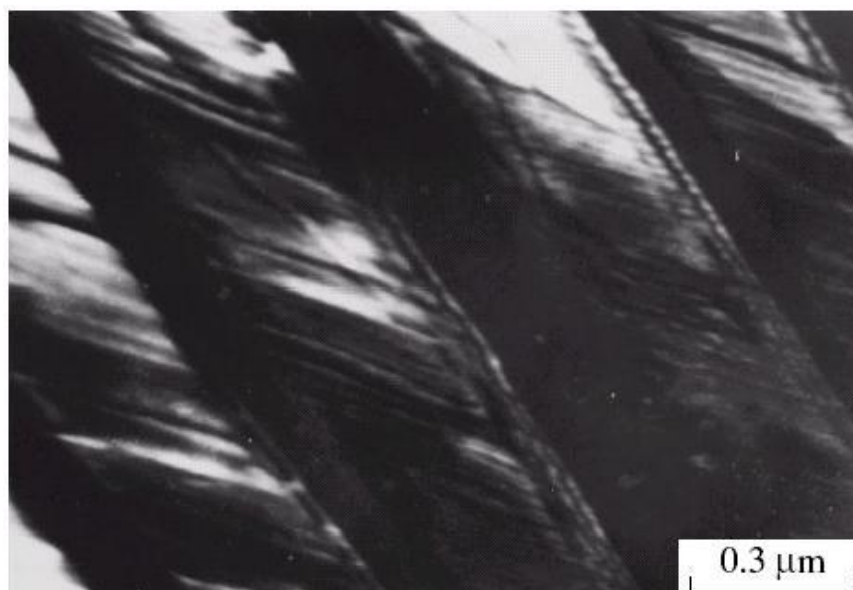


FIGURA 2.7: Imagem em campo escuro da microestrutura perlítica do aço carbono. A imagem foi obtida a 650 °C, com exposição em 30 minutos em  $g = 12$  e  $c = 110$  (SCHASTLIVTSEV E COLABORADORES, 2002).

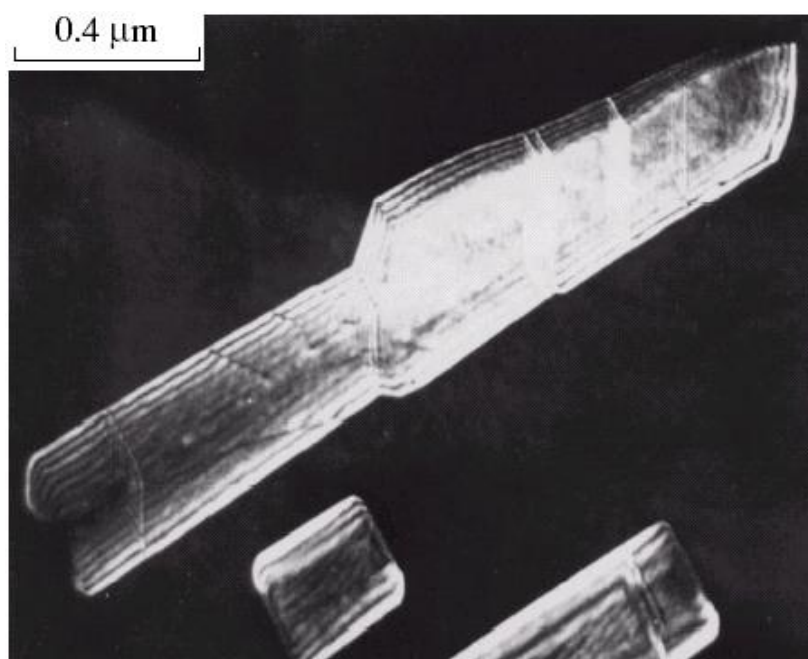


FIGURA 2.8: Imagem em campo escuro da microestrutura perlítica com  $g = 2c$  reflexão após decomposição isotérmica à 700 °C e recozimento adicional à 700 °C por 30 h (SCHASTLIVTSEV E COLABORADORES, 2002).

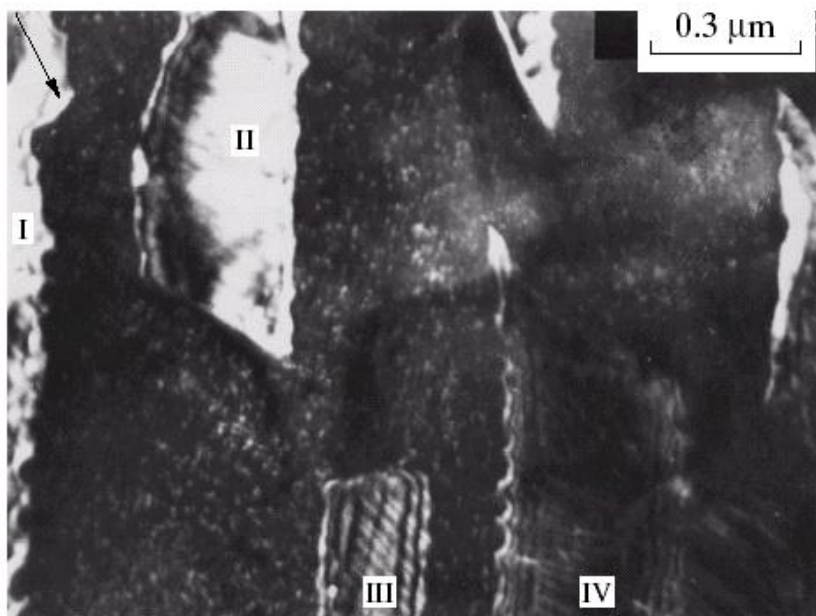


FIGURA 2.9: Imagem em campo escuro da microestrutura perlítica com  $g=103$ ,  $c=10$  imagem foi obtida a  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ , após o recozimento a  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$  por 30 h (SCHASTLIVTSEV E COLABORADORES, 2002).



FIGURA 2.10: Imagem em campo escuro da microestrutura perlítica com  $g=11c$  reflexão após decomposição a  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  e recozimento adicional a  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  por 30 h (SCHASTLIVTSEV E COLABORADORES, 2002).

## 2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas.

As propriedades dos aços dependem em princípio da sua estrutura. Os tratamentos térmicos modificam, em maior ou menor escala, a estrutura dos aços, resultando, em consequência, na alteração mais ou menos pronunciada, de suas propriedades.

Alguns fatores capazes de influenciar no tratamento térmico dos aços são:

- a) Velocidade de aquecimento, temperatura de aquecimento.
- b) Tempo de permanência à temperatura de aquecimento.
- c) Resfriamento e circulação do meio de resfriamento.
- d) Atmosfera do forno.

### 2.3.1 Têmpera intercrítica

Aços com baixos teores de carbono, podem ser tratados termicamente para a obtenção de estrutura bifásica de alta resistência, composta de ferrita mais martensita. O tratamento térmico, consiste em uma têmpera intercrítica (entre  $A_3$  e  $A_1$ ), seguido de um rápido esfriamento, promovendo a transformação da austenita em martensita. Aços com baixos teores de carbono e microligados, podem alcançar altos valores de resistência a tração e fadiga, com este simples e barato tratamento. Pode ser uma ótima escolha para a produção de componentes, de resistência relativamente alta. Aços SAE 1006, 1010, 1020 e 1045, podem ser tratados intercriticamente, e resfriados em água para a produção de estruturas de ferrita-martensita de alta resistência (TAVARES, 1999).

Curvas de tensão deformação para corpos-de-prova temperados intercriticamente a 780 °C e na condição como fornecido são mostradas na figura 2.11 . Uma queda nos níveis de escoamento pode ser vista na curva dos corpos-de-prova na condição como fornecidos. Em contraste, corpos-de-prova temperados a 780 °C exibem uma curva de

tensão deformação do tipo parabólica e suave. O coeficiente de encruamento ( $n \approx 0,2$ ) para corpos-de-prova temperados a 780 °C aumenta cerca de 43% , comparados com os da condição como recebidos. Percebe-se notado que tratamentos para obtenção de aços bifásicos, fornecem ao aço apreciável aumento na resistência a tração sem diminuição significativa da ductilidade (ZHANGA E COLABORADORES, 2003).

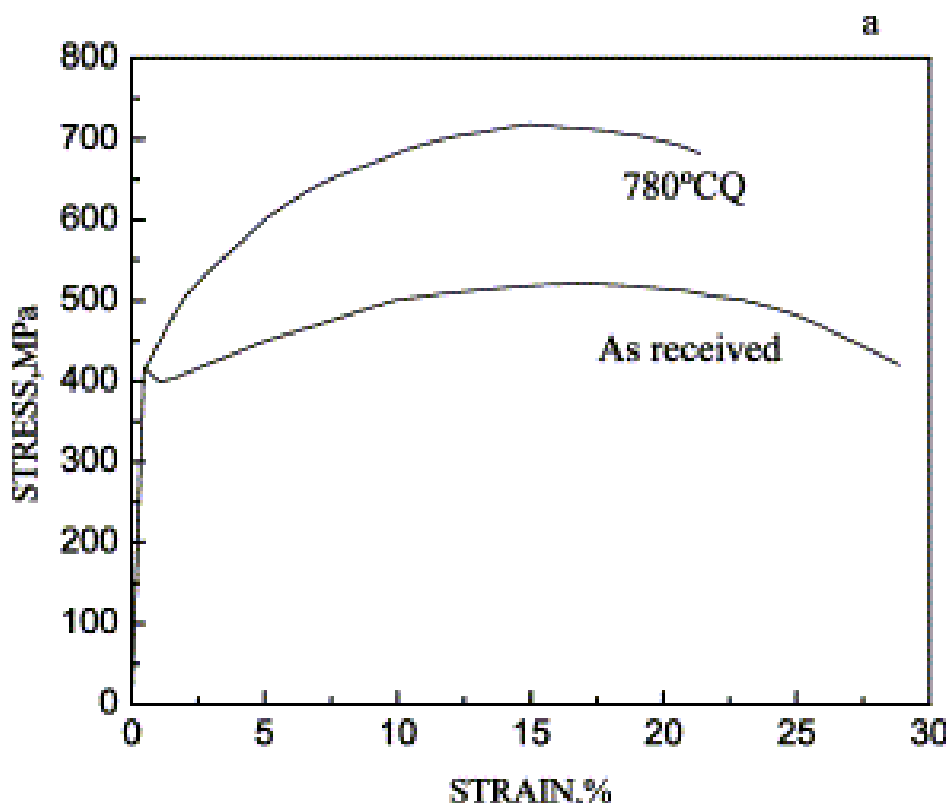


FIGURA 2.11: A curva de tensão-deformação dos corpos-de-prova temperados a 780 °C, comparados com a condição como recebido (ZHANGA E COLABORADORES, 2003).

O limite de escoamento (0,2% offset), a resistência à tração, o alongamento total, relação limite de escoamento/resistência à tração e o coeficiente de encruamento ( $n$ ) como função das temperaturas da têmpera intercrítica, estão plotados nos gráficos, como na figura 2.12 de a a d. Pode-se notar claramente que o limite de escoamento e a resistência à tração, elevam-se linearmente com o aumento das temperaturas da têmpera intercrítica, variando de 760 °C a 820 °C. Ao mesmo tempo, o alongamento total diminui de forma quase linear variando de 26,3% a 23,3% quando a temperatura da têmpera intercrítica é acrescida de 760 a 820 °C (Figura 2.12 b). Observa-se também um acréscimo na relação do limite de escoamento sobre resistência a tração e

um decréscimo do expoente de encruamento com o aumento da temperatura da têmpera intercrítica, como observado na figura 2.12 (c) e (d), respectivamente. A conformabilidade do aço pode evoluir a partir de seu alongamento total. Com o acréscimo da temperatura de têmpera intercrítica de 760 à 820 °C, a elevação da razão da tensão de escoamento aumenta de 0,527 à 0,553, enquanto o expoente de encruamento diminui de 0,21 à 0,18. Comparado com o aço como fornecido, os aços bifásicos devem ter maior conformabilidade (ZHANGA, 2003).

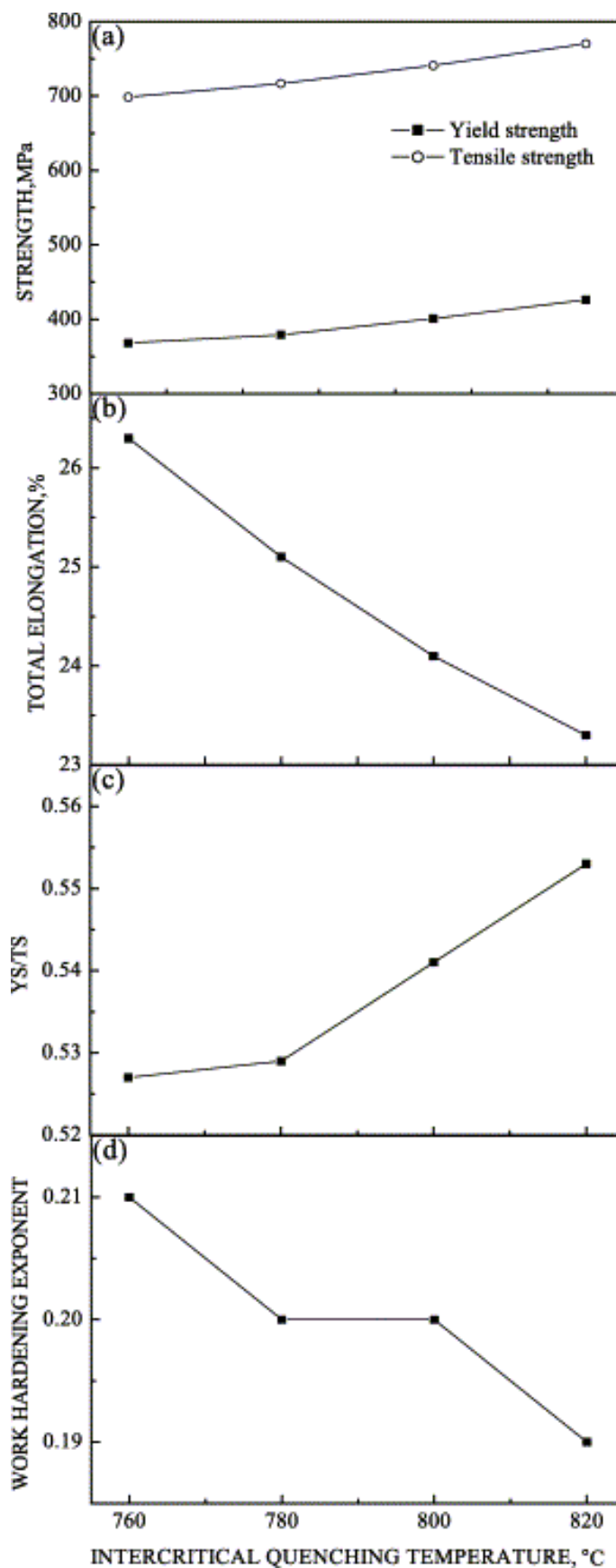


FIGURA 2.12: Propriedades mecânicas como função das temperaturas da têmpera intercrítica (ZHANGA E COLABORADORES, 2003).

### 2.3.2 Têmpera e revenimento

Consiste no resfriamento rápido do aço de uma temperatura superior à sua temperatura crítica (mais ou menos 50 °C acima da linha A1 para os hipereutetóides) em um meio como um óleo, água, salmoura ou mesmo ar. A figura 2.13 esquematiza a operação de têmpera. O objetivo perspícuo da têmpera é a obtenção da estrutura martensítica, para o que se deve, portanto, fazer com que a curva de esfriamento passe à esquerda do cotovelo da curva em “C”, evitando-se assim a transformação da austenita (CHIAVERINI, 1988).

A velocidade de resfriamento, nessas condições, dependerá do tipo de aço da forma e das dimensões das peças. Já foram vistos os meios de esfriamento mais utilizados e quais as características que os diferenciam (CHIAVERINI, 1988)

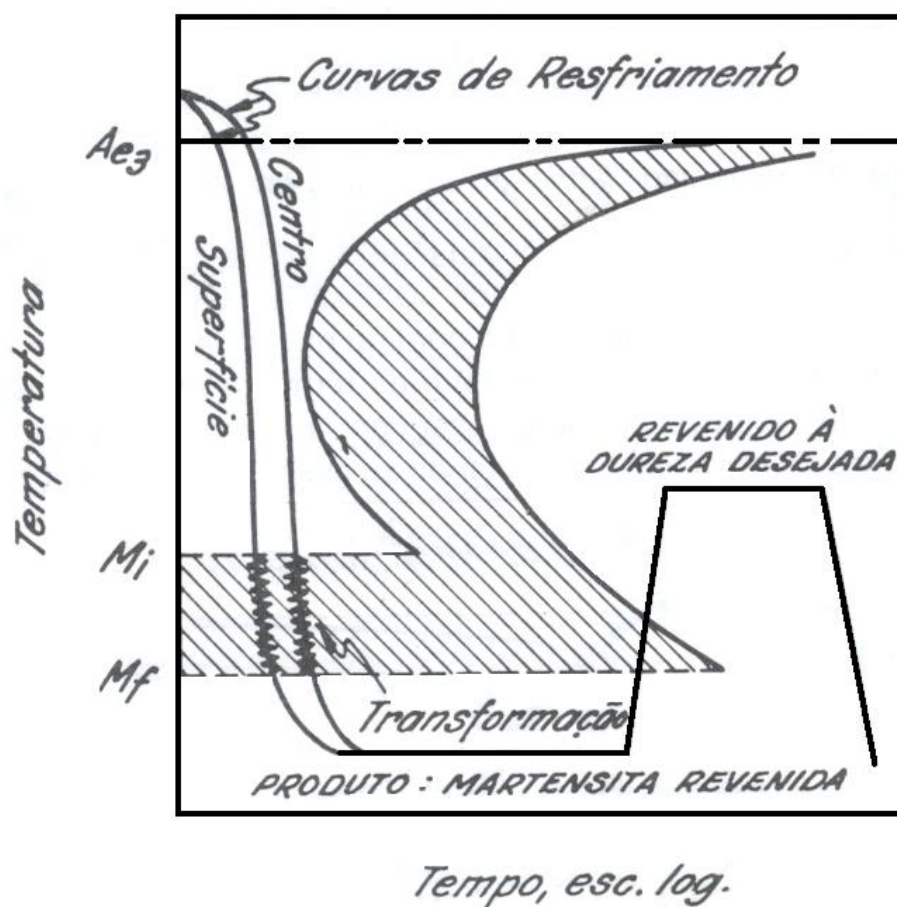


FIGURA 2.13: Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenido (CHIAVERINI, 1988).

Como na têmpera o constituinte final desejado é a martensita, o objetivo dessa operação, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, é o aumento do limite de resistência à tração do aço e também da sua dureza; na realidade, o aumento da dureza deve verificar-se até uma determinada profundidade (CHIAVERINI, 1988).

O revenido é o tratamento térmico que normalmente sempre acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos durante o processo, além de aliviar ou remover as tensões internas, corrigindo as excessivas dureza e fragilidade do material, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque (CHIAVERINI, 1988). Este último efeito está indicado na figura 2.14.

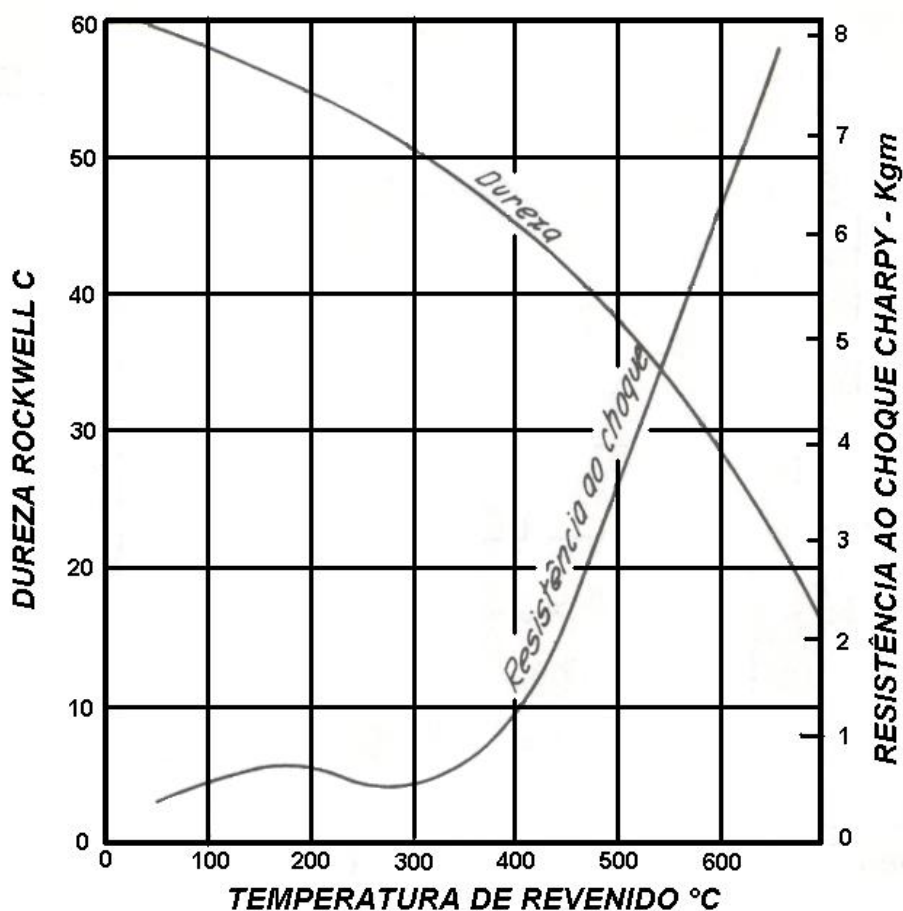


FIGURA 2.14: Efeito da temperatura de revenido sobre a dureza e a resistência ao choque de um aço 1045 temperado (CHIAVERINI, 1988).



Verifica-se, pelo exame da curva relativa à resistência ao choque, que a mesma apresenta inicialmente uma elevação, para a seguir, entre as temperaturas de 200 °C e 300 °C, decrescer. Acima de 300 °C, a resistência ao choque eleva-se de forma sensível. Deve-se pois, evitar a mencionada faixa de temperaturas no revenido. Por outro lado recomenda-se revenir logo após a têmpera, para diminuir a perda de peças por ruptura, a qual pode ocorrer se aguardar muito tempo para realizar o revenido.

O aquecimento da martensita permite a reversão do reticulado instável ao reticulado estável cúbico centrado, produz reajustamentos internos que aliviam as tensões e, além disso, uma precipitação de partículas de carbonetos que crescem e se aglomeram, de acordo com a temperatura e o tempo.

Tavares e colaboradores (1999) pesquisaram as propriedades mecânicas dos aços bifásicos, como função da fração volumétrica da martensita. As mudanças na estrutura cristalina dos aços, devido à têmpera, foram estudadas e medidas em três diferentes temperaturas de revenimento, a 100 °C, 200 °C e 300 °C. A tensão residual introduzida pela têmpera, na temperatura intercrítica e as mudanças ocorridas durante o revenimento também foram estudadas, onde concluíram os seguintes termos:

- a) Os aços bifásicos obtidos a partir de uma têmpera intercrítica, mantidos nessa região durante 30 minutos, e posteriormente resfriados em água, possuíam estrutura cristalina com alta fração volumétrica de martensita, apresentavam alta tenacidade, porém continuam apresentando fragilidade.
- b) Tenacidade pode ser substancialmente aumentada revenindo o material a 200 °C e 300 °C. Os corpos-de-prova temperados a 800 °C e revenidos a 300 °C, apresenta maior energia de impacto, 107 J.
- c) O limite de escoamento (LE) e resistência a tração (RT) diminui linearmente com o revenimento, na escala de 100 °C à 300 °C:  $RT \text{ (MPa)} = 551 - 0,454T_{\text{temp.}}(\text{°C})$  e  $RT \text{ (MPa)} = 906 - 0,744T_{\text{temp.}}(\text{°C})$ .
- d) Tensão de compressão residual foi achada na superfície longitudinal, no material como temperado. Este estado de compressão, não foi modificado pelos tratamentos de revenimento utilizados.

## 2.4 AÇOS BIFÁSICOS

Os aços bifásicos pertencem a uma nova classe de aços baixa liga e alta resistência, caracterizados por uma microestrutura principal, que consiste em uma dispersão de partículas duras de martensita em uma matriz dúctil de ferrita (ERDOGAN E COLABORADORES, 2002). Esses aços possuem a combinação de resistência e ductilidade, responsáveis por torná-los atrativos em aplicações onde requer redução de peso e conformabilidade para a indústria automobilística (NAM E COLABORADORES, 1999). Muitos programas de pesquisa em larga escala, sobre estes aços, têm sido conduzidos em laboratórios de indústrias e universidades. Aços bifásicos, são originalmente produzidos por tratamentos térmicos intercríticos. Durante o processo de aquecimento, pequenas ilhas de austenita, as quais contêm altos teores de carbono, maiores que o conteúdo nominal do aço gerando um aumento local da dureza, são formadas na matriz ferrítica na temperatura intercrítica. Têmpera subsequente a partir da temperatura intercrítica, causa a transformação das ilhas de austenita em partículas de martensita produzindo o aço bifásico com estrutura ferrita – martensita (SPEICH E COLABORADORES, 1979).

Atualmente dois tipos de tratamentos térmicos têm sido aplicado em aços de baixo teor de carbono, para a obtenção de aços bifásicos com microestruturas diferentes, o tratamento térmico intercrítico e a têmpera em degrau (YAZICI, 2003).

Aços bifásicos possuem propriedades mecânicas características, as quais incluem baixa resistência à deformação e alta resistência à tração em relação aos aços de baixo carbono convencional. Possuem também, altas taxas de encruamento nos primeiros estágios da deformação plástica e boa ductilidade durante a conformação relativa, resistindo às condições de estampagem. Como resultado, os aços bifásicos mostram uma importante vantagem para a redução de peso de componentes automotivos, e conseqüentemente um aumento na eficiência do consumo do combustível, melhores acelerações e frenagens devido à uma menor inércia (SARWAR, 1999).

### 2.4.1 Propriedades mecânicas dos aços bifásicos

O comportamento da deformação de aços é comumente analisado com o apoio da expressão matemática idealizada da tensão de tração. A mais comum utilizada é a equação de Holloman equação (3),

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (3)$$

onde  $\sigma$  é a tensão de tração,  $\varepsilon$  é o alongamento e  $k$  e  $n$ , são constantes empíricas.

A equação (3) é utilizada para descrever o comportamento da tensão de tração de aços bifásicos, nos quais é assumido que um único valor de  $n$  descreve o comportamento do encruamento (TANAKA, 1978).

Ramos et al (1978) mostrou que um parâmetro de encruamento  $n$ , qual deveria refletir um mecanismo controlado de deformação, não descreve o comportamento de deformação de aços bifásicos em todos os níveis de tensão felizmente regiões distintas de encruamento foram delineadas com a técnica a seguir, similar com a equação de Holloman, a equação de Ludwick é dada pela equação (4).

$$\sigma = \sigma_0 + B\varepsilon^m \quad (4)$$

Onde  $\sigma$  é a g tensão de escoamento e  $B$  e  $m$  são constantes. Segundo Monteiro (1978) os estágios de encruamento foram delineados pela aplicação da análise de Jaoult e Crussard na equação 2. Na análise de Jaoult-Crussard, a equação 2 é diferenciada e reescrita como a equação (5).

$$\ln d\sigma/d\varepsilon = \ln (Bm) + (m-1) \ln\varepsilon \quad (5)$$

Conforme a equação 3, dados da tensão deformação é plotado como  $\ln d\sigma/d\varepsilon$  vs  $\ln\varepsilon$  (TANAKA, 1978).

A versatilidade dos aços é reconhecida pelo fato, de que uma grande gama de propriedades mecânicas podem ser alcançada, pela modificação de sua microestrutura, associada com os parâmetros microestruturais exemplo: tipo, tamanho, forma, fração

volumétrica, sem que para tanto exista a modificação da composição. Nestas considerações os aços bifásicos constituídos de ferrita e martensita, exibem propriedades únicas de tensão. São caracterizados pelo escoamento contínuo, baixa tensões de escoamento, alto alongamento moderadamente uniforme, alta resistência a tração e rápido encruamento no estágio inicial da deformação plástica. Estas características são típicas para aços bifásicos tendo relativamente granulação grosseiras, a sua maioria maior que 10  $\mu\text{m}$  (PARK E COLABORADORES 2004).

O comportamento, dos dois estágios de encruamento realizado por meio da análise modificada Jaoult – Crussard (C-J), é freqüentemente observado em aços bifásicos convencionais. No primeiro estágio com baixo ângulo, a matriz ferrítica deforma-se plasticamente, mas a martensita permanece elástica e, no segundo estágio, com um alto declive, ambas as fases se deformam plasticamente. O encruamento dos aços bifásicos de grão ultra finos diferenciam dos aços bifásicos de grãos grosseiros, por terem encruamento mais rápido no primeiro estágio, e menor alongamento ( $\epsilon$ ) do primeiro estágio para o segundo estágio (SONA, 2005).

As distribuições das discordâncias tendem a ser não uniforme em regiões de alta densidade das mesmas na matriz de ferrita, em regiões adjacentes aos grãos transformados de martensita, e baixa densidade no interior dos grãos de ferrita. Isto é afetado por qualquer tipo de conformação durante o processamento termomecânico que ocorre na zona  $\alpha + \gamma$  (SARWAR E COLABORADORES, 1996). Foi mostrado que uma subestrutura é evidente na fase ferrítica, após o processo de conformação por rolos. O comportamento da deformação plástica dos aços bifásicos, consiste de alguns processos, e não podem sempre ser descritos por um simples valor “n” sobre toda a gama de deformação plástica.

Como mostrado na figura 2.15, a martensita entre os espaços dos grãos grosseiros dos aços bifásicos é muito maior que aquela dos aços bifásicos de grãos ultrafinos. Neste caso, discordâncias inconstantes para grãos grosseiros de aços bifásicos, associadas com transformação e acomodação são caracterizadas na ferrita, porém apenas na vizinhança da martensita. Já a ferrita segregada da martensita é relativamente livre de discordâncias, ocasionando baixo encruamento no primeiro estágio, no qual apenas a ferrita deforma plasticamente. Em contraste, discordâncias de

alta densidade e uniformidade, existem em toda a matriz ferrítica do aço bifásico de grãos ultrafinos com menor espaçamento entre regiões de martensita levando a um rápido encruamento. Em complementação ao rápido encruamento do primeiro estágio, a tensão de escoamento associado com o grão ultrafino ferrítico, resultou na transferência de tensões para a martensita. Embora a tensão da martensita seja a mesma, a deformação plástica começa mais rápido nos aços bifásicos de grãos ultrafinos que nos aços bifásicos de grão grosseiros (SONA, 2005).

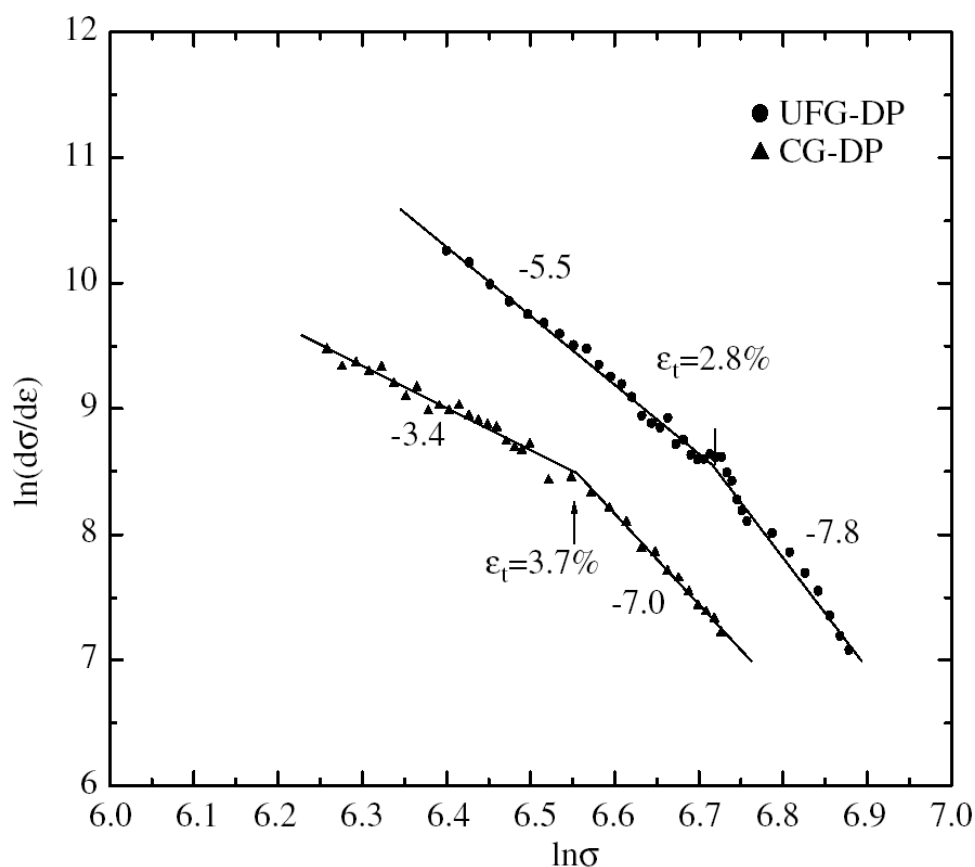


FIGURA 2.15: Gráfico de  $\ln d\sigma/d\varepsilon$  versus  $\ln\sigma$  para análise modificada de C–J baseado na equação de Swift: A rampa do segmento de linha é equivalente a  $(1/m)$  (SONA, 2005).

Cribb (1979), Chen (1994) e Yang (1991) mostraram importantes relações entre a fração volumétrica da martensita e as propriedades mecânicas dos aços bifásicos. Tomita (1990) complementou estes estudos, confirmando a influência da morfologia da fase nas propriedades desses aços. Chen (1989) pesquisou o desenvolvimento e características das bandas de deslizamento em relação a fração volumétrica de vazios, Miyasato (1989) observou a nucleação e o crescimento de vazios em planos de aços

bifásicos. Cimenoglu e Kayali (1990) pesquisaram os efeitos da deformação plástica, enquanto Preban (1985), examinavam os fatores que afetavam as taxas de deformação plásticas desses materiais.

Battacharyya et al. (1993) desenvolveram um modelo para examinar os efeitos da morfologia da martensita no estado plástico inicial da matriz de ferrita e no comportamento da tensão de deformação dos aços bifásicos durante o carregamento. Sarwar et al. (1999) estudaram o endurecimento da austenita nos aços bifásicos, enquanto Jiang et al (1993) estabeleceram a existência de uma relação entre a tensão de escoamento e o tamanho do grão das fases, baseadas na teoria do encruamento. Samuel (1987) investigou o efeito da fração volumétrica da martensita e o tamanho da partícula da martensita no comportamento de deformação de aços bifásicos.

A aproximação das curvas da tensão deformação e encruamento por expressões matemáticas são um método frequentemente utilizado. Isto porque ele permite que a parte plástica da curva possa ser tratada por certos parâmetros, que podem ser aplicados nos estudos de estampabilidade e mecanismos de deformação (JIANG E COLABORADORES,1993). O método de Holloman de análises de tensão de deformação tem sido usado extensivamente para este propósito para metais e ligas, embora esta relação possua limitações em análises para estas ligas que mostram mais que um processo operacional de deformação.

As análises de C-J, baseadas na relação de Ludwick e em uma modificada análise C-J baseada na relação de Swift, têm sido aplicado para correlacionar os comportamentos das tensões de deformação dos aços bifásicos.

Com a análise de C-J modificada foi mostrado que a deformação dos aços bifásicos ocorriam em dois estágios de encruamento. Jiang (1987) investigou a relação entre a ductilidade e outros parâmetros para aços bifásicos de baixo teor de carbono (SAE 1020). Jha (1995) relatou a aplicabilidade das análises modificadas de Jaoult – Crussard no comportamento da deformação dos aços bifásicos. Nagorka e colaboradores (1993) examinaram os efeitos da microestrutura e a taxa de deformação no estágio 3 do encruamento e ductilidade dos aços bifásicos. Byum e Kim (1995) investigaram as propriedades de tração e deformação da martensita não homogênea.

## 2.4.2 Propriedades de tração dos aços bifásicos

As propriedades de resistência à tração dos aços bifásicos foram estudadas por Yazici (2003), e assim obtidos alguns dados, como mostrado na tabela 2.3. Foram feitos ensaios com aços fornecidos, os quais receberam tratamentos térmicos para obtenção da estrutura bifásica em condições diferenciadas, e assim classificados em aços TI (tratamento térmico intercrítico), TD (têmpera em degrau) e TIR (temperado intercríticamente e revenido). Estes aços exibem alta plasticidade e resistência mecânica, quando comparados ao material como fornecido.

TABELA 2.3: Resultados obtidos por meio de ensaio de tração das amostras de aços bifásicos de um aço carbono SAE 1045 (YAZICI, 2003).

Tratamento térmico		Tensão de escoamento [MPa]	Resistência a Tração [MPa]	Relação LE/RT	Alongamento [%]
	Normalizado	388,9	443,7	0,87	22,4
TI	1) 760°C / 40 min	446,3	682,3	0,65	9,8
	2) 790°C / 40 min	407,5	613,9	0,66	15,7
	3) 820°C / 40 min	390,1	555,8	0,7	19,3
	4) 760°C / 60 min	435,9	671,8	0,64	10,7
	5) 790°C / 60 min	395,4	580,6	0,68	20,7
	6) 820°C / 60 min	387,6	553,2	0,7	21,2
TD	1) 760°C / 40 min	408,5	589	0,69	13,2
	2) 790°C / 40 min	457,4	745,1	0,61	11,2
	3) 820°C / 40 min	510,6	784,4	0,65	8,4
TIR	1) 760°C / 40 min	403,3	513,7	0,78	20,8
	2) 790°C / 40 min	434,4	593,2	0,73	17,7
	3) 820°C / 40 min	470,9	558,6	0,84	19,4
TIR	4) 760°C / 40 min	395,6	519,6	0,76	21,01
	5) 790°C / 40 min	415,1	556,1	0,74	22,06
	6) 820°C / 40 min	438,7	573,4	0,76	23,1

Verifica-se na tabela 2.3, que o mais alto valor de resistência a tração alcançado na condição TI ocorreu em baixa temperatura intercrítica, ou seja, 760 °C. Este fato está relacionado com o tamanho de grão do material. A elevação da temperatura de têmpera intercrítica provoca um aumento do tamanho médio do grão (Tabela 2.4), passando de 4,21µm para 8,32µm, em tempo de manutenção de 60 minutos.

TABELA 2.4: Efeito da temperatura de têmpera intercrítica sobre o tamanho do grão.

<b>TRATAMENTO TÉRMICO</b>		Tamanho do grão ( $\mu\text{m}$ )
TI	1) 760°C / 40 min	4,21
	2) 790°C / 40 min	7,43
	3) 820°C / 40 min	8,32
	4) 760°C / 60 min	5,43
	5) 790°C / 60 min	8,16
	6) 820°C / 60 min	9,87

A literatura explica que a resistência elástica dos materiais decresce assim que o tamanho dos grãos aumenta. Bag et. al. (2003) explica com estruturas grosseiras de martensita o decréscimo na resistência dos aços bifásicos, com o aumento da fração volumétrica da martensita. Por outro lado, o alongamento dos corpos-de-prova TI aumenta dependendo da fração volumétrica e do tamanho do grão da martensita, e alcança o valor mais alto por volta de  $0.5\mu\text{m}$ . Estas observações, não são verdadeiras para aços TD, pois com o aumento da fração volumétrica da martensita, o alongamento desses materiais decrescem (YAZICI, 2003).

Aços temperados intermediariamente revelam alto alongamento e baixo valor máximo de tensão de tração, quando comparado com outros aços tratados. O alongamento do material aumenta gradualmente dependendo da temperatura e do tempo da têmpera. As variações no alongamento estão relacionadas com a estrutura decomposta da martensita. Está claro que determinadas regiões de martensita são transformadas em uma estrutura de ferrita, completamente recristalizada com glóbulos irregulares e espaçados de cementita, quando na região ferrítica o desequilíbrio da densidade é reduzido. A esta microestrutura pode ser atribuída a diminuição da resistência e aumento no alongamento (YAZICI, 2003).

Deformação elástica contínua é observada nos aços TI e TD, A qual é uma das características dos Aços Bifásicos. Deformação elástica contínua nesses aços podem ser devido a:



- a) transformação da austenita para fase dura martensítica, introduzindo uma alta densidade de discordâncias nas matrizes adjacentes de ferrita,
- b) tensão residual na martensita, embora Cimenoglu e Kayali (1990) tenham observado uma deformação elástica descontínua em aços bifásicos seguido de alívio da tensão e da taxa de deformação mudando os testes. Este efeito é atribuído à tensão de deformação agindo sobre o material.

As taxas de deformação plástica dos materiais fornecidos e dos materiais com dois tratamentos térmicos estão sendo mostradas na tabela 2.5. Uma quantidade considerável diminui em porcentagem esta evidente para materiais normalizados para o TI e TD. Embora a taxa de escoamento elástico diminui nos dois processos são praticamente o mesmo. Isto surge de uma rápido declive resistência ao escoamento elástico em materiais termicamente tratados. Este comportamento tem sido observado assim como o aumento do tamanho do grão de ferrita por uma constante  $V_m$  ou como a fração volumétrica do aumento da martensita quando o tamanho do grão se torna constante. Uma diminuição na taxa da região elástica foi observada quando o tamanho do grão da martensita aumenta para aços TD. O decréscimo na taxa da região plástica dos aços TI mostram uma tendência reversa com o aumento do tamanho de grão e fração volumétrica da martensita (YAZICI, 2003).

Chen e colaboradores (1989), avaliaram a variação da tensão de tração na fase ferrítica com a fração de volume em aços bifásicos usando a equação (6).

$$\sigma_f = 497 + 67V_m \quad (6)$$

Onde  $\sigma_f$  é a máxima tensão de tração da matriz ferrítica e  $V_m$  é a fração volumétrica da martensita. Esta equação sugere que o aumento na tensão da ferrita aumenta com o aumento da fração volumétrica da martensita. Isto pode ser devido a um alto desequilíbrio da densidade nos grãos da ferrita quando a fração volumétrica da martensita aumenta.

A tensão de tração da martensita é dependente do seu conteúdo de carbono, e pode ser estimada com a ajuda da equação (7).

$$\sigma_m = 541 + 2289\sqrt{C_m} \quad (7)$$

Onde  $\sigma_m$  é a máxima tensão de tração na martensita, e  $C_m$  é o conteúdo de carbono da fase martensítica.  $C_m$  está relacionado como o teor de carbono do aço,  $C_d$ , com o da fase ferrítica,  $C_f$ , e com a fração volumétrica da própria martensita, como demonstrado na equação (8).

$$C_m = (C_d - C_f)/V_m + C_f \quad (8)$$

Assim, a quantidade de carbono na martensita diminui com o aumento da fração volumétrica da martensita.

As equações acima, têm sido aplicadas nos corpos-de-prova dos TI, mas não nos materiais TD, pois possuem uma morfologia distintamente diferente (Martensita fibrosa em uma matriz ferrítica). Se o carbono contido na ferrita no caso presente pode ser tomado como constante de 0,02%, cálculos da tensão de tração das fases da ferrita e da martensita produziram as seguintes estimativas, conforme apresentado na tabela 2.5.

TABELA 2.5: Efeito da temperatura de têmpera e revenimento de um aço 1045, sobre a resistência a tração e tensão de escoamento (YAZICI, 2003).

TI - 1	$\sigma_f =$	525,8	[MPa]	$\sigma_m =$	1884,6	[MPa]
TI - 2	$\sigma_f =$	529,1	[MPa]	$\sigma_m =$	1818,8	[MPa]
TI - 3	$\sigma_f =$	530,5	[MPa]	$\sigma_m =$	1794,7	[MPa]
TI - 4	$\sigma_f =$	526,5	[MPa]	$\sigma_m =$	1872,1	[MPa]
TI - 5	$\sigma_f =$	529,1	[MPa]	$\sigma_m =$	1818,8	[MPa]
TI - 6	$\sigma_f =$	532,5	[MPa]	$\sigma_m =$	1761,1	[MPa]

Estes valores podem ser usados para prever a resistência a tração ( $\sigma_{DPS}$ ) dos aços bifásicos usando a regra da mistura como na equação (9) :

$$\sigma_{DPS} = \sigma_f V_f + \sigma_m V_m \quad (9)$$

onde  $V_f$  é a fração volumétrica da ferrita.

De acordo com a equação 3.5, os corpos-de-prova TI são preditos a terem tensão de tração de 1.110, 1.148, 1.163, 1.119, 1.148, e 1.184 MPa, respectivamente. Porém, essas previsões são maiores que os valores experimentais, como mostrados na tabela 2.5. Isto sugere que as tensões de tração dos aços bifásicos com tratamentos térmicos diferentes não podem ser comparadas com bases na fração volumétrica da martensita, mesmo que as morfologias produzidas da martensita e da ferrita em cada tratamento térmico sejam similares (YAZICI, 2003).

### 2.4.3 Características do encruamento dos aços bifásicos

Yazici (2003) e Zhanga (1993) indicaram que o comportamento do encruamento em aços bifásicos ocorre em três diferentes estágios. Isto é revelado pela análise de Jaoult - Crusard (C-J), quais foram baseadas nas equações 10 e 11.

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + K\sigma^n \quad (10)$$

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n \quad (11)$$

Onde  $\varepsilon$  e  $\sigma^n$  são referências de tensão de tração e tensão real, respectivamente. Diferenciando a equação 10 da 11, com relação a  $\varepsilon$ , e expressando na forma logarítmica, equações 12 e 13 são obtidas:

$$\ln (d\sigma/d\varepsilon) = (1-n) \ln\sigma - \ln (Kn) \quad (12)$$

$$\ln (d\sigma/d\varepsilon) = \ln K + \ln n + (n - 1) \ln\varepsilon \quad (13)$$

Análises de dados da tensão real, usando as equações 12 e 13, são referenciadas a análises C-J modificadas e análises C-J, respectivamente. Usando ambas as análises, Samuel (1987) pesquisou os três estágios do encruamento em aços bifásicos. Estes estágios de encruamento em aços bifásicos têm sido atribuídos aos seguintes mecanismos de deformação:

- a) Estágio 1: consiste de deformação homogênea da matriz ferrítica pelos deslizamentos dos planos de deslocamentos presentes próximos a região martensítica,
- b) Estágio 2: Cobre um encruamento reduzido com forçada deformação ferrítica e com possíveis transformações da austenita retida para martensita,
- c) Estágio 3: Consiste na deformação ferrítica com tendências a escorregamento cruzado e recuperação dinâmica juntos com deformação martensítica.

Embora utilizando a análise C-J modificada, alguns pesquisadores observaram apenas dois estágios no comportamento de encruamento em aços bifásicos.

As análises de Jaoult - Crusard têm sido aplicadas as curvas de tensão deformação em aços bifásicos, presentes neste estudo devido a este método ser extensivamente utilizado para aços bifásicos. Taxas de encruamento,  $d\sigma / d\epsilon$ , foram calculadas a partir de curvas de tensão-deformação reais. Bag e colaboradores (1999) explicaram que os três estágios observados podem ser devidos a diferentes mecanismos de encruamento, associados com uma distribuição refinada de fases constituintes em aços bifásicos, as quais consistem mais de 0,33 de martensita. Os resultados obtidos estão descritos nos estágios abaixo:

O primeiro estágio parece estar associado a uma deformação homogênea da matriz de ferrita. O segundo estágio pode ser o resultado da transformação da austenita retida durante a deformação enquanto o estágio final está provavelmente associado com deformações simultâneas da ferrita e martensita.

A deformação da microestrutura no estágio 3 não é afetada por uma força maior que 0.04, a qual é o valor da força inicial no estágio três, nos corpos no processo 1.

O fim do primeiro estágio continua com uma grande tensão assim que os tamanhos dos grãos de martensita aumentam no processo 1.

A tensão de transição dos corpos-de-prova do processo 2 é mais baixa quando comparados com corpos-de-prova do processo 1, porém o processo 1 obteve taxas de encruamento mais altas. A rampa no primeiro e segundo estágio aumentou com o aumento da fração volumétrica da martensita nos corpos-de-prova do segundo processo. O primeiro estágio continuou com baixa tensão com o aumento da fração volumétrica da martensita nos corpos-de-prova do segundo processo, porém a tensão de transição diminuiu. Este efeito está associado a um grande volume de martensita porque ferrita e martensita começaram a deformar-se mais cedo.

Diante dessas afirmações obtidas foi concluído que têmperas intercríticas em aços de baixo carbono produzem um material com grãos de estrutura equiaxiais de ferrita mais martensita. Têmperas intermediárias cobrem a microestrutura com uma fibra fina. É observado que alguns grãos de ferrita no primeiro processo apresentam forma globular.

Os corpos-de-prova quais foram submetidos a testes de tensão não exibirão o fenômeno de escoamento descontínuo. A mais alta tensão de escoamento foi alcançada nos corpos-de-prova do segundo processo. Porém, o mais baixo alongamento foi observado nestes corpos-de-prova.

A fração volumétrica da martensita aumentou com a elevação das temperaturas intercríticas e intermediárias. O tamanho do grão da martensita aumentou com o aumento da temperatura e tempo no primeiro processo. Aços temperados intercriticamente revelaram grandes tamanhos de grãos quando comparados com os obtidos no segundo processo.

#### **2.4.4 Influência da morfologia da microestrutura nas propriedades mecânicas dos aços bifásicos.**

A resistência mecânica dos aços bifásicos de grãos ultrafinos é muito maior quando comparado com os de grãos grosseiros, devido aos grãos ultrafinos da ferrita e a grande fração volumétrica da martensita. Mais importante, diferentemente de outros materiais de grãos ultrafinos, os aços bifásicos possuem a característica de um rápido encruamento, apesar de sua estrutura possuir grãos ultrafinos (YOUNG, 2005).

A influência da morfologia na microestrutura, a fração volumétrica da martensita e o comportamento da tensão na ferrita epitaxial dos aços bifásicos, vêm sendo estudada por Sarwar e Priestner (1999). Têm-se observado que aumentando a concentração de martensita, assim como razão entre comprimento e largura dos grãos, a tensão de tração e a ductilidade aumentam. A ferrita epitaxial, de materiais que sofreram processo de conformação por rolos cilíndricos, possui a capacidade de reduzir drasticamente a tensão de escoamento, assim como aumentar a ductilidade, sugerindo que a subestrutura tensionada do material, bem como a tensão transferida para a fase dura, contribue para a resistência à tração do material termo mecânico processado. Análises metalográficas de corpos-de-prova deformados revelam nucleações de vazios, que ocorrem predominantemente ao longo da interface da ferrita martensita. A densidade de vazios nas regiões de formação de pescoços, aumenta na

direção da fratura superficial, em todos os corpos-de-prova, e são maiores em corpos-de-prova que exibem regiões de pescoços localizados (SARWAR E PRIESTNER, 1996).

#### **2.4.5 Tenacidade de aços bifásicos por meio de ensaios de impacto**

Koo e Thomas (1979) pesquisaram as propriedades de impacto de aços bifásicos com diferentes composições (0,06C-0,5Cr, 0,07C-0,5Si e 0,07C-2,0Si), utilizando corpos-de-prova entalhados para ensaio Charpy. Os resultados obtidos com o aço 0,06C-0,5Cr indicam que a energia de impacto aumenta com o crescimento da fração de martensita, ou seja, com 90% de fração volumétrica de martensita, a energia de impacto era maior que o aço com 35% de fração volumétrica de martensita. Goel (1984) descobriu um aumento na ductilidade a baixas temperaturas em aços bifásicos microligados. Cai e colaboradores (1985) pesquisaram a influência da microestrutura inicial na microestrutura final e nas propriedades mecânicas dos aços bifásicos microligados.

Na figura 2.16 é ilustrada evolução da tenacidade com relação à temperatura de têmpera, para três níveis da fração volumétrica da martensita: 10%, 37% e 55%. Essas diferentes frações volumétricas de martensita foram obtidas variando a temperatura de têmpera nos limites da temperatura intercrítica (TAVARES, 1999).

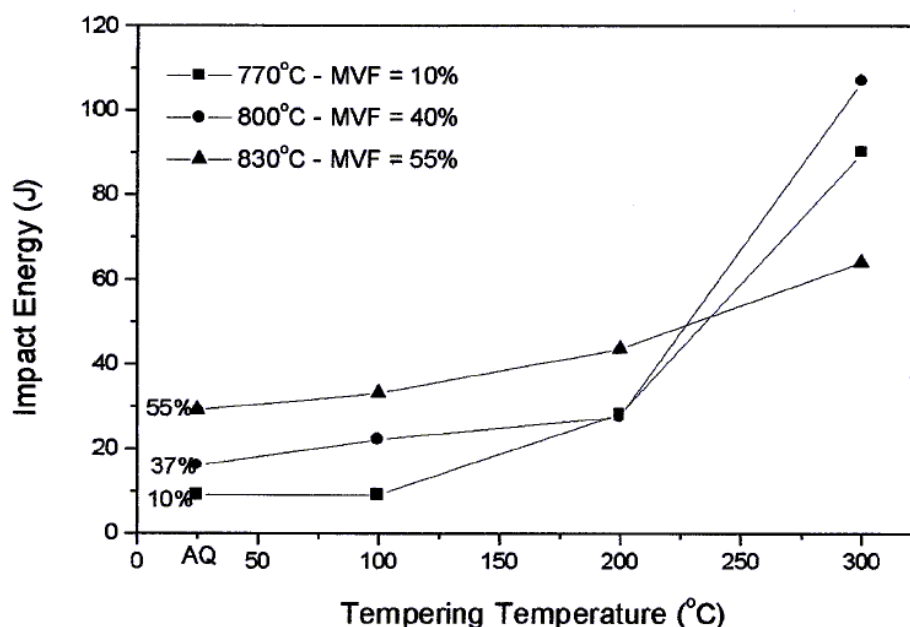


FIGURA 2.16: Comportamento da energia de impacto versus temperatura de revenimento, em corpos-de-prova com frações volumétricas (MVF) de 10%, 40% e 55%, obtidos por têmpera em água a 770 °C, 800 °C e 830 °C, respectivamente (TAVARES, 1999).

Na condição como temperado, os corpos-de-prova com a maior fração volumétrica de martensita correspondem aos mais altos valores de tenacidade. Como mostrado por Koo e Thomas (1979) a explicação para esta ocorrência é o fato que corpos-de-prova com baixa fração volumétrica de martensita pode-se obter uma ótima tenacidade, porém o alto teor de carbono na martensita, presente nestas condições, torna-os mais duros e frágeis.

Quando revenido a 100 °C, os corpos-de-prova não apresentam um aumento significativo em sua tenacidade com fratura tipicamente frágil, como se pode observar na Figura 2.17. Esta característica frágil pode ser gradativamente alterada, aumentando essa temperatura de revenimento para 200 °C e posteriormente para 300 °C, como ilustrado na Figura 2.18 e Figura 2.19.



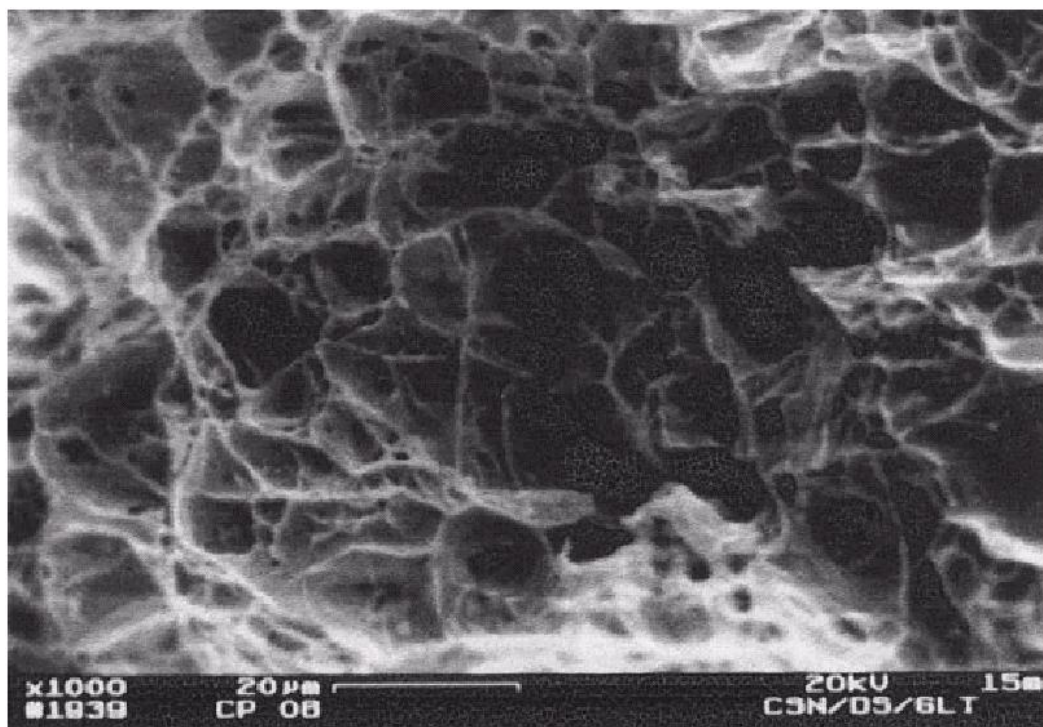


FIGURA 2.17: Imagem captada por microscópio eletrônico de varredura de corpos-de-prova temperados a 800°C e revenido a 100°C, mostrando características de ductilidade. Energia de impacto=107 J (TAVARES, 1999).

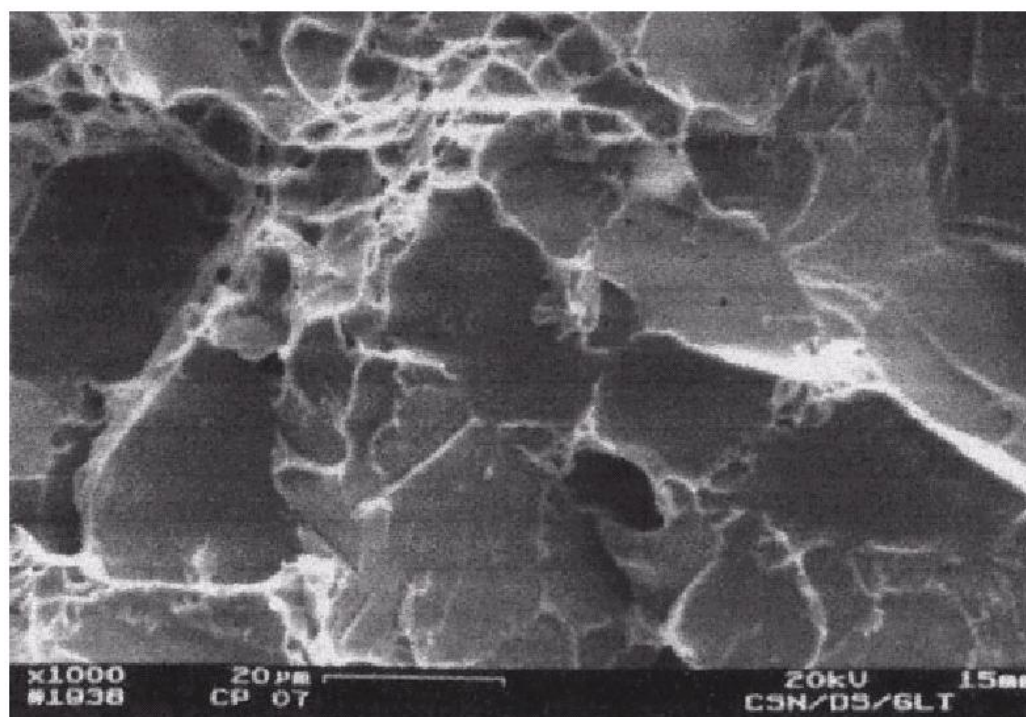


FIGURA 2.18: Microscopia Eletrônica de varredura de corpos-de-prova temperados a 800°C e revenidos a 200°C, mostrando algumas porções dúteis em área majoritariamente frágil. Energia de impacto = 27,5J (TAVARES, 1999).

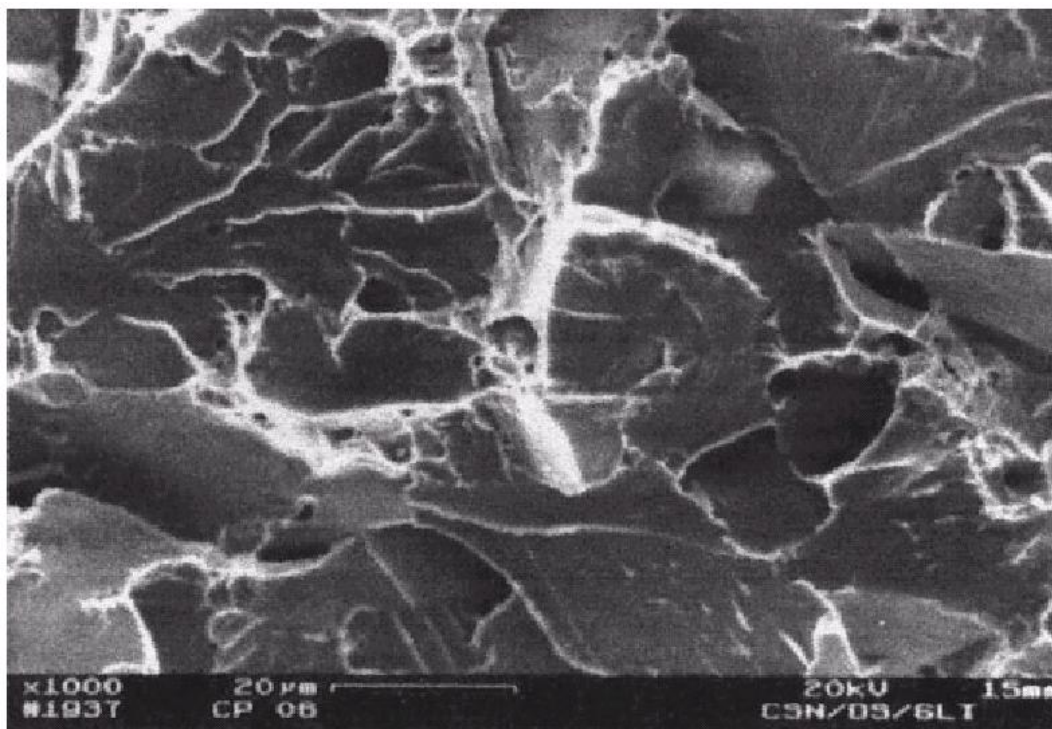


FIGURA 2.19: Fratura frágil de aços temperados a 800 °C e revenidos a 300 °C. Energia de Impacto = 16 J (TAVARES, 1999).

Como mostrado na figura 2.16, o valor mais alto de ductilidade (109 J) foi obtido nos corpos-de-prova temperados a 800 °C e revenidos a 300 °C. A condição de maior fração volumétrica de martensita apresentou os valores mais altos na condição de como temperado e o menor valor após o revenimento a 300 °C (69 J). Na condição de revenido o efeito de fragilização para os altos valores de fração volumétrica de martensita torna-se mais importante, desde a martensita com alto teor de carbono em corpos-de-prova com baixa fração volumétrica de martensita, que foi suavizada pelo revenimento (TAVARES, 1999).

Propriedades de tensão dos corpos-de-prova com fração volumétrica de martensita de 40% foram estudadas. Na figura 2.20 são comparadas as curvas de tensão de tração dos materiais nas condições como recebido, tratado termicamente, revenido a 100 °C, 200 °C e 300 °C. A tabela 2.6 apresenta os valores obtidos de tensão e escoamento (LE), resistência à tração (RT) e alongamento total.

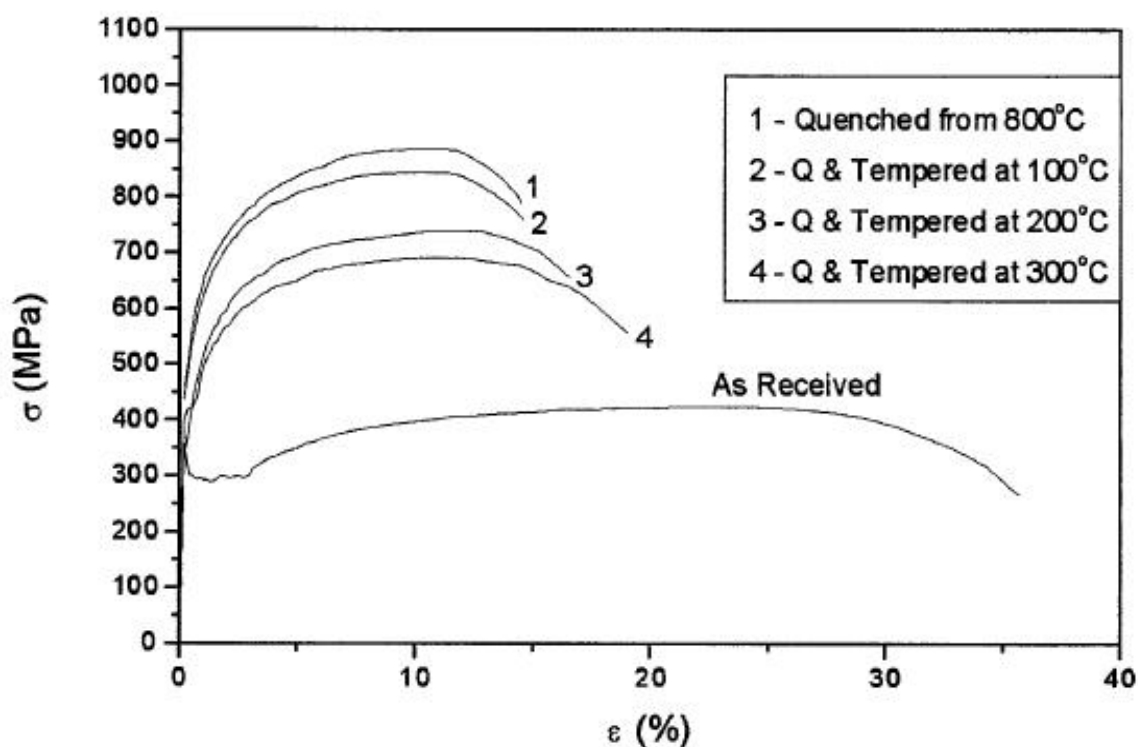


FIGURA 2.20: Curva de tensão-deformação dos corpos-de-prova temperados a 800 °C, comparado com a condição como recebido (TAVARES, 1999).

Pode-se observar que a tensão de escoamento e a resistência à tração, decrescem linearmente quando a temperatura de revenimento aumenta, como mostrado na figura 2.21. As relações seguintes foram obtidas, e estão mostradas na equação (14) e (15):

$$\sigma_y(\text{MPa}) = 551 - 0,454T_{\text{revenimento}} (\text{°C}) \quad (14)$$

$$\sigma_{\text{UTS}}(\text{MPa}) = 906 - 0,744T_{\text{revenimento}} (\text{°C}) \quad (15)$$

A têmpera em temperaturas intercríticas, introduz tensão de compressão no material. A tabela 2.7 mostra a medida longitudinal da superfície tensionada nos corpos-de-prova para ensaio Charpy antes do teste. A tensão de compressão introduzida não foi afetada pelo revenimento (TAVARES,1999).

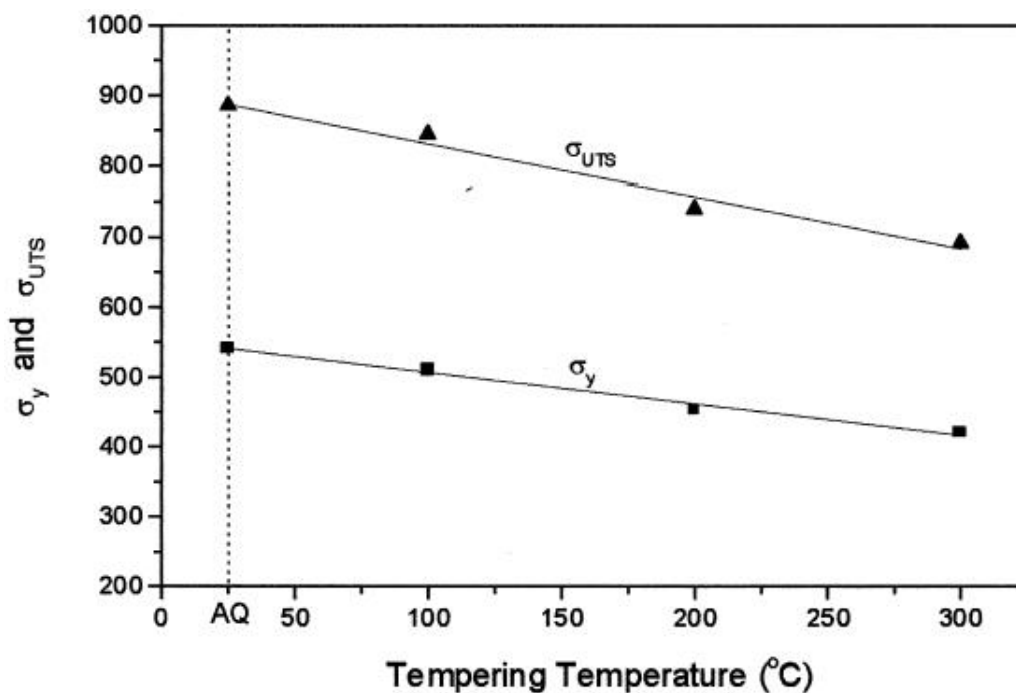


FIGURA 2.21: Tensão de escoamento e resistência à tração decrescem com o aumento da temperatura de revenimento (TAVARES, 1999).

TABELA 2.6: Propriedades de tensão, comparando na condição de como recebido com a de temperado a 800 °C (MVF = 40 ± 5%) e a temperado e revenido.

Amostras	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{uts}$ (MPa)	Alongamento
Fornecido (ferrita + perlita)	360	423	34,0
Temperado à 800°C	541	885	14,1
Temperado e revenido à 100°C	510	844	15,0
Temperado e revenido à 200°C	453	739	16,8
Temperado e revenido à 300°C	420	691	18,5

TABELA 2.7: Valores de tensão residual medido por difratômetro de Raio – X. Sinal (-) Significa tensão compressiva (TAVARES, 1999).

Tratamento térmico	Tensão residual na superfície longitudinal (MPa)
Temperado a 770°C	-119,9
Temp. e Rev. À 100°C/30min	-112,5
Temp. e Rev. À 200°C/30min	-189,0
Temp. e Rev. À 300°C/30min	-145,2

## 2.5 ENSAIOS MECÂNICOS

Existem muitos métodos para a obtenção de aços com propriedades mecânicas melhoradas, como maior tenacidade e ductilidade e maior resistência mecânica. Em geral, com o aumento da dureza dos aços ocorre uma redução da ductilidade. O inverso também é verdadeiro: quanto menor a dureza do aço, maior sua ductilidade.

A ductilidade e a resistência mecânica são medidas mais comumente pelo ensaio de tração, enquanto a dureza, por meio dos ensaios de dureza Brinell, Rockwell ou Vickers.

Uma propriedade importante a ser considerada é a tenacidade, medida, por exemplo, pelo ensaio de impacto Charpy. A tenacidade é a capacidade do material absorver energia mecânica sem se romper. Existem vários ensaios complexos para a medida da tenacidade à fratura, queda de peso e outros, porém o ensaio de impacto Charpy é por enquanto, o mais utilizado por ser mais rápido, mais econômico e, por ainda constar mais freqüentemente das especificações do material. Durante o ensaio de tenacidade, pode-se determinar a temperatura (ou a região de temperaturas) em que o aço se fragiliza, isto é, sua ruptura transformou-se de caráter dúctil para caráter frágil. Esta temperatura é chamada de temperatura de transição dúctil – frágil do aço estudado (SOUZA, 1992)

Todos esses ensaios mencionados são especificados por meio de métodos elaborados em todos os países por suas respectivas associações de normalização, como SAE, ABNT e outras.

### **2.5.1 Ensaios de tração**

O ensaio de tração é utilizado para garantir que todos os esforços são distribuídos uniformemente, ao longo dos corpos-de-prova, pelo menos até se atingir uma carga máxima próximo do final do ensaio. Devido à carga crescer lentamente durante todo o teste, permite-se assim a medição satisfatória da resistência do material.

A uniformidade da deformação permite a obtenção de medições precisas da variação do alongamento, em função da tensão aplicada. Todos esses pontos anteriormente levantados, são de extrema importância para que se consiga determinar as curvas de tensão-deformação dos materiais estudados.

Para os aços a uniformidade da deformação termina no momento em que é atingida a carga máxima suportada pelo material. Após isso, começa a aparecer o fenômeno da estrição ou diminuição da seção do corpo-de-prova. A ruptura sempre se dá na região estrita do material a menos que exista um defeito interno no material fora dessa região, promova a ruptura do mesmo (NICOLLETE, 2005).

### **2.5.2 Ensaios de Impacto**

O comportamento dúctil dos materiais pode ser mais amplamente caracterizado por ensaios de impacto. A carga nesses ensaios é aplicada na forma de esforços por choque (dinâmicos), sendo o impacto obtido pela queda de um martetele ou pêndulo, de uma altura determinada, sobre a peça a examinar. As massas utilizadas no ensaio são intercambiáveis, possuem diferentes pesos e podem cair de alturas variáveis. Os ensaios mais conhecidos são denominados Charpy e Izod, dependendo da configuração geométrica do entalhe e do modo de fixação do corpo-de-prova na máquina. O ensaio Charpy é mais conhecido nos Estados Unidos enquanto o Izod, na Europa. Como resultado do ensaio, obtém-se a energia absorvida pelo material até a fratura. A principal aplicação desse ensaio, refere-se à caracterização do comportamento dos materiais, na transição da propriedade dúctil para a frágil como função da temperatura, possibilitando a determinação da faixa de temperaturas, na qual um material muda de dúctil para frágil (GARCIA, 1999).

O ensaio de impacto é largamente utilizado na indústria naval e bélica, e em particular nas construções que deverão suportar baixas temperaturas.

Três fatores contribuem para o surgimento da fratura frágil, em materiais que são normalmente dúcteis à temperatura ambiente: (1) existência de um estado triaxial de tensões, (2) Baixa temperatura e (3) taxa ou velocidade de deformação elevada. Esses três fatores não precisam atuar necessariamente ao mesmo tempo para produzira fratura frágil. Estado triaxial de tensão que ocorrem em entalhes, juntamente com baixas temperaturas, foram responsáveis por muitas situações de fratura frágil em serviço. Entretanto, como esses efeitos são acentuados sob altas velocidades de aplicação de carga, diversos tipos de ensaios de impacto passaram a ser utilizado na determinação da suscetibilidade de materiais a fratura frágil. Nas fraturas que ocorreram em navios cujas estruturas eram constituídas de chapas de aço soldadas, desconfiou que durante um bom tempo, de que o problema era devido as uniões soldadas. Mais tarde, descobriu que a soldagem por si só não era inferior aos outros tipos construtivos, como juntas rebitadas ou parafusadas, mas sim que exigia um controle de qualidade rigoroso, que impedisse que defeitos agissem como concentradores de tensão.

### **2.5.2.1 Tipos de ensaios de impacto**

Para a análise qualitativa sabe-se que pequenas variações nas metodologias de preparação das amostras e de realização dos ataques químicos provocam sensíveis alterações nos resultados metalográficos, o que afeta, de forma significativa, a qualidade da fotomicrografia final. Portanto, para se evitar a obtenção de resultados metalográficos não claros, 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 ensaio de impacto é um ensaio dinâmico empregado para a análise da fratura frágil os materiais. O resultado é simplesmente representado por uma medida de energia absorvida pelo corpo-de-prova, não fornecendo indicações seguras sobre o comportamento de toda uma estrutura em condições de serviço. Entretanto, permite a observação de diferenças de comportamento entre materiais que não são observadas em um ensaio de tração. Como já vimos dois tipos padronizados de ensaio de impacto são mais amplamente utilizados: Charpy e Izod. Em ambos os casos, o corpo-de-prova tem o formato de uma barra de seção transversal quadrada, na qual é usinado um entalhe na forma de V. O equipamento de ensaio, juntamente com os tipos de corpo-de-prova, é apresentado na Figura 2.22.



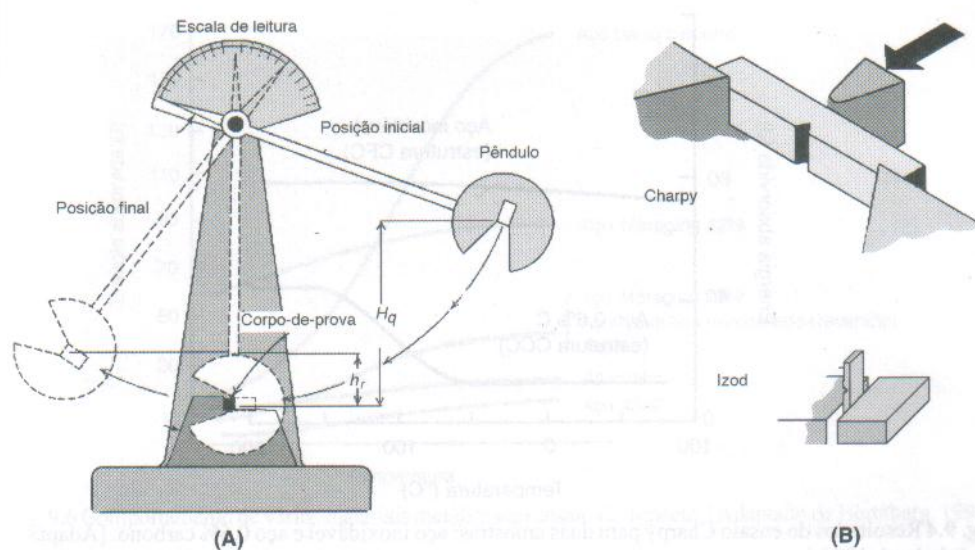


FIGURA 2.22: Representação esquemática: (a) equipamento de ensaios; (b) corpo-de-prova Charpy e Izod (segundo ASTM E 23-94<sup>a</sup>)

A carga é aplicada pelo impacto de um martelo pendular, que é liberado a partir de uma posição padronizada e uma altura fixada  $H_q$ . Após o pêndulo ser liberado, sua ponta choca-se e fratura o corpo-de-prova no entalhe, que atua como um concentrador de tensões. O pêndulo continua seu movimento após o choque, até uma altura  $h_r$ , menor que a altura de liberação do pêndulo. A energia absorvida no impacto é determinada a partir da diferença entre  $H_q$  e  $h_r$ , ambas medidas na escala do equipamento.

Os requisitos essenciais para a realização do ensaio: corpo-de-prova padronizado, suporte rígido no qual o corpo-de-prova é engastado ou apoiado, pêndulo com massa conhecida, solta de uma altura suficiente para fraturar totalmente o material e um dispositivo de escala para medir as alturas antes e depois do impacto do pêndulo.

As diferenças fundamentais entre os ensaios Charpy e Izod residem na forma em que o corpo-de-prova é montado (Horizontal ou vertical), conforme mostrada na Figura 2.22, na face do entalhe, localizada ou não na região do entalhe. Variáveis como o tamanho ou forma do corpo-de-prova e a profundidade e configuração do entalhe influenciam os resultados dos testes. As energias de impacto são de interesse no aspecto comparativo entre diferentes materiais. Entretanto seus valores absolutos

isoladamente não representam informação quantitativa das características dos materiais.

A principal função do ensaio Charpy consiste em determinar se um material apresenta ou não uma transição dúctil-frágil com o decréscimo da temperatura e caso presente, em que faixa de temperaturas ocorre o fenômeno. A transição dúctil frágil é relacionada com a temperatura pela energia de impacto medida no ensaio. Na Figura 2.23 é ilustrada essa transição em uma curva que apresenta os resultados de um ensaio Charpy em amostras de aço inoxidável e aços 0,6% de carbono.

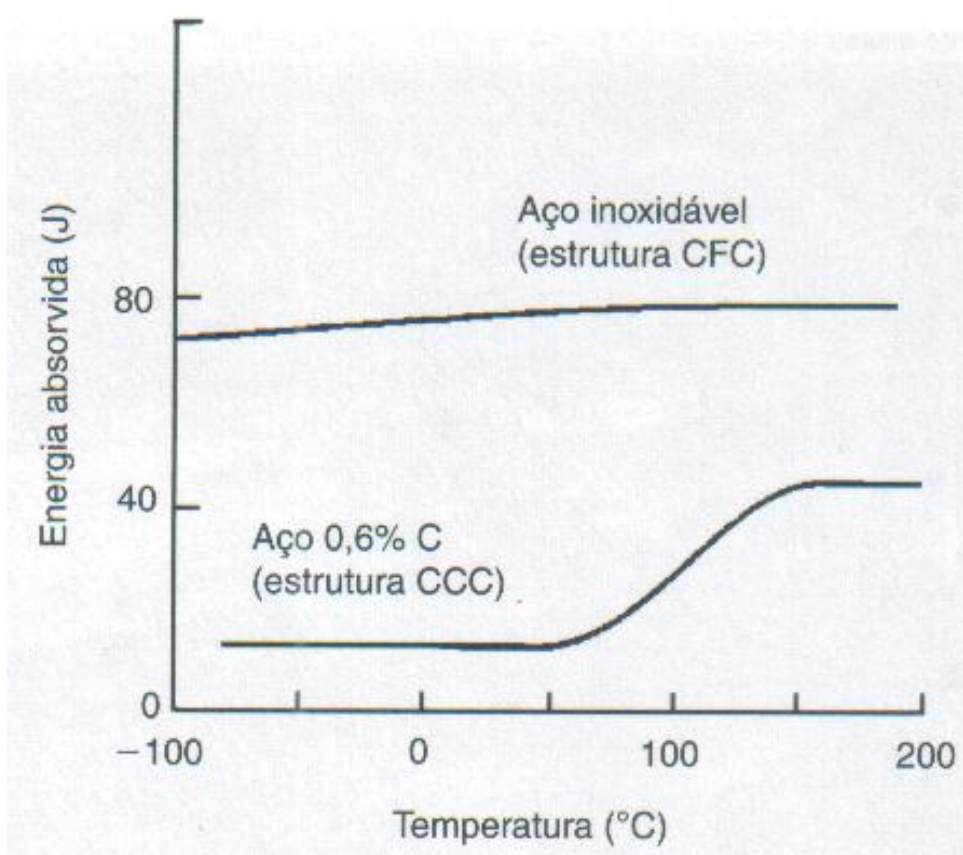


FIGURA 2.23: Resultado do ensaio Charpy para duas amostras: aço inoxidável e aço 0,6% carbono (Garcia, 1999).

Em temperaturas mais elevadas, a energia de impacto é relativamente alta e é compatível com um modo dúctil de fratura. A medida que a temperatura diminui, a energia de impacto cai subitamente ao longo de um intervalo de temperaturas relativamente pequeno, abaixo do qual a energia de impacto apresenta um valor baixo e essencialmente constante; nesse intervalo o modo de fratura é frágil. Na figura 2.24 são apresentados resultados de um ensaio Charpy em aço de médio teor de carbono,

representando tanto por energia absorvida, quanto por porcentagem de fratura dúctil. É freqüentemente apresentado o percentual de fratura dúctil em função da temperatura.

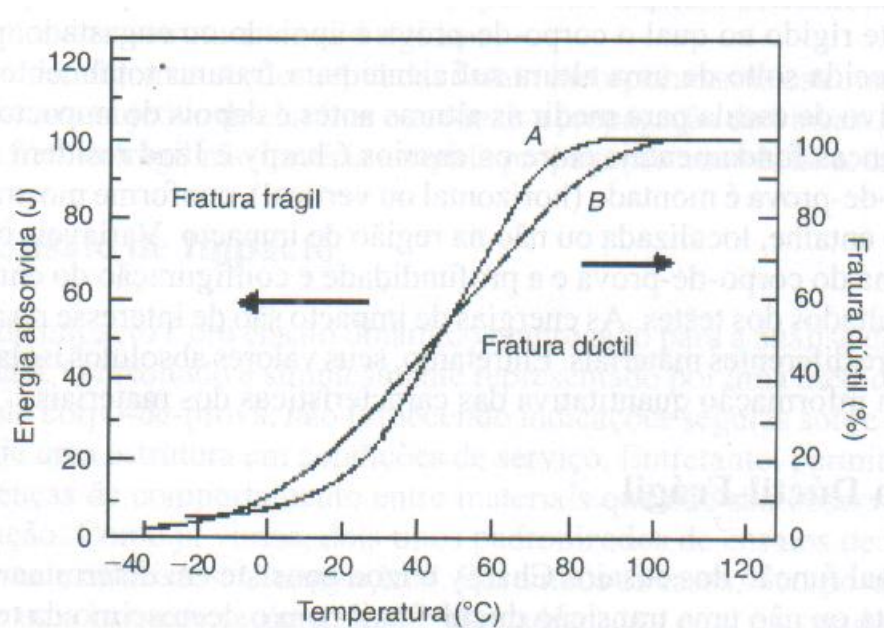


FIGURA 2.24: Resultados de um ensaio Charpy mostrando a transição dúctil – frágil relacionada com a temperatura a energia e a porcentagem de fratura dúctil (Garcia, 1999).

A aparência da superfície de fratura é um indicativo da natureza da fratura e pode ser usada na determinação da temperatura de transição. Assim para a fratura dúctil a superfície apresenta umas aparências fibrosas, grosseiras (com características de fratura por cisalhamento). Ao contrário, superfícies frágeis apresentam uma textura granular, de aspectos mais planos.

### 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 MATERIAL

O material utilizado neste trabalho foi fornecido ao Departamento de Materiais e Tecnologia do campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” - FEG / UNESP, pela empresa USIMINAS, Usina Siderúrgica de Minas Gerais S.A., e pode ser definido como um aço com médio teor de carbono (SAE 1045). Na tabela 3.1 é apresentada a composição química padronizada do aço SAE 1045, conforme norma SAEJ403.

TABELA 3.1: Composição química padronizada do aço SAE 1045, conforme norma SAEJ403.

<b>COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO)</b>				
<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>S</b>	<b>P</b>	<b>Si</b>
0,42 - 0,50	0,60 - 0,90	0,035máx.	0,03 máx.	0,20 - 0,35

## 3.2 CORPOS-DE-PROVA

### 3.2.1 Manufatura dos corpos-de-prova para ensaio de tração

O material foi fornecido em forma de chapas laminadas, com a seguinte dimensão nominal:

- a) Comprimento: 1235,0 mm.
- b) Largura: 250,3 mm.
- c) Espessura: 18,8 mm.

No total foram usinados 15 corpos-de-prova para ensaio de tração, no Laboratório de Usinagem do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá – UNESP, utilizando-se uma fresadora, marca Bridgeport, com comando numérico computacional, extraídos no sentido de laminação do aço.

As dimensões dos corpos-de-prova, segundo a norma ASTM E8M, estão representadas na Figura 3.1.

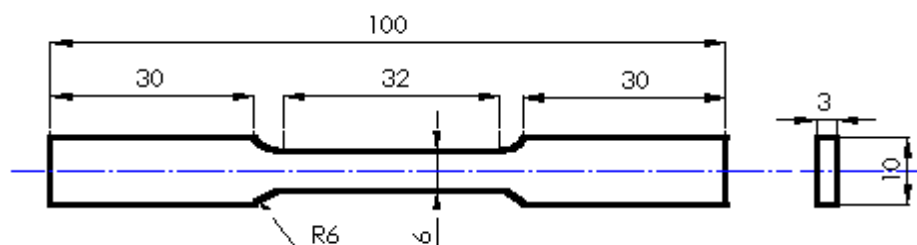


FIGURA 3.1: Representação esquemática do corpo-de-prova para ensaio em tração.

Todos os corpos-de-prova, anteriormente a realizações dos ensaios, foram lixados para a remoção da camada de óxidos, formados pela oxidação do ferro em contato com a atmosfera. Obtém-se assim, uma amostra de melhor acabamento superficial com menores níveis de concentrações de tensão e, conseqüentemente, menos susceptível a nucleações de trincas em pontos indesejáveis, o que poderiam causar distorções nos resultados dos ensaios. As seqüências das lixas utilizadas foram de granulometria 100 até 600. Um dos corpos-de-prova manufaturados para o ensaio

de tração foi utilizado para retirada das amostras a serem utilizadas na análise metalográfica.

### 3.2.2 Manufatura do corpo-de-prova para ensaios de impacto

No total foram usinados 75 corpos-de-prova no Laboratório de Usinagem do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá – UNESP, seguindo as dimensões normalizadas para o ensaio. Os corpos-de-prova foram usinados em uma fresadora ferramenteira, de marca Brigeport, com comando numérico computacional, e o entalhe aberto por eletroerosão. Este procedimento é de extrema importância visto que com a usinagem do entalhe por eletroerosão, consegue-se um acabamento adequado, sem rebarbas ou encruamento de uma região específica. Obtém-se assim, uma geometria perfeita a  $45^\circ$ , favorecendo a concentração de tensões e a nucleação da fratura no vértice da região eletroerodida, ou seja, com o controle da região do CDP a ser fraturado.

As dimensões dos corpos-de-prova, segundo a norma ASTM, estão representadas na Figura 3.2.

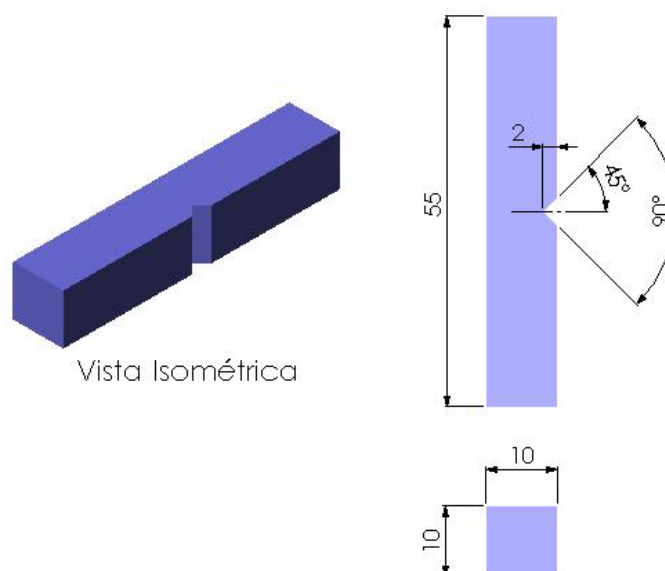


FIGURA 3.2: Dimensões dos corpos-de-prova para o ensaio de Impacto.

### 3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos na Faculdade de Engenharia – Campus Guaratinguetá – UNESP. Para realização destes tratamentos foi utilizado um forno elétrico, com controle digital, sem atmosfera controlada. Trata-se de um Forno Mufla, fabricado pela Quimis Aparelhos Científicos Ltda., modelo Q.318.24.D, potência 4000 W, com temperatura máxima de 1200°C e dimensões da câmara: 150 mm (largura) x 150 mm (altura) x 250 mm (profundidade).

Os corpos-de-prova foram divididos em três lotes, contendo 25 CDP's para os ensaios de impacto e 05 CDP's para os ensaios de tração. Um dos lotes foi mantido na condição como fornecido. Nos outros dois lotes, foram realizados diferentes tratamentos térmicos. No primeiro lote foi realizado o tratamento térmico a partir da zona intercrítica (região alfa + gama) para a obtenção da microestrutura bifásica. No segundo lote foi realizado um tratamento térmico de têmpera e revenimento, para a obtenção de microestrutura composta de martensita revenida.

#### 3.3.1 Têmpera intercrítica

O 1º lote tratado termicamente, contendo 25 corpos-de-prova para o ensaio de impacto e 5 corpos-de-provas para o ensaio de tração, foi alocado em um forno mufla, tomando-se o cuidado do pré-aquecimento do forno a 760 °C.

Os corpos-de-prova foram mantidos a temperatura constante de 760 °C, durante 1.800 segundos ou 30 minutos, para atingir sua estabilização. Esta medida torna-se necessária com a colocação dos corpos-de-prova no forno mufla, visto que a temperatura interna do forno tende a cair, motivada por um fluxo contínuo de calor, no sentido do ambiente do forno para o interior do corpo-de-prova e para o ambiente externo (com a abertura da porta do equipamento). Conhecimentos teóricos mostram que 1.800 segundos é um tempo suficiente para que toda a massa envolvida dos corpos-de-prova se estabilize a temperatura de 760 °C.

Após a manutenção do material na temperatura de austenitização parcial, iniciou-se o processo de têmpera intercristica, ou seja, os corpos-de-prova foram retirados do forno mufla e resfriados diretamente em água. A água utilizada para o resfriamento súbito dos CDP's foi constantemente agitada, para que a dissipação de calor por convecção fosse mais eficiente. Após o resfriamento total, os corpos-de-prova foram retirados do recipiente e secos, objetivando diminuição da umidade e prevenção de eventuais oxidações, durante o período de espera até a realização dos testes.

A estrutura esperada após o processo de têmpera intercristica é formada basicamente por ferrita mais martensita, dando a característica bifásica. Outras estruturas como bainita e austenita retida também podem ser comuns ao material, em teores residuais.

Na Figura 3.3, pode-se observar com auxílio do diagrama ferro – carbono uma representação esquemática do tratamento térmico recebido pelos CDP's, com posterior resfriamento em água.

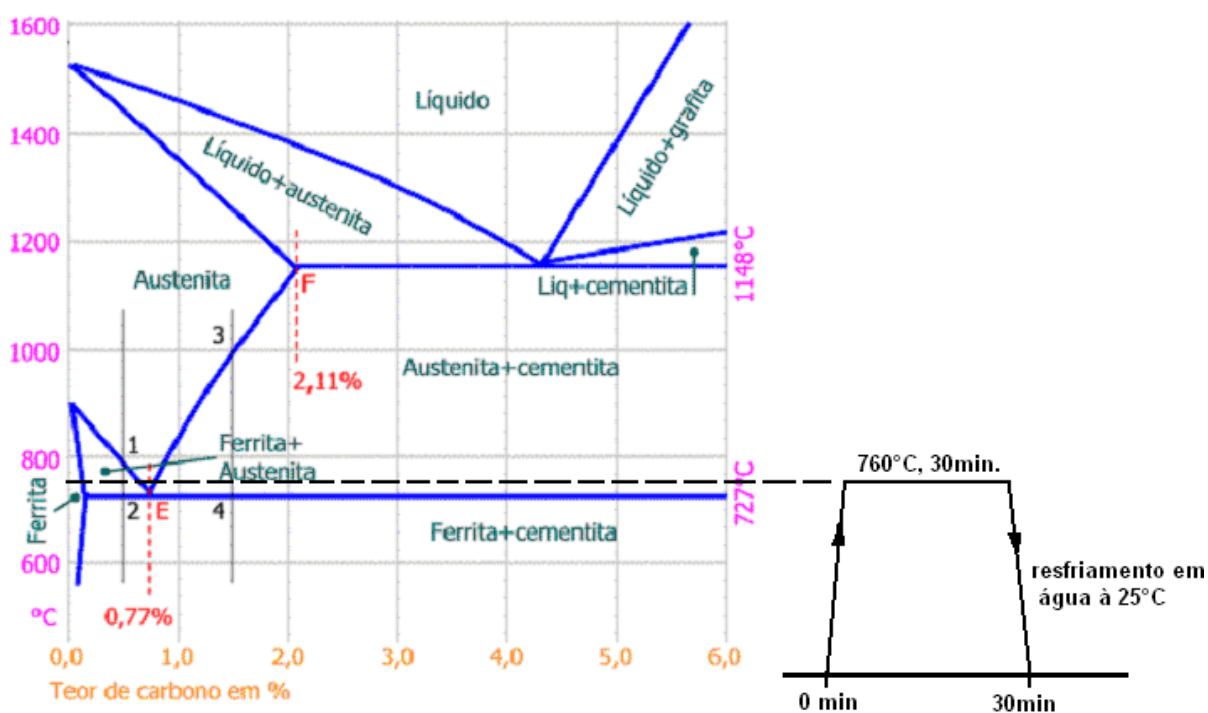


FIGURA 3.3: Representação esquemática da têmpera intercristica



### **Têmpera Intercrítica**

*760 °C – 30 min. – Resfriamento em água – (ferrita + martensita)*

#### **3.3.2 Têmpera e revenimento**

O 2º lote tratado termicamente, contendo 25 corpos-de-prova para o ensaio de impacto e 5 corpos-de-prova para o ensaio de tração, também foi alocado em um forno mufla, tomando-se o cuidado do pré-aquecimento a 850 °C. Os corpos-de-prova foram mantidos a temperatura constante de 850 °C durante 1.800 segundos ou 30 minutos, até atingir sua estabilização.

Após a manutenção do material na temperatura de austenitização, iniciou-se o processo de têmpera, ou seja, os corpos-de-prova foram retirados do forno mufla e resfriados diretamente em água. A água, utilizada para o resfriamento súbito dos corpos-de-prova, também foi constantemente agitada, para que a dissipação de calor por convecção fosse mais eficiente. Após o resfriamento total, os corpos-de-prova foram retirados do recipiente, secos e alocados novamente ao forno mufla. Nesta segunda etapa, onde se caracteriza o revenimento do material, os corpos-de-prova foram mantidos no forno em uma temperatura de 300 °C, e mantidos por 50 minutos. Após este tempo, os corpos-de-prova foram retirados do forno, e resfriados a temperatura ambiente.

A estrutura esperada após o processo de têmpera e revenimento é formada basicamente por martensita revenida.

Na Figura 3.4, pode-se observar no diagrama ferro – carbono uma representação dos tratamentos térmicos dos CDP's quando aquecidos à 850 °C, seguido de resfriamento brusco em água, e quando aquecidos à 300 °C, seguido de resfriamento ao ar, até atingir a temperatura ambiente.

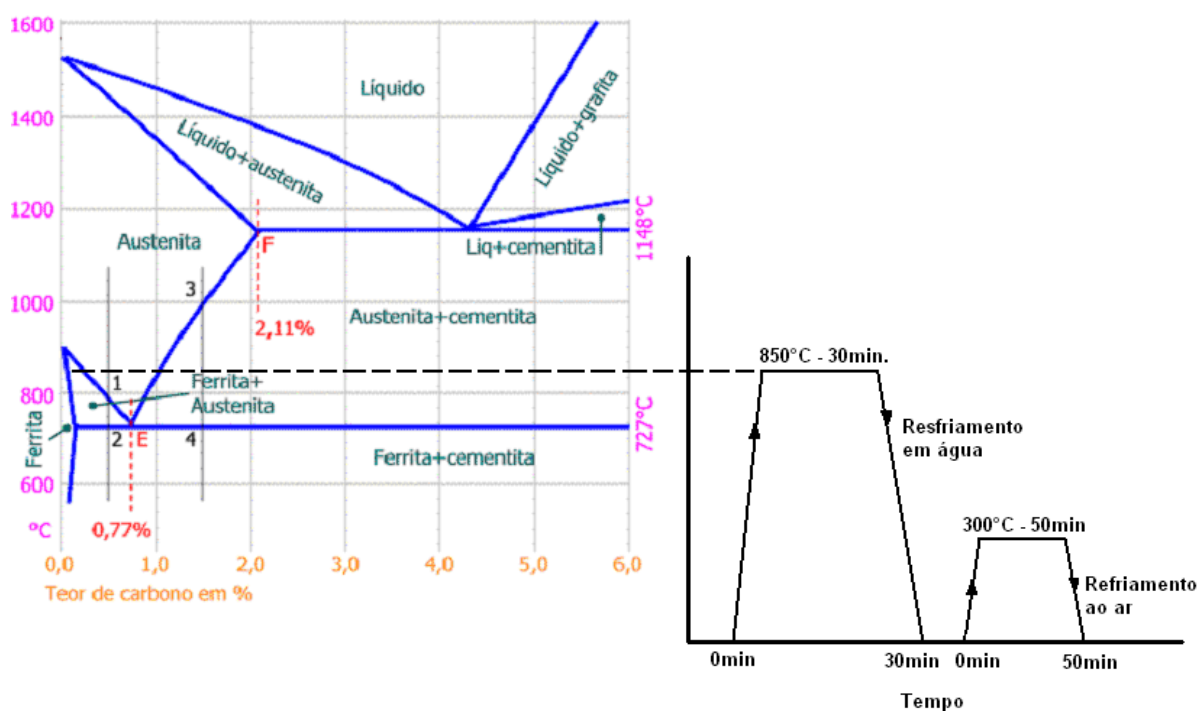


FIGURA 3.4: Representação esquemática da Têmpera e Revenimento

### Têmpera + revenimento

*850 °C – 30min. – Resfriamento em água – (Martensita)*

*300 °C – 50min. – Resfriamento ao ar – (Martensita Revenida)*

Como relatado, a primeira etapa do processo experimental, foi composta pelos tratamentos térmicos, para obtenção das condições microestruturais necessárias ao estudo realizado. O primeiro material obtido com o tratamento térmico, foi o aço bifásico e o segundo, o aço temperado e revenido. Além dos dois tipos de aços obtidos com o tratamento térmico, também foi submetido aos ensaios o aço SAE 1045 como fornecido, ou seja, sem tratamento térmico.

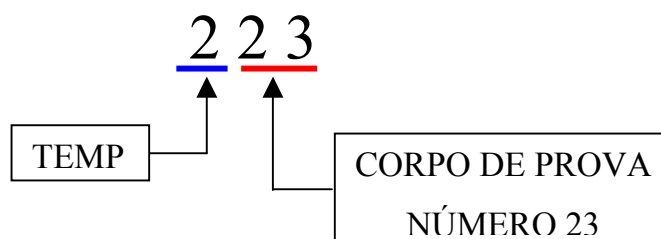
Portanto, após os tratamentos térmicos, os materiais foram separados conforme sua classificação, fornecido, temperado (aço bifásico) e temperado e revenido. Cada corpo-de-prova recebeu identificação seguindo uma ordem pré-definida por unidade, dezena e centena. As centenas indicam o tipo de tratamento ao qual o corpo-de-prova foi submetido, como indicado a seguir:

- a) 100 – Aço SAE 1045 (não tratados).
- b) 200 – Aço bifásico (têmpera intercrítica).
- c) 300 – Aço temperado e revenido.

As casas de unidade e dezena indicam seu número seqüencial, e por consequência a temperatura que foi ensaiado, seguindo a ordem indicada abaixo:

- a) 01 a 05 ensaiados a -68 °C.
- b) 06 a 10 ensaiados a -20 °C.
- c) 11 a 15 ensaiados a 25 °C.
- d) 16 a 20 ensaiados a 100 °C.
- e) 21 a 25 ensaiados a 200 °C.

No exemplo abaixo, pretende-se ilustrar a enumeração gravada em cada corpo-de-prova.



## 3.4 ENSAIOS MECÂNICOS

### 3.4.1 Ensaio mecânico de tração

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM E8M, no Laboratório de Ensaios Mecânicos no Departamento e Tecnologia da Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá – UNESP. O equipamento utilizado foi uma máquina de tração modelo EMIC MEM 10000, eletromecânica, equipada com uma célula de carga para 20 kN. A velocidade de deslocamento do cabeçote foi de 0,5 mm/min.

Foram analisados os seguintes parâmetros no ensaio de tração:

- a) Limite de escoamento, determinado pelo método offset a 0,2% em função da curva tensão-deformação, nas condições que apresentarem escoamento contínuo;
- b) Resistência a tração, indicado pela tensão calculada dividindo o valor do carregamento máximo aplicado no ensaio pela área da seção transversal inicial do corpo-de-prova;
- c) Alongamento, calculado por meio de da variação em percentagem do comprimento da região útil do corpo-de-prova, logo após seu rompimento.

### 3.4.2 Ensaio mecânico de impacto

Os ensaios de impacto foram realizados de acordo com a norma ASTM, no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento e Tecnologia da Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá – UNESP. O equipamento utilizado foi uma máquina de ensaio de Impacto Charpy, modelo Mohr & Federhaff AC, TIPO PWS 30/15.

Foram ensaiados os corpos-de-prova dos aços nas três condições estudadas, aço SAE 1045 como fornecido, bifásico e temperado e revenido. Dentro de cada situação estudada, para determinação da curva de impacto, os corpos-de-prova foram submetidos a cinco temperaturas diferentes. As temperaturas ensaiadas foram: - 68 °C, - 20 °C, 25 °C, 100 °C e 200 °C.

Nos ensaios à  $-68\text{ }^{\circ}\text{C}$ , os corpos-de-prova foram colocados em um béquer, com um termômetro especial para medição das temperaturas inferiores a  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ , e envolvidos por uma mistura de 300 ml de acetona ( $\text{Pa}(\text{CH}_3)_2\text{CO}_2$ ) e gelo seco, ( $\text{CO}_2$ -Comprimido). O gelo seco, era adicionado lentamente, para que pudéssemos controlar a temperatura da mistura, até que esta se estabilizasse a  $-68\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Após a estabilização da temperatura, os corpos-de-prova foram mantidos na solução por 15 minutos, para estabilização da temperatura, e ensaiados imediatamente, um a um, assim que retirados da solução.

Nos ensaios à  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , os corpos-de-prova foram alocados no mesmo béquer, e em uma mistura de mesma composição à anterior, tomando-se o cuidado de se adicionar gelo seco, até que a solução se estabilizasse a  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Nos ensaios a  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  não foi necessária nenhuma medida, pois os corpos-de-prova, foram ensaiados a temperatura ambiente.

Nos ensaios a  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , os corpos-de-prova foram aquecidos em um forno mufla, mantidos respectivamente por 20 minutos para estabilização da temperatura. Durante a retirada do corpo-de-prova do forno, a temperatura abaixava levemente, cerca de ( $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), devido à perda de calor com a abertura da porta, perda para o meio ambiente, e devido a uma parte da energia ser absorvida pela tenaz, a que era utilizada para o manuseio dos corpos-de-prova. Devido a estes fatores anteriormente mencionados, sempre havia uma espera de aproximadamente um minuto, entre um ensaio e outro, para que a temperatura do forno, voltasse a se estabilizar em  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , respectivamente, e assim garantirmos a integridade da temperatura dos ensaios.

## 3.5 METALOGRAFIA

### 3.5.1 Microscopia óptica

O processo de caracterização microestrutural dos corpos-de-prova, foi realizado no laboratório de Metalografia da Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá –UNESP.

a) **Seccionamento:** as amostras metalográficas utilizadas para análise metalográfica, foram seccionadas no equipamento ISOMET 1000 – BUEHLER no laboratório de Metalografia do DMT / FEG / UNESP. Foi utilizado um disco de corte abrasivo.

b) **Embutimento:** as amostras foram embutidas a quente utilizando um equipamento STRUERS – Tempopress. Foi utilizada resina baquelite do tipo Multifast Brown – STRUERS. O processo de embutimento foi realizado num tempo médio de 10 minutos, desde a colocação do material seccionado na embutidora até a retirada da amostra pronta para o processo de lixamento.

c) **Lixamento:** as amostras foram lixadas com lixas d'água na seguinte seqüência de granulometria: 400, 600, 1.000, 1.500 e 2.000, aplicadas sucessivamente no material embutido. As amostras sofreram uma rotação de 90° a cada mudança de lixa. O processo de lixamento foi acompanhado constantemente em um microscópio óptico de bancada, o que tornou possível controlar os riscos gerados pelo lixamento, ou seja, a deformação gerada pela lixa de maior granulometria. Assim, foi possível retornar ao processo de lixamento, sempre que a imagem observada não era satisfatória.

d) **Polimento:** as amostras foram polidas na POLITRIZ AP10 – Panambra, em rotação de 500 rpm com alumina STRUERS de 0,25 m. Para obtenção de melhores resultados, também foi utilizado o microscópio de bancada.

e) **Ataque Químico:** Para caracterização microestrutural dos aços multifásicos, foi utilizado Nital, a porcentagem de ácido nítrico em relação ao álcool etílico, utilizada na preparação da solução, foi de 2%. O tempo adequado para exposição do aço de baixo teor de carbono variou de 12 a 15 segundos.

f) **Processamento de imagens:** a caracterização microestrutural foi realizada em microscópio óptico CARL ZEISS JENE NEOPHOT 21. Para que fosse possível a determinação da fração volumétrica das fases presentes do material, foram utilizados os programas de Material Pro Image e Pro Plus. As micrografias foram analisadas em campo claro, com resolução de 640 X 480 pixel e com aumentos de 250x para a quantificação das fases e análise qualitativa do ataque realizado.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A análise química realizada no material apresentou a composição, em peso, indicada na tabela 4.1, caracterizando o material como um aço de baixo carbono:

TABELA 4.1: Composição química do aço SAE 1045, utilizado neste trabalho.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO)				
C	Mn	S	P	Si
0,44	0,75	0,09	0,18	0,28

### 4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Durante esta etapa do trabalho 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, especialmente nas condições como fornecido e bifásico. Posteriormente, pretende-se estabelecer uma correlação entre microestrutura e processamento térmico, principalmente em função dos diferentes tipos de tratamentos térmicos realizados, com as propriedades mecânicas do material. Maior enfoque será dado a energia de impacto absorvido em diferentes temperaturas dos corpos-de-prova de impacto testados.

### 4.3 ANÁLISE QUALITATIVA

Após todo o processo de preparação metalográfica e de análise das amostras ao microscópio, os resultados indicaram o aparecimento de diferentes estruturas em função dos tratamentos térmicos a que foi submetido o material, tanto da têmpera e revenimento quanto do tratamento intercrítico. As fases presentes identificadas conforme cada condição analisada, são apresentadas na tabela 4.2.



TABELA 4.2: Fases presentes nos aços 1045, Temperados Revenido e Bifásico.

CONDIÇÃO	FASES PRESENTES
COMO FORNECIDO	PERLITA + FERRITA
TEMPERADO + REVENIDO	MARTENSITA REVENIDA
TEMPERADO INTERCRITICAMENTE	MARTENSITA + FERRITA

Na figura 4.1, ilustra-se as microestruturas obtidas na amostra do aço 1045 como fornecido. Os resultados indicam o aparecimento de uma estrutura diferenciada em duas tonalidades de cinza. A tonalidade cinza clara identificou a presença da ferrita, enquanto a tonalidade cinza escuro caracterizou a perlita.

A fotomicrografia do aço 1045 na condição como fornecido, apresenta uma estrutura com grãos de ferrita e perlita, com contornos de grãos bem delineados, típica de um aço com médio teor de carbono.

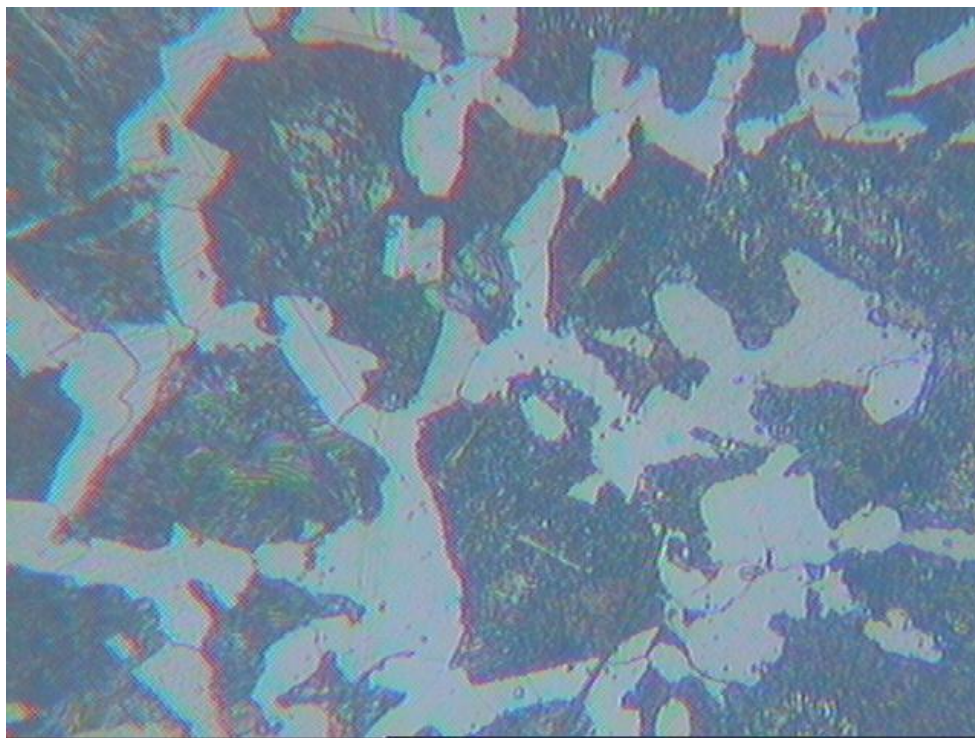


FIGURA 4.1: Fotomicrografia do aço 1045 na condição como fornecido. Ampliação 250X. Microestrutura formada por perlita + ferrita. Ataque químico com Nital 2%.

A Figura 4.2 representa a microestrutura obtida após o tratamento térmico de têmpera e revenimento nas temperaturas de 850 e 300 °C, respectivamente. A microestrutura final é constituída de martensita revenida, que se apresenta na forma de finas agulhas, sendo esta a morfologia típica da martensita para os aços com teor de carbono acima de 0,25% (NICOLETTI, 2005). Com relação à influência do processamento térmico, inicialmente partiu-se de microestrutura totalmente austenítica, formada com a manutenção do aço na temperatura de austenitização. Com o resfriamento brusco do material, até a temperatura ambiente, a austenita se transforma, por meio do mecanismo de cisalhamento, em martensita, que após o revenimento é denominada martensita revenida.



FIGURA 4.2: Fotomicrografia do aço 1045 na condição temperado revenido. Ampliação 250X. Temperado a 850 °C por 30 min. e revenido a 300 °C por 50 min. Microestrutura formada por martensita revenida. Ataque químico com Nital 2%.

A Figura 4.3, ilustra o tratamento intercrítico realizado no aço de baixo carbono SAE 1045, e mostra o aparecimento de uma estrutura diferenciada em duas tonalidades de cinza. A tonalidade cinza clara identificou a presença da ferrita, enquanto a tonalidade cinza escura caracterizou a 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 temperatura de austenitização. Com o resfriamento do material, atingindo-se a zona intercrítica, ocorreu a formação da fase alfa nos contornos da fase gama, tornando-se contínua após o equilíbrio. Assim com o resfriamento brusco da austenita, e conseqüente obtenção da martensita, a estrutura final pode ser caracterizada por uma matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita.

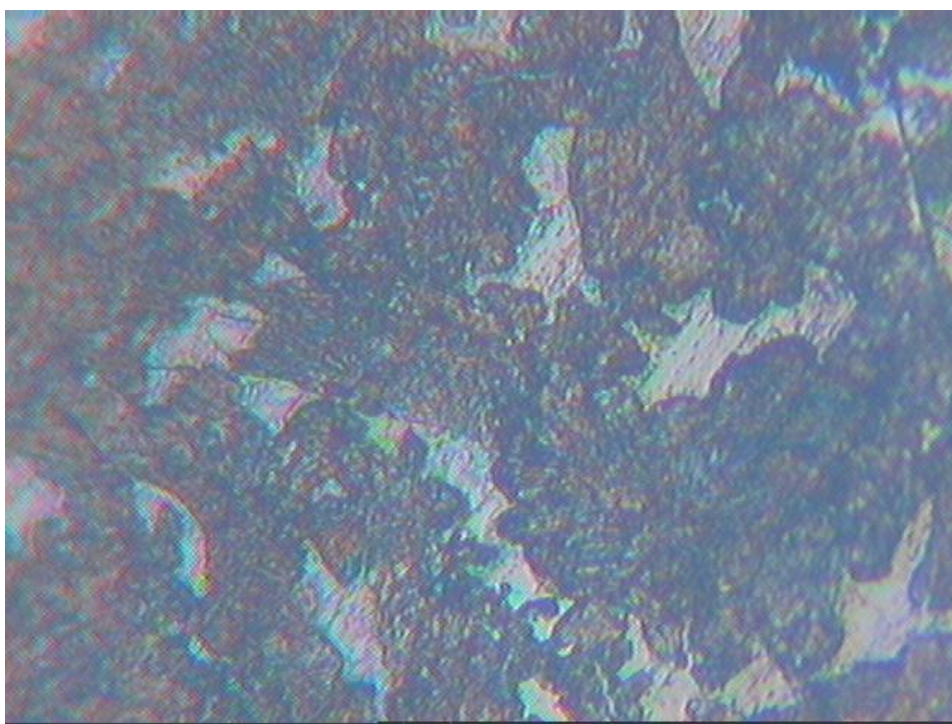


FIGURA 4.3: Fotomicrografia do aço 1045 na condição Bifásico. Ampliação 250X. Temperado intercriticamente a 760 °C por 30 min. e resfriado bruscamente. Microestrutura formada por Martensita + ferrita. Ataque químico com Nital 2%.

#### 4.4 ANÁLISE QUANTITATIVA

A análise quantitativa foi realizada objetivando determinar as frações volumétricas dos microconstituintes e, conseqüentemente, estabelecer uma futura correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas, em função da diversidade do tratamento térmico. Para obtenção das frações volumétricas dos constituintes presentes na microestrutura, primeiramente foram necessários a análise e o processamento das imagens dos materiais estudados. O aço 1045 utilizado neste trabalho apresentou diferentes fases, assim como diferentes frações volumétricas, tanto em função dos tratamentos térmicos realizados como para a condição como fornecido. Este fato ocorre devido aos diferentes processamentos térmicos prévios, visto que as amostras foram extraídas do mesmo material. As frações volumétricas das fases presentes nas amostras de aço 1045 fornecido, temperado e revenido e temperado intercriticamente, estão representadas na tabela 4.3.

Tabela 4.3: Frações volumétricas da perlita, ferrita, martensita e martensita revenida, obtidas nas amostras do aço 1045, após realização dos respectivos tratamentos térmicos.

CONDIÇÃO	PERLITA (%)	FERRITA (%)	MARTENSITA (%)	MARTENSITA REVENIDA (%)
COMO FORNECIDO	56,3 ± 1,6	43,7 ± 1,3	-	-
TEMP. REV.	-	-	-	100
BIFÁSICO	-	42,3 ± 1,2	57,7 ± 1,5	-

As frações volumétricas determinadas estão dentro das faixas estabelecidas pela literatura pesquisada (CHIAVERINI, 1988). Como o processamento para a obtenção do aço como fornecido passa por um resfriamento lento, permite-se 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 assumir posições perfeitamente distintas, originando-se um outro constituinte que é a

perlita. Com auxílio do diagrama Fe-C e da “regra da alavanca” pode-se observar que a fração volumétrica da ferrita será tanto maior quanto menor o teor de carbono que o aço contiver (CHIAVERINI,1.988). Neste estudo, o aço 1045 na condição de fornecido contém 56,3% de perlita e 43,7% de ferrita.

No caso dos aços submetidos ao tratamento térmico intercrítico, pode-se observar que a fração volumétrica da martensita é de 57,7% e da ferrita é de 42,3%. Este fato pode ser justificado por meio de uma análise da região intercrítica no diagrama de equilíbrio Fe-C, em conjunto com a regra da alavanca.

Como se pode observar em posse dos dados obtidos, os corpos-de-prova que receberam tratamento térmico, partiram da mesma microestrutura, ou seja a matriz de aço carbono com especificação SAE 1045 composta de ferrita e perlita. Comparando o aço bifásico ao aço fornecido, pode-se observar que pouco se alterou, com relação à fração volumétrica da ferrita. A ferrita, ao ser aquecida à região intercrítica, tem sua composição alterada para cúbica de face centrada, transformando-se em austenita. Quando o aço é resfriado bruscamente, toda essa austenita sofre transformação, dando lugar a uma nova composição martensítica, e a estrutura do material fica composta de ferrita e martensita, como se pode observar, pela análise quantitativa das amostras dos aços bifásicos. Reitera-se que a matriz para todos os aços utilizados é a mesma, e que com uma única modificação no tipo de tratamento térmico utilizado, altera-se profundamente a sua estrutura e propriedades mecânicas.

Quando se aquece um aço, acima da linha A1, seguido de um resfriamento brusco até a temperatura de 22,5°C, e após esse processamento o material é aquecido novamente a uma temperatura abaixo da linha A3, onde se permite que a estrutura se rearranje, mantido por um determinado tempo e resfriado em seguida, realiza-se uma têmpera com revenimento. Com a realização desta têmpera seguida de revenimento, está se modificando completamente a estrutura original do material. Com o aquecimento do material, faz-se com que sua estrutura modifique-se de ccc para cfc, e após isso, resfriando bruscamente, obtém-se uma estrutura composta basicamente de martensita (tetragonal de corpo centrado). Com o revenimento desta martensita, permite-se que a estrutura se rearanje, diminuindo as tensões geradas pelo processo. Como se pode observar pelos resultados obtidos neste trabalho, toda a ferrita e perlita

existente na matéria prima foi transformada em martensita revenida, após o tratamento térmico de têmpera e revenimento.

## 4.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS

### 4.5.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração, foram realizados em uma máquina EMIC, e apresentaram os resultados indicados na Tabela 4.4.

TABELA 4.4: Resultado dos ensaios de tração dos corpos-de-prova: fornecido, temperado/revenido e bifásico.

<b>Tratamentos Térmicos</b>	<b>Tensão de Escoamento (MPa)</b>	<b>Resistência à Tração (MPa)</b>	<b>Along. Total (%)</b>
<b>Fornecido</b>	381±12	592±18	23,0±1,5
<b>Temp. Reven.</b>	544±17	832±20	15,2±1,3
<b>Bifásico</b>	704±18	1160±16	10,4±1,5

Com relação às propriedades mecânicas do material, pode-se observar a nítida diferença entre a resistência à tração, o limite de escoamento e o alongamento total entre as amostras estudadas. Além disso, como relatado na revisão bibliográfica anteriormente, pode-se observar a grande influência que a microestrutura final exerce sobre as propriedades mecânicas.

O aço como fornecido apresentou resistência à tração de 592 MPa e alongamento de 23,0%. Comparando-se os resultados contidos nos ensaios realizados com valores fornecidos pela literatura confirma-se que o aço apresenta valores típicos dos aços SAE 1045, ou seja, está dentro dos valores normalizados para este material. O aço como fornecido é um aço médio teor de carbono que não sofreu processamento térmico adicional, e que é composto basicamente de ferrita 43,7% mais perlita 56,3%, em uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. Sem a presença da fase martensita, a tensão de escoamento, como já era de se esperar devido a formação de sua estrutura ser composta de perlita em uma matriz de ferrita, obteve o menor valor

comparado com os aços que receberam processamento térmico, ou seja, 30,0% menor em relação ao aço temperado e revenido e 45,9% menor com relação ao aço bifásico. Esse fator se deve ao fato da matriz ferrítica ser extremamente dúctil e possui coeficiente de encruamento baixo, ou seja, o material possui maior alongamento, quando comparado seus valores de 51,3% maior que o aço temperado revenido 121,2% maior que os aços bifásicos. É importante salientar que os testes foram realizados a temperatura ambiente (22,5 °C) e que nesta temperatura o material obteve este comportamento.

Para os aços temperados revenidos, o valor encontrado para a tensão de escoamento foi de 544 MPa, para a resistência a tração de 832 MPa e para o alongamento total de 15,2%. São os níveis da tensão de escoamento e da resistência a tração, são cerca de 22,72% e 28,27% menores, respectivamente, em comparação com os aços bifásicos. Para este caso precisa-se considerar que a estrutura cristalina teve sua morfologia totalmente modificada, ou seja, o que era composto por ferrita+perlita, passou a ser formada única e exclusivamente por martensita revenida. A martensita tem a característica de uma menor ductilidade e maior resistência que a ferrita, como encontrado na literatura, o que foi claramente evidenciado com os resultados encontrados. O alongamento obtido para os CDPs do aço temperado revenido foi 33,91% menor em comparação com o aço fornecido. Esse fato pode ser justificado devido a estrutura ser formada por martensita revenida em forma de agulhas e pela presença de discordâncias que encontram maior dificuldade para se movimentarem, ou seja, as discordâncias são “ancoradas” mais facilmente que na matriz de ferrita, fazendo com que o material se encrue mais facilmente em relação ao aço como fornecido (CHIAVERINI, 1988). Neste caso se pode observar nitidamente a evolução obtida com o crescimento da fração volumétrica da martensita na amostra estudada. Muitos cientistas, como Bachara et al (1998) também atribuem esse fator à concentração de carbono dentro das ilhas de martensita, ou seja, quanto maior a concentração, maior será a resistência mecânica.

Quando se compara o valor obtido para o aço bifásico, pode-se observar que a realidade não condiz com o conceito de quanto maior a fração volumétrica de martensita, maior sua resistência mecânica, pois todo o valor obtido para resistência a

tração e tensão de escoamento são maiores que os obtido pelos corpos-de-prova do aço temperado e revenido. Isso se deve a positiva combinação de ferrita mais martensita, onde se consegue conciliar a dureza e a resistência da martensita, com a ductilidade da ferrita, e assim mesclar propriedades antagônicas obtendo-se materiais de melhor qualidade técnica. Comparando a resistência a tração dos aços bifásicos com a resistência a tração dos aços temperados e revenidos, pode-se observar um aumento 40% nos valores dos aços bifásicos, além do limite de escoamento ser maior em 30%. Apesar do nível resistência a tração ser maior, como se pode comprovar pelo ensaio, com relação ao alongamento do material, os valores obtidos foram 50% menores comparados ao aço temperado e revenido e 121% menor que o aço fornecido.

As propriedades de resistência à tração dos aços bifásicos também foram estudadas por Yazici (2003). Porém, os aços estudados foram de baixo carbono, que receberam tratamentos térmicos diferenciados para obtenção de estrutura bifásica em condições diferenciadas. Yazici notou que esses aços com estruturas bifásicas apresentavam alta plasticidade e resistência mecânica em comparação ao aço fornecido. O aço bifásico ensaiado no presente estudo, apresentou melhor tensão de escoamento e melhor resistência à tração quando comparados com aços de estrutura martensítica revenida e ferrítica-perlítica. Pode-se justificar essa característica do material devido à interação entre as fases ferrita + martensita, quando comparado ao aço como fornecido.



## 4.5.2 Ensaio de impacto

### 4.5.2.1 Resultados Obtidos no Ensaio de Impacto

Os ensaios de impacto foram realizados com o intuito de estabelecer uma correlação entre a microestrutura do material e sua tenacidade. Os resultados obtidos são mostrados na Tabela 4.5, e tem seu gráfico plotado para as três estruturas cristalinas representados na Figura 4.4.

Tabela 4.5: Valores em J da energia de impacto adquirido nos materiais ensaiados nas temperaturas de: -68, -20, 25, 100 e 200 °C.

Temp. (°C) Tipo	-68	-20	25	100	200
Fornecido	0,50 J	0,60 J	3,10 J	5,30 J	6,90 J
Temperado revenido	0,80 J	0,50 J	1,50 J	4,40 J	4,70 J
Bifásico	1,50 J	1,50 J	1,90 J	4,80 J	6,00 J

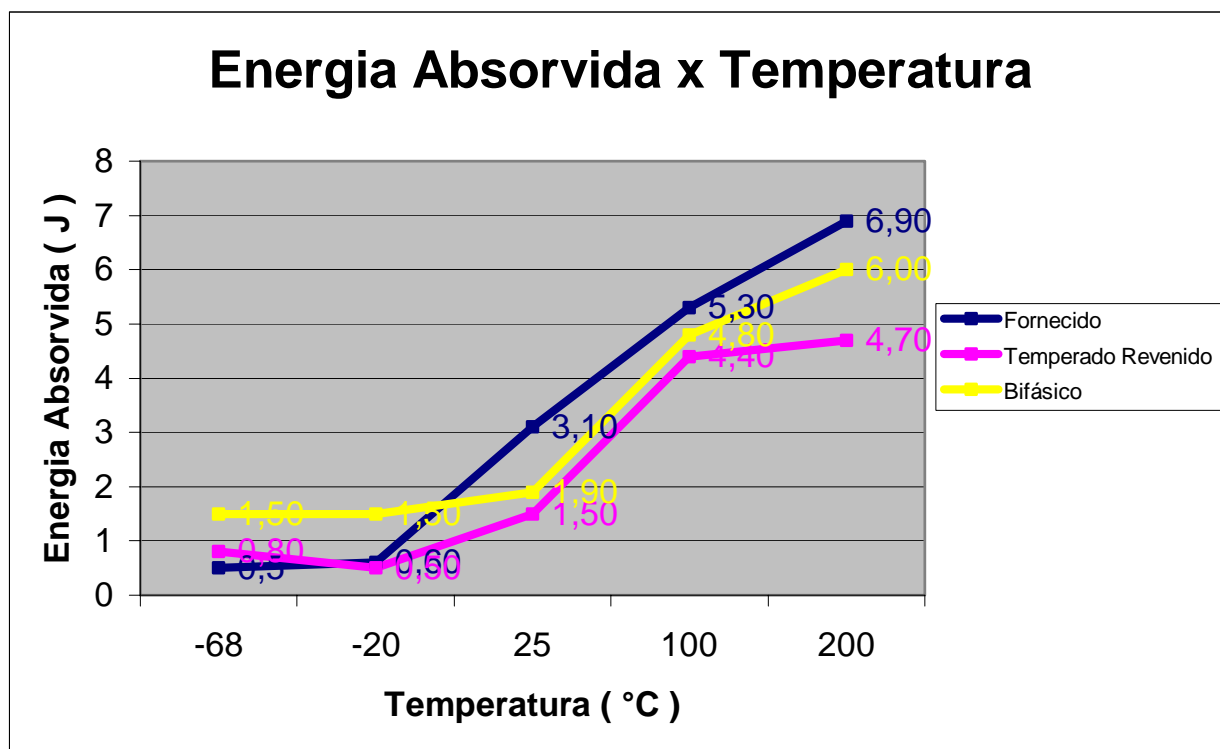


FIGURA 4.4: Gráfico da energia absorvida pela temperatura ensaiada, para os corpos-de-prova dos aços como fornecidos, temperado e revenido e bifásico.

Como discutido anteriormente no capítulo 4.5.1, pode-se observar como a microestrutura do material ensaiado influenciou as propriedades mecânicas do material, especialmente quanto à tenacidade avaliada pelo ensaio de impacto.

Neste estudo não se pode estabelecer uma relação exata de quanto à fração volumétrica da martensita influencia na redução ou no aumento da tenacidade, pois não foram realizados tratamentos térmicos visando a obtenção de diferentes frações volumétricas de martensita. Porém, estudos realizados por Yazici (2003) em aços bifásicos com frações volumétricas diferenciadas mostraram o quanto ela influencia em sua tenacidade com o aumento ou diminuição da temperatura do ensaio, e assim pôde-se evidenciar a seguinte afirmação: que para aços bifásicos, quanto maior a fração volumétrica de martensita, maior será sua tenacidade a baixas temperaturas. Porém, com aumento da quantidade de martensita a situação tende a se inverter e as amostras com menores frações volumétricas de martensita tendem a se tornar mais tenaz.

Esta prévia discussão sobre concentração de martensita na estrutura cristalina de um aço médio carbono é de grande importância para o entendimento dos resultados aqui obtidos, apesar das estruturas cristalinas dos corpos-de-prova ensaiados serem diferentes.

A presença do elemento químico carbono (C) influencia em maior ou menor intensidade as propriedades mecânicas do material. Sendo assim, o carbono que não se encontrar dissolvido na estrutura faz com que ocorra a fragilização do material. Aqui se encontra uma oportunidade para relatar a primeira evidência do quanto o carbono influencia nos resultados obtidos nesta pesquisa. É de conhecimento da metalurgia que a estrutura martensítica é composta por átomos de ferro e carbono. Sendo assim, o carbono não está simplesmente dissolvido em sua estrutura, ele faz parte dela. Como se pode observar a partir dos ensaios realizados, a estrutura do aço como fornecido a baixas temperaturas,  $-68\text{ }^{\circ}\text{C}$ , possui menor tenacidade quando comparado aos aços temperados revenidos e bifásicos. Realizando uma análise qualitativa do material, observa-se que o aço como fornecido era o único dentre os materiais ensaiados, que não possuía em sua estrutura a fase martensítica, enquanto que os aços bifásicos possuíam sua estrutura composta por 57,7% de martensita e os aços temperados e revenidos 100% de martensita revenida. Neste âmbito, não podemos afirmar que a menor tenacidade dos aços como fornecido tenha sido causada pela maior ou menor concentração da martensita, pois ela não existia em sua estrutura, mas sim pela maior concentração em ilhas de carbono não dissolvida na estrutura cristalina, e assim sendo, a  $-68\text{ }^{\circ}\text{C}$  uma concentração infima de carbono encontra-se dissolvida na estrutura dos aços como fornecido, fazendo com que o material se fragilize e por consequência tenha o menor valor de tenacidade.

Em contrapartida, aumentando a temperatura do ensaio gradativamente, observa-se que o aço como fornecido aumenta sua tenacidade e passa a ser, em temperaturas superiores à  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  um material mais tenaz em comparação ao aço bifásico e ao temperado e revenido. Como relatado anteriormente pode-se atribuir essa mudança na tenacidade do material à dissolução de carbono na matriz de ferrita. Como visto na revisão bibliográfica, o aço possui maior capacidade de dissolução do carbono a altas temperaturas. Assim, pode-se concluir que para os aços como fornecido cuja a

estrutura era composta por 56,3% de perlita e 43,7% de ferrita, o elemento que mais influencia essa estrutura e por consequência suas propriedades mecânicas é o carbono, o qual fragiliza o material a baixas temperaturas devido a sua menor dissolução na matriz ferrítica e que com o aumento de sua solubilidade com o aumento de sua temperatura, perde-se o efeito de fragilizador e passa a agir na melhoria das propriedades mecânicas do aço à medida que se dissolve na estrutura da ferrita.

Com o aço temperado e revenido obteve-se ganhos em relação aos valores da tensão de escoamento e resistência à tração, porém perdas na tenacidade do material em comparação ao aço como fornecido em temperaturas superiores a temperatura ambiente.

Vale ressaltar a importância da estrutura cristalina do material em suas propriedades mecânicas. Assim como o aço fornecido possui menor tenacidade a baixas temperaturas, os aços temperados e revenidos possuem menor tenacidade a baixas temperaturas, os aços temperados e revenidos também tiveram seus valores reduzidos. Para os aços fornecidos, o elemento determinante na fragilização a baixas temperaturas era o carbono, já para os aços temperados e revenidos o carbono e sua concentração na estrutura cristalina, deixa de ser o elemento decisivo e o principal fator determinante. A estrutura martensítica é nucleada a partir da fase austenítica e apesar da estrutura austenítica possuir espaços interatômicos maiores que a ferrita, sua solubilidade de carbono continua sendo baixa, cerca de 2%. Para os aços o carbono existente na fase austenítica encontra-se totalmente dissolvido na estrutura do material, visto que a concentração de carbono é menor que 2% e assim sendo, como a martensita nada mais é que uma estrutura proveniente da austenita, com elevados níveis de tensões residuais, toda deformada devido a essas tensões, todo o carbono existente no material, encontra-se preso na estrutura martensítica. Mesmo que reduzíssemos a temperatura do ensaio para  $-68\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , o carbono existente na martensita não se difundirá para os contornos da estrutura. Devido a esses fatores não podemos atribuir a redução da tenacidade em baixas temperaturas à concentração de carbono.

Um fator importante a ressaltar está no que diz respeito a ligação interatômica desse material ou seja quanto maior a temperatura, maior será a movimentação das

moléculas e maior será a força da ligação metálica. É importante salientar que em baixas temperaturas os aços temperados e revenidos apresentaram maior tenacidade que os aços como fornecidos, além de apresentarem maior resistência à tração e tensão de escoamento.

Com o resultados obtidos dos ensaios pode-se observar a grande influencia que a martensita possui sobre as propriedades mecânicas do material. É conhecido através de trabalhos anteriores que não só a presença da martensita mas também sua forma, tamanho e concentração, são fatores determinantes para a obtenção de aços com propriedade mecânicas melhoradas.

Para os aços bifásicos de médio teor de carbono, foco do presente estudo, o resultado obtido para os valores de tenacidade foi muito positivo. Os aços bifásicos possuem uma estrutura composta por martensita e uma estrutura ferrítica. Neste estudo, onde se utiliza a têmpera intercrítica para obtenção do aço bifásico, pode-se afirmar que a nucleação da martensita iniciou-se a partir da austenita que se encontrava dissolvida na matriz da ferrita. Se tivesse utilizado o método da têmpera em degrau talvez os resultados obtidos fossem diferentes, uma vez que ocorre a inversão dos papéis, e a ferrita é nucleada a partir de uma matriz de austenita, que por sua vez durante o resfriamento se transformará em martensita.

Os valores obtidos da resistência à tração e tensão de escoamento foram maiores em comparação ao aço como fornecidos e temperados revenido, como já analisado anteriormente. Os valores encontrados para a tenacidade do material, foram intermediários entre os aços fornecidos e os temperados e revenidos, em temperaturas acima da temperatura ambiente. Esses valores intermediários já eram esperados devido a estrutura do aço bifásico ser uma estrutura intermediário aos aços fornecidos e temperados e revenidos. Aços bifásicos são compostos de ferrita, que é um dos principais componentes do aço como fornecido, e martensita que é o principal componente dos aços temperados e revenidos, conciliando assim propriedades de tenacidade da ferrita e da dureza da martensita.

Apesar dos aços fornecidos apresentarem baixas tenacidades as temperaturas de  $-68\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  devido ao carbono atuando como agente fragilizante do material, quando não dissolvido na estrutura, e os aços temperados e revenidos apresentarem

tenacidades maiores que o dos fornecidos, pode-se afirmar que os valores de tenacidade apresentados pelos aços bifásicos, foram de 87,5% maiores em relação ao aço temperado e revenido e 200% maiores em relação aos aços como fornecidos.

Com o aumento da temperatura do ensaio para  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  percebe-se que os níveis de tenacidade na condição como fornecido e temperado e revenido tendem a se aproximar. Nesta temperatura, a condição bifásica apresenta níveis de tenacidade de quase três vezes superiores em relação às outras condições avaliadas.

Com a elevação da temperatura do ensaio para  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  pode-se observar que a tenacidade dos aços como fornecidos saltam de 0,5 J para 3,1 J, ou seja, 620% maior em um range de temperatura  $45\text{ }^{\circ}\text{C}$ , enquanto que para os aços bifásicos aumentou de 1,5 J para 1,9 J, aumento este de 26,7%, e para os aços temperados e revenidos de 0,5 J para 1,5 J, aumento de 300%.

É válido salientar que o aumento mais significante aconteceu para os aços como fornecidos, como já discutido anteriormente, provavelmente devido a dissolução do carbono na matriz ferrítica.

É importante salientar que, enquanto o aço bifásico obteve pouco acréscimo no seu valor da tenacidade, ou seja, o acréscimo foi de 26,7%, o aço temperado e revenido obteve um acréscimo de 300%, porém ao mesmo tempo, o aço bifásico se mostrou mais estável a baixas temperaturas mantendo o patamar que se encontravam a  $-68\text{ }^{\circ}\text{C}$  até  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  e, posteriormente, crescendo 26,7% o valor da tenacidade de  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

O fato do aço temperado e revenido ter um acréscimo de 300% no valor de sua tenacidade ao passar de  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ , pode ser explicado pelas tensões residuais presentes na formação da martensita.

Com a diminuição da temperatura, existe a tendência dos espaços interatômicos sofrerem redução e assim os átomos de carbono que comparadas ao ferro, quais são muito maior, tensionam e distorcem ainda a estrutura cristalina do material. Com a maior tensão gerada pela diminuição dos espaços interatômicos, conciliado à menor agitação dos átomos, conseqüentemente diminuindo a força da ligação metálica, faz com que o material se fragilize a baixas temperaturas e tenha o seu quadro revertido à

medida que a temperatura aumenta. Deve-se salientar que de acordo com a literatura, pouco ou quase nada se modificou a valores menores que  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Para os aços bifásicos o acréscimo é suave de  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  devido a sua estrutura ser formada por fases diversificadas, ou seja, martensita e ferrita, pois diferentemente do aço como fornecido, o carbono da ferrita do aço bifásico em sua maior parte, está “preso” na fase martensítica. Assim, mesmo que a temperatura abaixe, sua influência na fragilização do material será minimizada. Sabe-se que a fase martensítica presente no aço bifásico é diferenciada da fase martensítica presente no aço temperado revenido. Primeiramente pelas formas da martensita, onde no aço temperado revenido apresentam-se em formas de finas agulhas e, segundo que a estrutura do aço temperado revenido é composta de 100% de martensita revenida. No caso dos aços bifásicos, ao redor de uma fase martensítica dura, existe uma fase de ferrita que por sua vez é dúctil. Essa interação de martensita com martensita e martensita com ferrita, irá influenciar a medida que uma fase dura de martensita se contraia ou se tensione ao lado de outra fase dura de martensita, pelo fato das duas possuírem resistências mecânicas semelhantes. Portanto, a interface das fases ficarão bastante tensionadas, ao ponto de que qualquer energia livre que for adicionada poderá provocar o deslizamento das camadas, e assim o cisalhamento do material.

Nos aços bifásicos a fase dura da martensita é envolvida pela fase dúctil da ferrita, contendo resistências mecânicas diferenciadas, sendo uma mais resistente composta pela fase da martensita e a outra com menor resistência e maior ductilidade composta pela fase da ferrita. Desta maneira o material ao se contrair ou se expandir possui uma melhor acomodação de suas fases, pois a fase dura se apóia na fase dúctil para aliviar suas tensões.

Para as temperaturas acima de  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ , as curvas relativas à energia de impacto absorvida pela temperatura ensaiada tende a permanecer com o crescimento constante, como se pode observar para o aço fornecido, que cresce 71,0% em valores de energia absorvida da temperatura de  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , e 30,2% de  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Com o aço temperado e revenido, o crescimento é de 193% de  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , e 6,8% de  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  e, por último, o aço bifásico que cresce 152% de  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , e 25% de  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

É importante ressaltar que existe um grande acréscimo na tenacidade do material, quando elevamos a temperatura de 25 °C para 100 °C e um acréscimo bem menos acentuado de 100 °C para 200 °C com tendência a estabilização quanto mais a temperatura se aproxima da linha A2 da mesma maneira que se pode evitar evidenciar a temperaturas menores que - 20 °C.

Fazendo uma análise do gráfico representado na figura 4.4, pode-se observar que existe duas regiões bem distintas, onde é possível classificar como sendo a fase frágil e a fase dúctil de cada material, e que ocorre próximo à temperatura ambiente.

A linha do aço bifásico, tende a acompanhar a linha do aço como fornecido com valores 160% menores a temperatura de 25°C, porém a 200°C, apresentou-se valores somente 15% menores, mostrando sua alta capacidade de absorção de energia de impacto a altas temperaturas, ou seja, em temperaturas onde são realizados alguns dos processamentos mecânicos. Porém com uma vantagem significativa, pois os aços bifásicos possuem valores de resistência a tração 95,9% superior aos aços fornecidos.

Comparando-se aços temperados e revenidos com aços bifásicos a temperatura de 25°C, os aços bifásicos possuem valores de tenacidade 26,67% maiores e a 200 °C valores 27,65% maiores. Concluímos assim que além dos aços bifásicos apresentarem valores de resistência a tração cerca de 39,4% maiores em comparação com os aços temperados e revenidos, possuem valores de tenacidade ainda mais elevados . Sendo assim, os aços bifásicos possuem características de alta resistência e elevada tenacidade como comparados nos dados obtidos e mostrados anteriormente, tornando-os mais apreciáveis tecnicamente em comparação aos aços temperados revenidos e aços não tratados, ou seja como fornecidos.



## 5 CONCLUSÃO

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

1. A têmpera intercrítica, produziu uma microestrutura constituída de uma matriz ferrítica envolvendo ilhas de martensita, característica do aço bifásico.
2. O material temperado a 850 °C por 30 minutos e revenido a 300 °C por 50 minutos, apresentou uma microestrutura composta por 100% de martensita revenida.
3. Aplicações de tratamentos térmicos com elevação da temperatura a regiões diferentes do diagrama ferro-carbono de um material de mesma composição química, com a têmpera subsequente, ocorre à formação de microestrutura diferente, com propriedades mecânicas diferentes, comprovando assim a influência da microestrutura na resistência a tração e na tenacidade do material.
4. Os aços bifásicos apresentam os maiores valores de resistência a tração e tensão de escoamento em relação aos aços temperados e revenidos e como fornecido.
5. Aço médio carbono como fornecido possui o maior alongamento em relação aos aços temperados e revenidos e aços bifásicos.
6. Os aços bifásicos possuem maior tenacidade a baixas temperaturas e comparação aos demais aços ensaiados, com ponto de equilíbrio por volta de 0 °C além de apresentar a curva com menor inclinação, ou seja, mais estável.
7. A 200°C os aços bifásicos possuem maior tenacidade que os aços temperados e revenidos, porém tenacidade um pouco menor que os aços como fornecidos.
8. Sendo assim, conclui-se que os aços bifásicos obtiveram os melhores valores comparando-se os conjuntos de tenacidade, resistência a tração e

tensão de escoamento que os demais aços ensaiados, mostrando-se propenso para utilizações industriais onde requer altas resistências e elevada tenacidade mesmo a baixas temperaturas.

## **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.**

1. Avaliação da tenacidade em aços multifásicos (ferrita, martensita e austenita retida) através de ensaios de impacto, comparando com a condição bifásica.
2. Avaliação da tenacidade do aço 1045, em diferentes condições de processamento térmicos (fornecido, bifásico e multifásico) através de ensaios de tenacidade à fratura.
3. Análise da tenacidade de um aço bifásico através de variações na fração volumétrica da martensita e no tamanho do grão.

## 7 BIBLIOGRAFIA

- ABDALLA, Antonio Jorge. **Subestruturas de discordâncias em um aço bifásico submetido a deformação cíclicas**. Guaratinguetá: UNESP - FEG, 1999, pg. 31-32.
- B.D. Cullity, Elements of X-ray Diffraction, 2nd Edition, Addison-Wesley Series in Metallurgy and Materials, 1978.
- BANGARU, N.R.V.; Sachdev, A.K.. **Influence of cooling rate on the microstructure and retained austenite in an intercritically annealed vanadium containing**. HSLA steel General Motors Res. Labs., Warren, MI, USA, 13A (1982), p. 189.
- BAYRAM, Ali; Agah, U.; Ulag, Murat. Effects of Microstructure and Notches on the Mechanical Properties of Dual-Phase Steels., Faculty of Engineering and Architecture, Uludag University, 16059, Görükle-Bursa, Turkey. 2002.
- BHATTACHARYYA, T.; Sakaki. T.; Weng, G.J.. **The influence of martensite shape, concentration, and phase transformation strain on the deformation behavior of stable dual phase steels**. Vol. 24, Metallurgical Transactions <sup>a</sup>. 1993. pg. 301 – 314.
- CHANG, P. H.; Preban, A. G.. **The effect of ferrite grain size and martensite volume fraction on tensile properties of dual phase steel**. Vol. 33. Acta Metaal. 1985. pg. 897 – 903.
- CHEN, H.C.; Cheng, G.H.. **Effect of martensite strength on the tensile strength of dual phase steels**. 24, Journal of Materials Science, 1989. pg. 1991 – 1994.

- CHEN, Z.; Youshi, H.; Guochen, L.. **Characteristics of shear banding in dual phase steel**, vol. 5. Materials Science and Technology, 1989. pg. 1200 – 1206.
- CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros Fundidos. São Paulo: ABM, 1988. pg 21-32.
- ZHANGA C., Caia D., Liaoa B., Zhaob T. and Fanb Y. **A study on the dual-phase treatment of weathering steel 09CuPCrNi**, Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China, Department of Materials Science and Engineering, Shijiazhuang Rail Institute, Shijiazhuang 050043, China, Received 24 July 2003; accepted 14 October 2003. ; Available online 19 November 2003.
- CIMENOGLU, H.; Kayali, S.. **Yield effects in as – quenched dual – phase steel**. Vol. 24. Scripta Metall. Mater, 1990. pg. 2437 – 2442.
- CRIBB, W. R.; Rigbee, J. M.. **Work hardening behavior and its relationship to the microstructure and mechanical properties of dual phase steels**. Ed. By R. <sup>a</sup> Koot and J. W. Morris, AIME, 1979. pg. 91-117.
- DOKLADY Physics, Vol. 47, No. 6, 2002, pp. 451–453. Translated from Doklady Akademii Nauk, Vol. 384, No. 6, 2002, pp. 764–767. Original Russian Text Copyright © 2002 by Schastlivtsev, Yakovleva, Kar’kina, Khlebnikova, Tabatchikova.
- ERDOGAN, Mehmet. **Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel**. materials division, metallurgy education department, faculty of technical education, gazi university, besevler, ankara 06500, turkey, scripta materialia 48 (5): 501-506 mar 3 2003.

- G. J. Shiflet and J. H. van der Marwe, *Metall. Mater. Trans. A* 25 (9), 1885 (1994).
- G.R. Speich and R.L. Miller. In: R.A. Kot and J.W. Morris, Editors, **Structure and Properties of Dual-Phase Steels**, AIME, New York, NY (1979), p. 145.
- HOSHI T, NIZUKA T, MATSUOKA S, **Dual phase steel sheet for motor vehicle structural component, has structure in which grain boundary of ferrite phase is covered by hard phase of specified length, and contains preset amount of specific elements.**
- HUANG, Y. D.; Yang, W. Y.; Sun, Z. Q.; **Formation of ultrafine grained ferrite in low carbon steel by heavy deformation in ferrite or dual phase region.** 2002, Department of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology, Beijing, 100083, PR China.
- HUGHES GM. MSc Thesis, University of Manchester, 1986
- J.Y. Koo and G. Thomas *Scripta Metall.* 13 (1979), p. 1141.
- JHA, B.K.; Avtar, R.; Dwivedi, V.S.; Ramaswamy, V.. **Applicability of modified crosshardening on the deformation behavior of dual phase steels.** Vol. 6, *Journal of Materials Science Letters*. 1987. pg. 891 – 893.
- JIANG, Z.; Lian, J.; **A new relationship between the flow stress and microstructural parameters for dual phase steels.** Vol.40, *Acta Metall Mater.* 1993. pg. 1587 – 1597.
- K.-T. Park a, S.Y. Han b, B.D. Ahn b, D.H. Shin b, Y.K. Lee c, K.K. Um d, **Ultrafine grained dual phase steel fabricated by equal channel angular pressing and subsequent intercritical annealing.** Division of Advanced

Materials Science and Engineering, Hanbat National University, Taejon, 305-719, South Korea.

- L. YAKOVLEVA, L. E. Kar'kina, Yu. V. Khlebnikova, and V. M. Schastlivtsev, *Fiz. Met. Metalloved.* **92** (3), 77 (2001).
- L. YAKOVLEVA, L. E. Kar'kina, Yu. V. Khlebnikova, *et al.*, *Fiz. Met. Metalloved.* **92** (6), 81 (2001).
- M. Erdogan and S. Tekeli. *Materials and Design* **23** (2002), p. 597
- M. Sarwar and R. Priestner *J. Mater. Sci.* **31** (1996), pp. 2091–2095.
- M.H. Saleh and R. Priestner *J. Mater.*, **Retained austenite in dual-phase silicon steels and its effect on mechanical properties**. *Process Technol.* **113** 1–3 (2001), p. 587.
- N.C. Goel, D. Tseng and K. Tangri *Scripta Metall.* **18** (1984), p. 873.
- HAGLUND, Bo Molin e Kennet Olsson, “**Extra High strength dual phase auto steel for safety components**”, *Steel Times*, March 1994, pg. 101.
- PEREIRA, M.,S.. **Efeito do revenimento da martensita sobre o comportamento em fadiga de um aço bifásico**,<sup>43</sup>, Dissertação (Mestrado – Engenharia Mecânica), Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.1992. pg135.
- THOMSON and M.K. Miller, “**The partitioning of substitutional solute elements during the tempering of martensite in Cr and Mo containing steels**”. *Appl. Surf. Sci.* **87/88** (1995), p. 185.

- RAJNESH, Tyagi; Nath, S.K.; Ray, S. **Effect of martensite content on friction and oxidative wear behavior of 0.42 PCT carbon dual-phase steel**. Volume 33A. Metallurgical and Materials Transactions, 2002. Pg. 3479.
- S. S. M. Tavares, P. D. Pedroza, J. R. Teodósio e T. Gurova, “**Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel**”, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ), C.P. 68505 CEP 21945-970, Rio de Janeiro, Brazil, 29 April 1999.
- S.S. Babu, K. Hono and T. Sakurai, **Atom probe field ion microscopy study of the partitioning of substitutional elements during tempering of a low-alloy steel martensite**. Met. Mater. Trans. A 25A (1994), p. 499.
- SAMUEL, F. H.. **Tensile stress – strain analysis of dual-phase structures in a n mn – cr – si steel**. Vol. 92, Material Science and Engineering. 1987. L1 – L4.
- SARWAR M, Priestner R. **Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel**, JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 31 (8): 2091-2095 APR 15 1996.
- SARWAR, M.; Priestner, R.. **Hardenability of austenite in a dual phase steel**. Vol. 8, Journal of Materials Engineering and Performance, 1999. pg. 380-384.
- SIDJANIN, L.; Myasota. **Void nucleation and growth in dual phase steel wires**, vol. 5. Materials Science and Technology, 1989. pg. 1200 – 1206.



- SOON Tae Ahna, Dae Sung Kimb and Won Jong Nam, **Microstructural evolution and mechanical properties of low alloy steel tempered by induction heating**. Journal Of Materials Processing Technology 160 (1): 54-58 Mar 1 2005.
- SOUZA, SÉRGIO AUGUSTO, “**Composição Química dos Aços**” Ed. Edgard Blucher LTDA, pg27- 83.
- SUN SJ, Pugh M, **Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite**. materials science and engineering a-structural materials properties microstructure and processing 335 (1-2): 298-308 sep 25 2002.
- TANAKA, Tomo; Nishida, Minoru; Hashiguchi, Koichi; Kato, Toshiyuki, “**Formation and Properties of Ferrite plus Martensite Dual – Phase Structures**”. Research Laboratories Kawasaki Steel Corporation Chiba, Japan. pg221 – 241
- TOMITA, Y.. **Effect of morphology of second phase martensite on the tensile properties of Fe – 0,1C dual phase steel**. Ed. 25, Journal of Materials Science, 1990. pg. 5179 – 5184.
- V. M. Schastlivtsev, I. L. Yakovleva, and D. A. Mirzaev, Fiz. Met. Metalloved. 78 (3), 94 (1994).
- V. M. Schastlivtsev, I. L. Yakovleva, L. E. Kar’kina, Yu. V. Khlebnikova, and T. I. Tabatchikova, “**Crystallographic Analysis of Defects in Cementite and Evolution of the Lamellar-Perlite Structure in Carbon Steel under Annealing**”, Received December 10, 2001.

- VAN Vlack, Lawrence Hall. **Princípios de ciência dos materiais**. São Paulo: Edgard Blucher, 1970. pg. 241 – 250.
- W.J. Nam and C.M. Bae. Journal of Materials Science 34 (1999), p. 5661
- X.-L. Cai, A.J. Garrat-Reed and W.S. Owen Metall. Trans. A. 16A (1985), p. 1405.
- YANG, J. R.; Chen, L.J.. **Dual ferrite martensite treatments of a high – strength low alloy ASTM A588 steel**, 26, 1991, pg. 889-898.
- YAZICI, Murat; Durmus, Ali; Bayram, Ali. **Properties of Dual Phase Steels “Influence of Morphology of Martensite on Tensile and Strain Hardening Properties of Dual Phase Steels**. Munchen MP - Mechanische Werkstoffprüfung, Jahrg. 45. Gorukle-Bursa, Turkey: @ Carl Hanser Verlag, 2003. Pg. 214 – 219.
- YAZICI, Murat; Durmus, Ali; Bayram, Ali. **Influence of Morphology of Martensite on Tensile and Strain Hardening Properties of Dual Phase Steels**. Vol. 45. Gorukle-Bursa, Turkey: Carl Hanser Verlag, Munchen MP Materialprüfung Jahrg. 2003. Pg. 214-219.
- YOUNG Il Sona, Young Kook Leea, Chong Soo Leec and Dong Hyuk Shind, **Ultrafine grained ferrite-martensite dual phase steels fabricated via equal channel angular pressing: Microstructure and tensile properties**, Department of Metallurgical Engineering, Yonsei University, Shinchon-dong 134, Seodaemun-ku, Seoul 120-749, Republic of Korea.
- ZHANGA, Chunling; Caia, Dayong; Liaoa, Bo; Zhaob, Tianchen; Fanba, Yunchang. **A study on the dual-phase treatment of weathering steel 09CuPCrNi**. Key Laboratory of Metastable Materials Science and

Technology, Yanshan University, China b Department of Materials Science and Engineering, Shijiazhuang Rail Institute, 2003.