

**PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO DE BAIXO  
CARBONO COM ESTRUTURA FERRITA ACICULAR**

**Natalino de Paula Oliveira**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

**Orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto**

**Guaratinguetá**

**2007**

**DADOS CURRICULARES****NATALINO DE PAULA OLIVEIRA**

NASCIMENTO	30.12.1960 – QUATIS/RJ
FILIAÇÃO	Manoel Francisco de Oliveira Hilda Leonídio de Oliveira
1987/1993	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Universidade Severino Sombra – USS Vassouras/RJ
2002/2002	Curso de Especialização – Docência UBM – Centro Universitário Barra Mansa

## DEDICATÓRIA

Dedico todo o esforço deste trabalho à minha amada esposa Eliana Aparecida da Silva Oliveira, ao meu maravilhoso filho, Pedro Paulo da Silva Oliveira, a minha mãe, Tio Pedro, irmão, irmãs e sobrinhas.

OLIVEIRA, N. P.

## AGRADECIMENTOS

Meus mais sinceros agradecimentos, ao meu orientador Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto que recebeu-me desde o primeiro dia como amigo e aluno, incentivando e acompanhando durante todos os meses em que durou este mestrado. Sempre sorridente, com paciência e disposição, para com sua competência, esclarecer minhas dúvidas e orientar-me neste trabalho.

Ao Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira pelos seus esclarecimentos quando era solicitado.

Aos técnicos da Oficina Mecânica e laboratórios de ensaios da UNESP/FEG em especial ao Wilson Roberto Monteiro e Célio José de Souza pela preparação do material para testes e orientação nos trabalhos de laboratório.

À UNESP, na sua própria essência de instituição pública, que me acolheu e colocou à disposição todos os recursos necessários para a realização deste trabalho.

À CSN em especial ao Sidney Roberto Amorim Pereira, Júlio César do Amaral Souza e Otávio Luiz Manhães, por liberar-me para realização deste trabalho.

Ao Comando Geral de Tecnologia Aeroespacial (CTA), Instituto de Aeronáutica e Espaço (IEA). Divisão de Materiais (AMR).

Fazer ciência dá trabalho mas  
compensa.

TV GLOBO

**OLIVEIRA, N. P.** “Propriedades mecânicas de um aço de baixo carbono com estrutura ferrita acicular. 2007, 105f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

## **RESUMO**

A obtenção de microestrutura constituída de ferrita acicular em aços micro-ligados é promissora por apresentar boa combinação de propriedades mecânicas, especialmente pela melhoria da tenacidade, graças a morfologia fina e entrelaçada que dificulta a propagação de trinca. Embora as propriedades mecânicas sejam adequadas para aplicações estruturais, o uso desta microestrutura tem sido um tanto limitado. Sob ponto de vista de mecanismo de nucleação, a causa desta limitação reside na dificuldade de obtenção de ferrita acicular a partir de aços forjados por apresentarem baixa densidade de inclusões não metálicas como óxidos, sulfetos e nitretos que servem como sítios de nucleação intragranular. A proposta deste trabalho é estudar os efeitos das condições de processamentos como temperatura de austenitização e temperatura de transformação isotérmica na formação de grandes frações de ferrita acicular e correlação com as propriedades mecânicas. Os resultados mostraram que é possível obter estruturas multifásicas com grandes frações de ferrita acicular, com excelentes combinações de resistência e ductilidade.

**PALAVRAS-CHAVE:** ferrita acicular, propriedades mecânicas, aço baixo carbono.

OLIVEIRA, N. P. **Mechanical properties of acicular ferrite structure low carbon microalloyed steels.** 2007. 105f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

## **ABSTRACT**

Obtaining acicular ferrite structure of low carbon steels is promising because a good mechanical properties combination. The toughness improvement is due the interlaced morphology of the acicular ferrite that promote crack propagation interruption. Although the mechanical are suitable to structural applications, the use of this microstructure has been limited in view of complicated mechanism of acicular ferrite nucleation. The formation of acicular ferrite in low carbon wrought steels is limited in view of low density of nonmetallic inclusions those serve as preferential sites of intragranular nucleation. The purpose of this work is a study of processing conditions effects like austenitizing temperature and isothermal transformation an acicular ferrite formation. The results shown that it's possible to obtain multiphase structures with great fraction of acicular ferrite as well as excellent strength-ductility combination.

**KEYWORD:** Low carbon steels, acicular ferrite, machanical properties.

## LISTAS DE FIGURAS

FIGURA 2.1	Esquema das estruturas formadas pelo ferro -----	22
FIGURA 2.2	Mudanças de fase do ferro puro -----	23
FIGURA 2.3	Diagrama de fase Ferro-Carbono -----	24
FIGURA 2.4	Influência dos elementos de liga na temperatura e composição eutectóide do diagrama Fe-C -----	26
FIGURA 2.5	Exemplos de aplicações dos aços-carbono : latas de folha-de-flan- dres e chapas automobilísticas -----	27
FIGURA 2.6	Aplicação estrutural do aço-carbono -----	28
FIGURA 2.7	Deformação x resistência à tração dos aços multifásicos -----	36
FIGURA 2.8	Esquema da microestrutura de um aço bifásico, contendo ferrita e martensita -----	37
FIGURA 2.9	Fotomicrografia de um aço bifásico -----	39
FIGURA 2.10	Curvas de tensão-deformação de dois aços ARBL comuns compa- rados ao aço bifásico -----	40
FIGURA 2.11	Representação esquemática do tratamento térmico convencional e o novo tratamento proposto -----	44
FIGURA 2.12	Esquema da microestrutura de um aço TRIP, contendo ferrita, mar- tensita, bainita e austenita retida -----	49
FIGURA 2.13	Diagramas de decomposição isotérmica da austenita de aços ligados, com separação das curvas-C das transformações perlítica e bainítica -----	51
FIGURA 2.14	a) Fotomicrografia óptica; b) Fotomicrografia de transmissão em campo claro; c) imagem em campo escuro da austenita retida -----	55
FIGURA 2.15	Emaranhado intenso de discordâncias que se forma na interface bainita (região clara) austenita (região escura) causada pela defor- mação induzida pela mudança de forma que acompanha a transfor- mação bainítica -----	56
FIGURA 2.16	Microestrutura da bainita inferior -----	58
FIGURA 2.17	Relação de orientação cristalográfica -----	59
FIGURA 2.18	Representação esquemática da formação da bainita superior e	



	10
inferior -----	60
FIGURA 2.19 Curva TTT para um aço tipo 4340 -----	61
FIGURA 2.20 Efeito do tamanho de grão austenítico no desenvolvimento de :	
a) ferrita acicular intragranular em granulação grosseira	
b) bainita nos contornos de grãos finos -----	66
FIGURA 2.21 Fotomicrografia de placas de ferrita acicular em um metal de solda em aço realizada no microscópio eletrônico de transmissão -----	66
FIGURA 2.22 Diferença da microestrutura de ferrita Widmantätten, bainita e ferrita acicular a) Microestrutura de ferrita Widmantätten	
b) Microestrutura de bainita e ferrita acicular -----	67
FIGURA 2.23 Dado experimental no qual a austenita é transformada isotermicamente em ferrita acicular, mostrando que a reação pára quando a concentração de carbono da austenita ultrapassa a curva T'O -----	68
FIGURA 2.24 Tamanho de grão médio austenítico em função da temperatura de austenitização -----	69
FIGURA 2.25 Ilustração esquemática de nucleação de bainita ou ferrita acicular em função do tamanho de grão de austenita, densidade de inclusões e ferrita alotriomórfica inerte -----	71
FIGURA 2.26 Mudança na microestrutura na ZTA em função da temperatura Aço contendo partícula de óxido de titânio b) Aço sem partícula de óxido de titânio -----	72
FIGURA 2.27 Ilustração esquemática do diagrama da deflexão da trinca em pacote de contorno de alto ângulo de ferrita acicular a) Aço desoxidado convencional ao Al-Ca. b) Aço desoxidado ao Ti -----	73
FIGURA 2.28 Fotomicrografia realizada no microscópio eletrônico de varredura a) Mostrando inclusões de vários tamanhos b) Mostrando nucleação de ferrita originando da inclusão -----	74
FIGURA 2.29 Efeito da inclusão sobre a probabilidade de nucleação da ferrita ----	75
FIGURA 2.30 Esquema ilustrativo do mecanismo de transição da bainita para ferrita acicular em função da ferrita alotriomórfica -----	76
FIGURA 2.31 Microestrutura característica de ferrita acicular com diferentes	

		11
	tamanhos de grãos -----	77
FIGURA 3.1	Representação esquemática dos corpos de corpos-de-prova para ensaios de tração -----	78
FIGURA 3.2	Representação dos ciclos de tratamentos térmicos realizados -----	79
FIGURA 4.1	Fotomicrografia do aço, após tratamento térmico de normalização. Ataque químico nital 2% -----	83
FIGURA 4.2	Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 30 segundos. Ataque químico nital 2% -----	84
FIGURA 4.3	Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 120 segundos. Ataque químico nital 2% -----	85
FIGURA 4.4	Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 300 segundos. Ataque químico nital 2% -----	85
FIGURA 4.5	Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 900 segundos. Ataque químico nital 2% -----	86
FIGURA 4.6	Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 3.600 segundos. Ataque químico nital 2% -----	86
FIGURA 4.7	Formação da bainita+martensita, em função do tempo de permanência na temperatura de transformação -----	88
FIGURA 4.8	Formação da ferrita em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica -----	89
FIGURA 4.9	Variação do limite de escoamento (LE) e do resistência tração (RT) em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica -----	91
FIGURA 4.10	Deformação total em função do limite de resistência à tração do aço nas diversas condições microestruturais -----	93

## LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1	Termos usados para a morfologia bainítica -----	52
TABELA 3.1	Composição química do material utilizado -----	78
TABELA 4.1	Quantificação das frações volumétricas da ferrita, bainita + martensita, austenita retida, por técnica de análise de imagens, após ataques químicos com nital e metabissulfito de sódio -----	87
TABELA 4.2	Propriedades mecânicas do aço conforme recebido -----	90
TABELA 4.3	Propriedades mecânicas obtidas no aço após tratamentos térmicos--	91
TABELA 4.4	Aumento percentual das propriedades mecânicas do aço com fer- rita ferrita acicular em relação ao mesmo aço normalizado	92
TABELA 4.5	Aumento percentual das propriedades mecânicas do aço com fer- rita acicular em relação ao mesmo aço no estado em que foi fornecido -----	92

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
Ac <sub>1</sub>	Início do intervalo de transformação ou temperatura eutetóide
Ac <sub>3</sub>	Temperatura mínima de austenitização
AISI	American Iron and Steel Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing and Materials
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CCT	Continuous Cooling Transformation
CDP	Corpo-de-Prova
CTA	Comando Geral de Tecnologia Aeroespacial
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço
AMR	Divisão de Materiais
DPLA	Dual Phase Low Alloy
FEG	Faculdade de Engenharia - Campus de Guaratinguetá
HSLA	High Strength Low Alloy Steels
LAI <sub>mat</sub>	Laboratório de Análise de Imagens de Materiais
M <sub>f</sub>	Temperatura final da formação da martensita
M <sub>i</sub>	Temperatura inicial da formação da martensita
M <sub>d</sub>	Temperatura acima de M <sub>s</sub>
SAE	Society of Automotive Engineers
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TTT	Temperatura-Tempo-Transformação
UNESP	Universidade Estadual Paulista
M <sub>s</sub>	Temperatura de início da formação de martensita

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\text{N/m}^2$	Newton/metro quadrado
Pa	Pascal = $\text{N/m}^2$
$\text{MN/m}^2$	MegaNewton / metro quadrado
MPa	Megapascal = $\text{MN/m}^2$
C	Carbono
Cr	Cromo
Mo	Molibdênio
Ni	Niquel
Fe	Ferro
Fe-C	Ferro-carbono
HRC	Dureza Rockwell C
°C	graus Celsius
$\text{HNO}_3$	Ácido Nítrico
LE	Tensão limite de escoamento
RT	Tensão máxima de resistência à tração
t	tempo
N	Newton
kN	KiloNewton
$\text{Fe}_3\text{C}$	Carboneto de Ferro

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> -----	<b>18</b>
1.1	GENERALIDADES -----	18
1.2	JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA -----	19
1.3	OBJETIVO DO TRABALHO -----	19
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> -----	<b>20</b>
2.1	GENERALIDADES -----	20
2.2	AÇOS CARBONO -----	26
<b>2.2.1</b>	<b>Aplicações</b> -----	<b>27</b>
2.3	AÇOS LIGA -----	28
2.4	AÇOS ARBL -----	29
2.5	AÇOS ULTRA-RESISTENTES -----	30
2.6	RESISTÊNCIA/TENACIDADE DOS AÇOS ESTRUTU- RAIS -----	32
2.7	AÇOS BIFÁSICOS, BAINÍTICOS E MULTIFÁSICOS -	34
<b>2.7.1</b>	<b>Conformabilidade dos aços bifásicos</b> -----	<b>41</b>
<b>2.7.2</b>	<b>Tratamento térmico intercrítico</b> -----	<b>42</b>
2.8	ESTRUTURAS MULTIFÁSICAS -----	45
2.9	EFEITO TRIP -----	46
2.10	TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA -----	49
<b>2.10.1</b>	<b>Termologias</b> -----	<b>50</b>

<b>2.10.2</b>	<b>Bainita granular</b> -----	<b>53</b>
<b>2.10.3</b>	<b>Bainita superior</b> -----	<b>54</b>
<b>2.10.4</b>	<b>Bainita inferior</b> -----	<b>57</b>
<b>2.10.5</b>	<b>Cinética da transformação bainítica</b> -----	<b>60</b>
<b>2.10.6</b>	<b>Efeitos dos elementos de liga na formação das microestruturas dos aços bainíticos</b> -----	<b>61</b>
<b>2.10.7</b>	<b>Aplicação dos aços bainíticos e multifásicos</b> -----	<b>63</b>
<b>2.11</b>	<b>FERRITA ACICULAR</b> -----	<b>65</b>
<b>2.11.1</b>	<b>Efeito da temperatura de austenitização sobre tamanho de grão</b> -----	<b>69</b>
<b>2.11.2</b>	<b>Mecanismo de transição da bainita para ferrita acicular</b>	<b>70</b>
<b>2.11.3</b>	<b>Aplicação dos aços com microestrutura de ferrita acicular</b> --	<b>77</b>
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIEMENTAIS-</b>	<b>78</b>
<b>3.1</b>	<b>CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL RECEBIDO</b> -----	<b>78</b>
<b>3.2</b>	<b>CORPO-DE-PROVA</b> -----	<b>78</b>
<b>3.3</b>	<b>TRATAMENTOS TÉRMICOS</b> -----	<b>79</b>
<b>3.3.1</b>	<b>Transformações isotérmicas</b> -----	<b>79</b>
<b>3.3.2</b>	<b>Ensaio de tração</b> -----	<b>80</b>
<b>3.4</b>	<b>EXAMES METALOGRAFICOS</b> -----	<b>81</b>
<b>3.4.1</b>	<b>Preparação metalográfica</b> -----	<b>81</b>
<b>3.4.2</b>	<b>Ataques químicos</b> -----	<b>81</b>
<b>3.4.3</b>	<b>Quantificação das fases presentes</b> -----	<b>82</b>
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> -----	<b>83</b>
<b>4.1</b>	<b>QUNTIFICAÇÃO DAS FASES - ATAQUES QUÍMICOS</b> ----	<b>83</b>
<b>4.2</b>	<b>FORMAÇÃO DE CONSTITUINTE EM FUNÇÃO DO TEMPO NA TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO</b> -----	<b>88</b>
<b>4.3</b>	<b>PROPRIEDADES MECÂNICAS</b> -----	<b>90</b>
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES</b> -----	<b>94</b>

<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS -----</b>	<b>95</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS -----</b>	<b>96</b>



## CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

### 1. 1 GENERALIDADES

Com o fim da Idade Média, a Europa moderna adaptou-se em função do maquinismo, o que causou as primeiras intervenções do capitalismo no esforço para a produção industrial. Esta evolução foi acompanhada por grandes progressos técnicos, especialmente no que se refere aos transportes marítimos.

O progresso técnico mais importante na história da indústria siderúrgica foi a invenção do alto-forno. Contudo, este não foi a criação de um gênio inventivo, tendo-se desenvolvido gradualmente a partir da forja para fiar o ferro (POUNDS, 1966).

Durante milênios os processos siderúrgicos se difundiram pelo mundo e se desenvolveram até atingirem o grau tecnológico que hoje eles possuem. Desde a descoberta de como produzir o ferro, o aço e outros materiais, o ser humano se tornou dependente deles. Com o passar dos anos e o avanço da ciência, a aplicabilidade desses produtos resultantes dos processos siderúrgicos se tornou ainda maior. Atualmente, eles fazem parte da agricultura, estando presentes nas ceifadeiras, colheitadeiras, semeadores, arados, entre outros. Eles também são encontrados no setor energético (usinas hidrelétricas, termelétricas e nucleares, nos oleodutos) , no setor de transporte (caminhões, carros, navios e aviões), na construção civil e dentro de cada casa, nas embalagens e aparelhos domésticos, entre outros. Com uma lista de aplicações extremamente grande, os produtos provenientes da siderurgia, se mostraram indispensáveis para toda a sociedade.

A fronteira entre o ferro e o aço foi definida na revolução industrial, com a invenção de fornos que permitiam não só corrigir as impurezas do ferro, como adicionar-lhes propriedades como resistência ao desgaste, ao impacto, à corrosão, etc. Por causa dessas propriedades e do seu baixo custo o aço passou a representar cerca de 90% de todos os metais consumidos pela civilização industrial. O aço é 100% reciclável, barato, fácil manutenção e está presente em todo ramo da atividade humana.

## 1.2 JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA

Os aços são os materiais metálicos mais importantes na vida moderna devido a variedade de seu uso. Pode-se considerar um aço ideal, aquele que apresente as seguintes características em função da aplicação: alta resistência, elevada tenacidade, boa forjabilidade e usinabilidade, facilidade de tratamentos térmicos, resistência à fadiga e à corrosão, resistência à nucleação e a propagação de trincas, baixo custo.

Têm sido desenvolvidos aços estruturais para diferentes aplicações na indústria e representam uma etapa importante na evolução dos aços em geral, pois proporcionam a confecção de peças e produtos com menor peso e menor custo.

Atualmente as propriedades mecânicas mais importantes dos aços são o módulo de elasticidade, limite de escoamento e ductilidade. O módulo de elasticidade é uma propriedade que independe da estrutura, não se alterando com a adição de elementos de liga, pelo menos em baixos teores (SOUZA, 1989). Daí a importância maior de se melhorar o limite de escoamento evitando a perda de ductilidade. Várias pesquisas estão ocorrendo no mundo em busca de novas microestruturas, mais tenazes e resistentes, em substituição às microestruturas existentes atualmente, perlítica, martensítica e ferrítica. Uma das microestruturas pesquisadas intensamente é ferrita acicular. O aço com microestrutura em ferrita acicular tem boa resistência mecânica e alta tenacidade, devido a sua microestrutura em formato de agulhas ou pena e desorganizada. A desorganização na microestrutura dificulta a propagação de trincas.

## 1.3 OBJETIVO DO TRABALHO

O objetivo deste trabalho é obter através de tratamentos térmicos, estrutura de ferrita acicular, a partir de aço microligado baixo carbono e estudar sua relação com as propriedades mecânicas.

## CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 GENERALIDADES

As ligas ferrosas são as mais utilizadas dentre todas as ligas metálicas. O ferro é um metal de fácil processamento, abundante na crosta terrestre e caracteriza-se por ligar-se com muitos outros elementos metálicos e não metálicos, o principal dos quais é o carbono.

A forma polimórfica do ferro é outro fator importante que explica a sua ampla utilização em todos os setores da engenharia e da indústria. Essa propriedade permite que as ligas ferrosas sejam submetidas a operações de tratamento térmico que modificam profundamente as suas propriedades mecânicas e possibilita sua aplicação sob as mais variadas condições de serviço.

Acrescenta-se a esses fatos, o constante progresso que está ocorrendo no aperfeiçoamento das técnicas de produção, visando obter ligas ferrosas cada vez mais limpas e com propriedades mecânicas superiores e melhores resistências a corrosão, oxidação, desgaste, etc.

A correta aplicação das ligas ferrosas exige um conhecimento adequado das suas características estruturais e mecânicas e dos fatores que podem afeta-las, desde as condições de fabricação, os elementos de liga básicos ou especialmente adicionados, até os efeitos dos tratamentos térmicos a que são geralmente submetidos.

Em princípio, as propriedades das ligas ferrosas dependem dos seguintes fatores:

- ✓ composição química;
- ✓ microestrutura;
- ✓ condições de processamento.

Quanto a composição química, o elemento de liga básico é o carbono que influi na estrutura do material e, em conseqüência, nas suas propriedades. Os outros elementos de liga, provenientes das matérias primas, especialmente adicionados em pequenas ou altas quantidades, modificam também a estrutura, as propriedades mecânicas e podem ainda conferir características especiais, como propriedades elétricas e magnéticas, resistências a corrosão, oxidação, desgaste.

As condições de fabricação, como fundição, conformação mecânica a frio e a quente e tratamentos complementares, como tratamentos térmicos e termoquímicos, também afetam, em maior ou menor grau, a estrutura das ligas ferrosas e, em consequência, suas propriedades.

A base do estudo das ligas ferrosas é, pois, o conhecimento da sua estrutura, a qual está diretamente relacionada ao estudo do “diagrama de fases” dessas ligas.

O aspecto mais importante de qualquer material de uso em engenharia é sua estrutura, porque suas propriedades estão intimamente relacionadas com essa característica.

Os metais são cristalinos quando estão na forma sólida e, embora monocristais muito grandes podem ser preparados, os objetos metálicos normalmente consistem em um agregado de numerosos pequenos cristais. Os metais são então policristalinos. Devido ao pequeno tamanho dos cristais, usualmente utiliza-se um microscópio óptico com aumento de 100 a 1000 vezes para exames dos aspectos microestruturais associados aos grãos de um metal. Ocasionalmente pode haver objetos metálicos, tais como peças fundidas, com cristais de tamanho tal que são observáveis sob uma lupa. As estruturas deste tipo são chamadas de macroestruturas. Finalmente, há uma estrutura fundamental dentro dos próprios grãos, o arranjo atômico dos cristais. Essa forma de estrutura é chamada de estrutura cristalina. Das várias formas de estrutura, a microestrutura tem sido historicamente a de maior uso e interesse para o metalurgista. Um cristal é definido como um arranjo ordenado de átomos no espaço. Há muitos tipos de diferentes estruturas cristalinas (Figura 2.1).

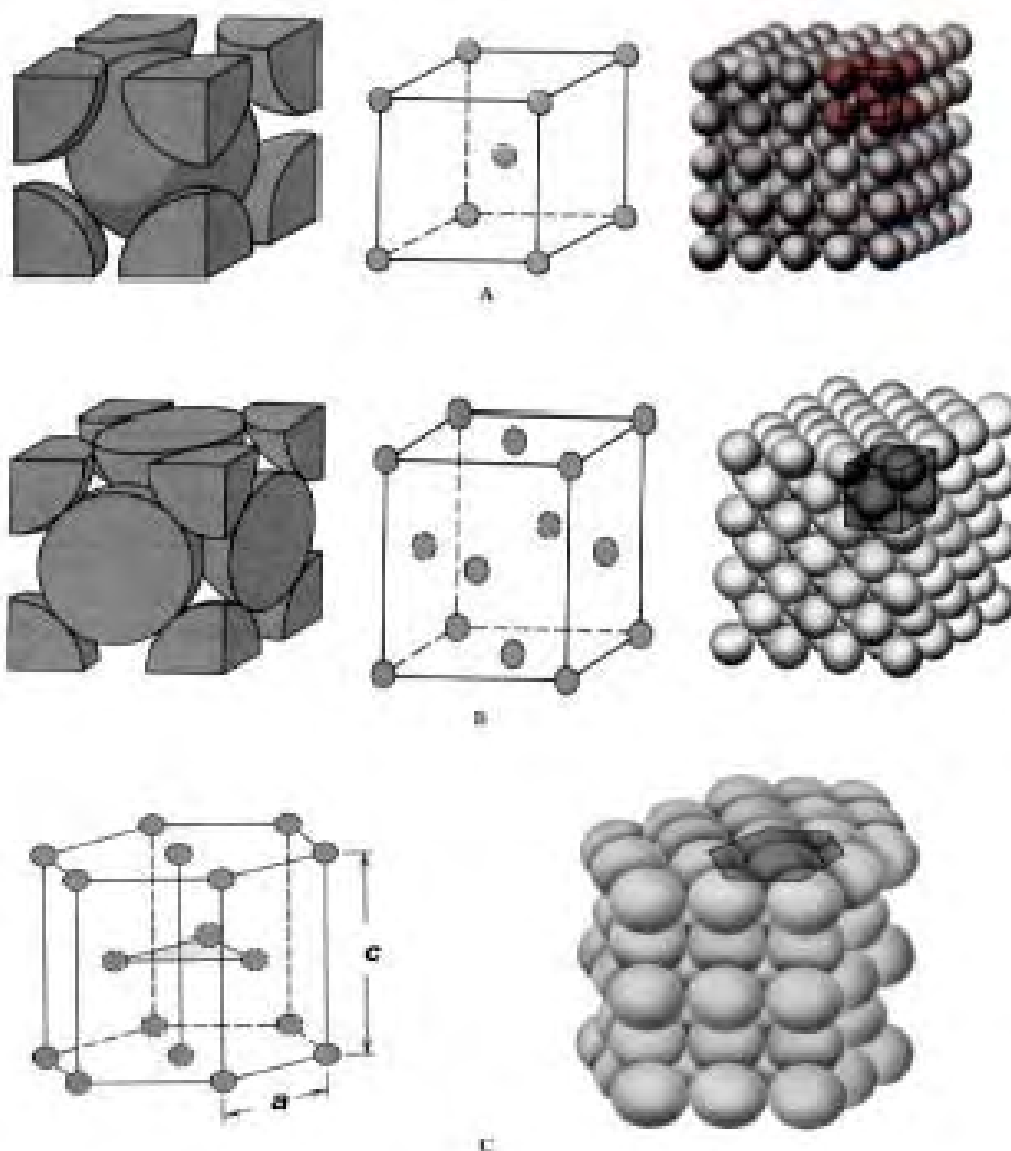


Figura 2.1: Esquema das estruturas cristalinas formadas pelo ferro, sendo:  
 a) Estrutura cúbica corpo centrado CCC, b) Estrutura cúbica face centrado CFC e c) Estrutura hexagonal compacta HC. (CALLISTER, 2002).

Para entendimento das transformações que ocorrem nos metais, deve-se analisar o diagrama de transformação do ferro puro. Os aços são ligas essencialmente ferro-carbono, oferecem exemplos da maioria das reações e microestruturas disponíveis para o entendimento do processamento dos metais.

Do diagrama do ferro puro tem-se:

- ✓ na temperatura ambiente até 912°C a forma estável chamada ferrita, ou ferro  $\alpha$ , tem estrutura CCC.

- ✓ entre a temperatura 912°C e 1394°C tem-se a austenita, ou ferro  $\gamma$ , com estrutura CFC.
- ✓ de 1394°C à 1538°C o ferro muda novamente de estrutura passando de CFC para CCC. Neste intervalo de temperatura o ferro é chamado de ferro  $\delta$ . O aço neste intervalo é pouco estudado.

De 1538°C à 2875°C tem-se a fusão do ferro. Este intervalo de temperatura é importante para os altofornistas.

- ✓ A partir de 2875°C o ferro começa a vaporizar.

Na Figura 2.2 tem-se uma representação esquemática das mudanças de fase para o ferro puro.

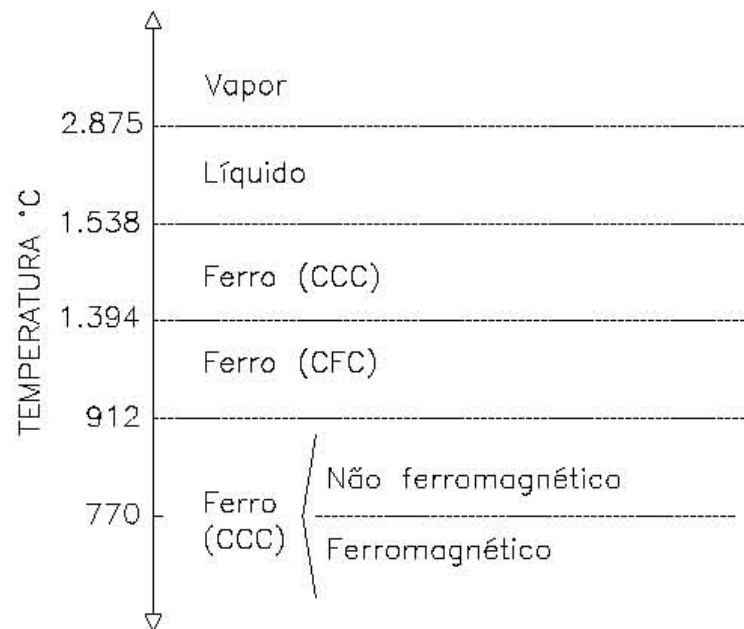


Figura 2.2: Mudanças de fase do ferro puro. (MEI; SILVA, 1981)

Alguns elementos químicos apresentam variedades alotrópicas, isto é, estruturas cristalinas diferentes que passam de uma para outra em determinadas temperaturas, chamadas temperaturas de transição. O ferro apresenta três variedades.

Ligado com o carbono, o comportamento das variedades alotrópicas do ferro e a solubilidade do carbono nele variam de forma característica, dependendo da temperatura e do teor de carbono. Isto pode ser visto em forma de gráfico, chamado diagrama de fases ferro-carbono.

A adição do carbono altera as temperaturas de transição das variedades alotrópicas em relação ao ferro puro, dependendo do seu teor (Figura 2.3).

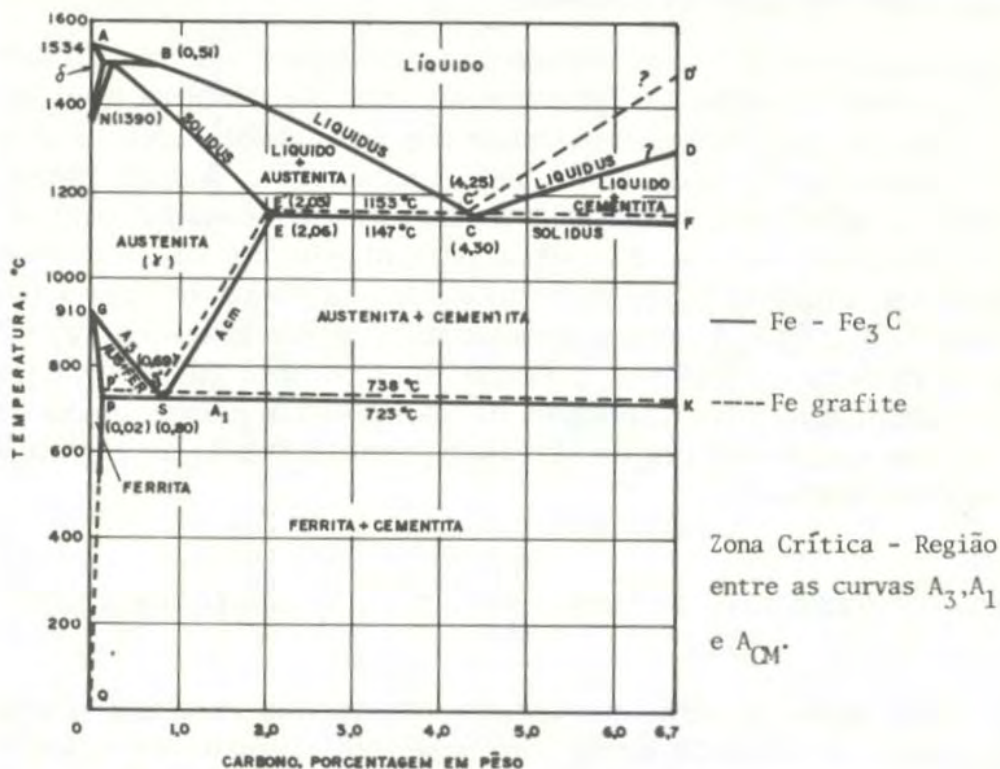
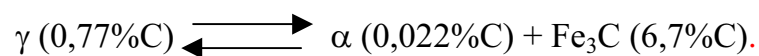


Figura 2.3: Diagrama de fase Ferro-Carbono (MEI; SILVA, 1981)

Considera-se alguns dos microconstituintes importantes, em equilíbrio apresentados pelos aços (CALLISTER, 2002) :

- ✓ Ferrita  $\alpha$  ; fase constituída de uma solução sólida intersticial de carbono em ferro, com estrutura cristalina CCC. Nesta fase apenas uma pequena quantidade de carbono é solúvel. A solubilidade máxima é de 0,022% a 727°C e diminui para 0,008% na temperatura ambiente. Esta fase é relativamente macia, pode ser magnética abaixo de 768°C e tem densidade 7,88 g/cm<sup>3</sup>.
- ✓ Austenita  $\gamma$  : constitui-se de uma solução sólida intersticial de carbono em ferro CFC. Quando ligada somente com carbono não é estável abaixo de 727°C. A solubilidade máxima de carbono na austenita é de 2,11 % a 1148°C.

- ✓ Ferrita  $\delta$  : esta fase é constituída de uma solução sólida de carbono em ferro com estrutura cristalina CCC. Tem basicamente a mesma estrutura de ferrita  $\alpha$  porém só é encontrada acima de 1400°C. A solubilidade máxima de carbono na ferrita  $\delta$  é 0,10 %.
- ✓ Cementita ( $\text{Fe}_3\text{-C}$ ) : com alta concentração de carbono 6,7%, é uma fase muito dura, porém frágil.
- ✓ Perlita : é formada a partir do campo austenítico pelo ponto de 727°C. Esta transformação da austenita em perlita ocorre da conforme a equação abaixo:



Este constituinte formado consiste de um agregado laminar de ferrita e cementita.

Normalmente os aços são classificados de acordo com a porcentagem de carbono, desta forma os aços com menos de 0,76% carbono são denominados hipoeutóides, e os aços que contém mais de 0,76 carbono hipereutóides.

Outro fator importante a ser considerado é a porcentagem dos elementos de liga que serão adicionados ao aço. Como os elementos de liga variam o campo austenítico dos aços, haverá uma variação também da temperatura e composição eutectóide. Um aço ao carbono composição de 0,8% carbono apresenta temperatura eutectóide de 723°C, outro com 10% de cromo apresentará uma temperatura eutectóide de 815°C e 0,41% de carbono (Figura 2.4) (MEI; SILVA, 1981).



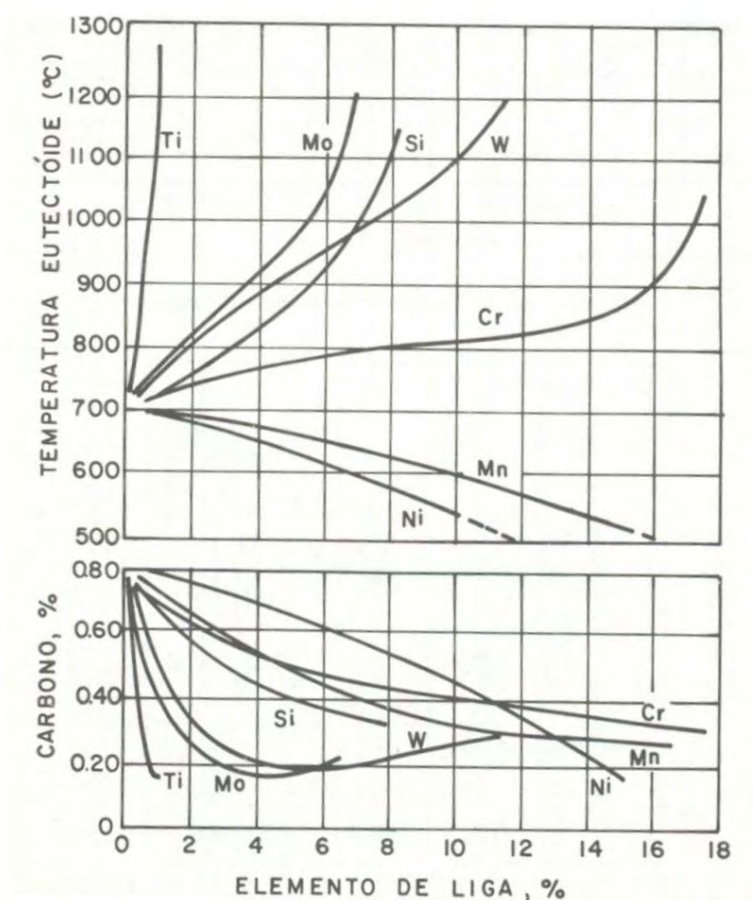


Figura 2.4: Influência dos elementos de liga na temperatura e composição eutectóide do diagrama Fe-C (MEI; SILVA, 1981).

## 2.2 AÇOS CARBONO

Aço-carbono é um aço sem adição proposital de outros elementos, contendo apenas o carbono e os quatro elementos residuais sempre encontrados nos aços e que permanecem em sua composição durante o processo de fabricação, ou seja, manganês, silício, fósforo e enxofre. O aço é uma liga em que o ferro entra com a maior porcentagem em peso. Os aços carbono de uso comum têm de 0,008% a 2,06% em peso de carbono. O carbono é o elemento de liga mais importante na liga Ferro-Carbono e determina o tipo de aço obtido. Quanto maior o teor de carbono maior será a dureza do aço e maiores serão os limites de resistência e de escoamento e mais frágil. Uma forma de classificação destes aços seria: baixo teor de carbono (0,10% a

0,30%C), médio teor de carbono (0,30% a 0,85%C) e alto teor de carbono (0,85% a 1,50%). Acima de 1,5% C, os aços não são fabricados usual ou comercialmente, com algumas exceções (SOUZA, 1989).

Os aços de médio e alto carbono são temperáveis, mas com alta fragilidade, baixa conformabilidade, baixa soldabilidade e ficam mais frágeis após soldagem. As limitações dos aços ao carbono, podem ser resumidas em: baixa temperabilidade, baixa resistência mecânica, baixa resistência ao desgaste em altas temperaturas, baixa resistência à corrosão, baixa resistência à oxidação e baixa temperatura de decomposição da martensita.

### 2.2.1 Aplicações

Os aços baixo carbono possuem, normalmente, baixas resistência, dureza e altas tenacidade e ductilidade. Além disso, são bastante usináveis e soldáveis e apresentam baixo custo de produção. Estes aços normalmente não são tratados termicamente. Entre as suas aplicações típicas estão as chapas automobilísticas, perfis estruturais e placas utilizadas na fabricação de tubos, construção civil, pontes e latas de folhas-de-flandres (Figuras 2.5 e 2.6).

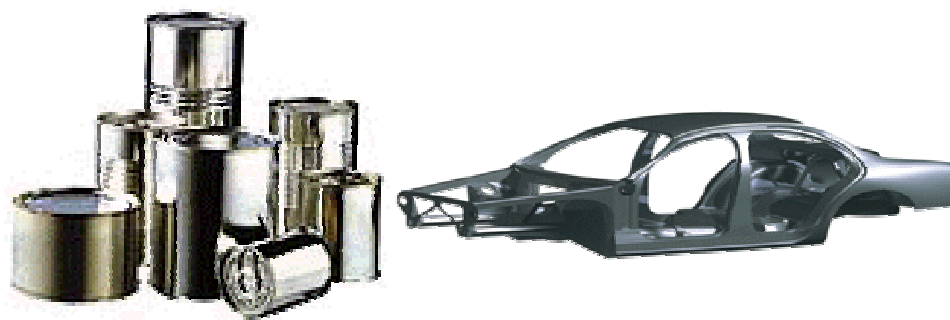


Figura 2.5: Exemplos de aplicações dos aços-carbono: latas de folha-de-flandres e chapas automobilísticas. ([www.infomet.com.br](http://www.infomet.com.br)). Acesso em 15 agos. 2005.



Figura 2.6: Aplicação estrutural do aço-carbono ([www.infomet.com.br](http://www.infomet.com.br)). Acesso em 15 agos. 2005.

Os aços médio carbono possuem uma quantidade de carbono suficiente para a realização de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, muito embora seus tratamentos térmicos necessitem ser realizados com taxas de resfriamento elevadas e em seções finas para serem efetivos. Possuem maiores resistência e dureza e menores tenacidade e ductilidade do que os aços baixo carbono.

### 2.3 AÇOS LIGA

São aqueles que contém na liga ferro-carbono outros elementos como níquel, cromo, manganês, molibdênio, tungstênio, vanádio, silício, cobalto, alumínio, titânio, cobre, nióbio, zircônio, boro, chumbo, etc. Estes elementos estão presentes intencionalmente, além daqueles que entram na liga decorrente do processo de fabricação.

A influência destes elementos se dá pela alteração da microestrutura por diversos fatores inclusive nos tratamentos térmicos ou termomecânicos, de forma mais ampla e

variada. O vanádio, cromo e o molibdênio, formando compostos intermetálicos e soluções sólidas, altera as temperaturas de transformação de fase.

Os principais efeitos dos elementos de liga são: elevação da dureza, elevação da resistência, melhoria da temperabilidade, aumento da temperatura de transição, melhoria da trabalhabilidade, aumento da resistência à oxidação, à corrosão, à abrasão, elevação da tenacidade a baixas temperaturas, usinabilidade e resistência em altas temperaturas. Alguns elementos como o alumínio e o vanádio, por exemplo, inibem o crescimento do grão durante a austenitização, elevando a resistência e a tenacidade. Outros como o molibdênio e o nióbio reduzem a susceptibilidade a fragilização pelo revenido e, quando necessário, elementos como o cromo, enxofre e o fósforo, reduzem a ductilidade. Elementos como o cálcio, alumínio e silício desoxidam e dessulfurizam elevando a trabalhabilidade e possibilitando obtenção de bainita em resfriamento contínuo. As vantagens dos aços ligas, sobre os aços carbono são a maior temperabilidade, menor distorção, menor granulação, maior tensão de escoamento e maior resistência mecânica a baixas e altas temperaturas. As maiores desvantagens são o maior custo, maior dificuldade de tratamentos térmico em alguns casos, tendência a formação de austenita retida e possíveis fragilidades.

Os aços liga podem ter suas propriedades mecânicas melhoradas por meio de tratamentos térmicos sem sofrer o fenômeno de fragilização, que pode ocorrer mais provavelmente com o carbono. Com aços liga este fenômeno não ocorre devido aos elementos de liga adicionado na composição química do aço (SOUZA, 1989).

## 2.4 AÇOS ARBL

Os aços chamados ARBL – São aços baixo carbono ou aço carbono-manganês, conhecidos como de alta resistência e baixa liga e foram desenvolvidos para uso em grandes estruturas, não apresentando, entretanto, aumento de peso. Estes aços são também conhecido pela sigla em inglês HSLA – High Strength Low Alloy.

Estes aços apresentam como principais características uma alta resistência mecânica em relação aos aços de uso geral, resistência à corrosão atmosférica, ao choque e à fadiga, além de apresentarem uma maior relação entre limite de

escoamento e limite de resistência à tração sem perda apreciável da ductilidade. São de fácil produção por deformação a frio ou a quente e, posteriormente, ainda podem ser trabalhados por deformação, dobramento, corte, solda, etc. São utilizados para: tubulações, vasos de pressão e outros. Os mesmos podem ser aplicados e caminhões, ônibus, aviões, trem, etc), Os principais tipos de aços ARBL são: aços estruturais perlíticos, aços ao carbono normalizados ou temperados e revenidos, aços de baixa liga temperados e revenidos e os aços microligados, este último considerado também da categoria dos aços ARBL e conhecidos como aços ARBL – microligados.

A necessidade de boa soldabilidade exigiu um aço de baixo teor de carbono e para não perder a resistência, houve a necessidade de se fazer uma compensação com o aumento do teor de manganês.

Este nome microligado é devido à presença de teores baixo de certos elementos de liga como o nióbio, titânio, vanádio e alumínio, adicionados para se obter um bom controle de microestrutura durante um processamento especial, chamado laminação controlada. Nestes aços o aumento do limite de escoamento foi conseguido através de endurecimento por precipitação de carbonetos, especialmente de vanádio, nióbio e titânio (HONEYCOMBE, 1981).

## 2.5 AÇOS ULTRA-RESISTENTES

A classe de aços ultra-resistentes foi desenvolvida para aplicação aeroespacial, mas estendeu-se a outros setores da indústria.

Os aços ultra-resistentes devem ter limite de escoamento superior a 1.400 MPa, boa tenacidade, elevada resistência à fadiga, boa soldabilidade e relação resistência/densidade. Um aço tipo AISI 4340 de ultra alta resistência, temperado em óleo e revenido a 727°C possui resistência à tração em torno de 1.590 MPa e limite de escoamento de 1.370 MPa (FAIRES, 1966).

Pode-se aumentar a resistência através de: elevação no teor de carbono, aumentando-se com isto a quantidade de perlita; pela adição de elementos endurecedores da ferrita, provocando precipitação de carbonetos e nitretos, do refino

de grão, através de tratamentos térmicos durante a fabricação, por deformação a frio (encruamento), ou revenimento a temperaturas baixas e endurecimento secundário.

Aços de baixa e media liga, ultra-resistentes podem atingir valores da ordem de 1.900 MPa quando devidamente temperados e revenidos, como é o caso do aço AISI 4340 temperado e revenido a (200-230) °C, usados em componentes de trem de pouso de aviões. O inconveniente é a baixa tenacidade, que pode ser parcialmente sanada com adição de elementos de liga. Um exemplo é o aço AISI 4340, modificado com adição de Mo, V e Si que atinge resistência da ordem de 2.100 MPa, aplicados em temperaturas próximas da ambiente. Este fato também ocorre no aço AISI 300M. Este aço difere do AISI 4340 pelo alto teor de silício, teores de carbono e molibdênio ligeiramente maiores, além da adição de vanádio. O silício proporciona maior temperabilidade, aumento de endurecimento por solução sólida e melhor resistência mecânica a altas temperaturas. Este aço foi desenvolvido como uma evolução do aço AISI 4340, apresentando uma superioridade no que diz respeito à tenacidade, quando são necessárias baixas temperaturas de revenido para evitar empenamentos. Este aço tratado termicamente apresenta limite de escoamento de 1.750 MPa e limite de resistência a tração de 1.890 MPa (SANTOS, 2001; TOMITA; OKAWA, 1993). As principais aplicações do aço 300M são: fixadores de alta resistência, carcaças de motores e motores de mísseis como o VLS – Veículo Lançador de Satélite (o AISI 4340 foi substituído pelo aço 300M devido aos excelentes resultados obtidos na determinação dos parâmetros de tratamento térmico e de soldagem realizados para este aço), trens de pouso, tubos de canhão, parafusos, pinos e componentes estruturais de aviões, eixos, engrenagens componentes de bombas, vasos de pressão. etc.

Uma classe de aços ultra-resistentes de alta liga que tem boa tenacidade e soldabilidade, são os aços MARAGING (Martensita + Age Hardening), onde o limite de escoamento atinge níveis entre 1.030 e 2.420 MPa, oriundo do endurecimento por envelhecimento de uma matriz martensítica de baixo teor de carbono. Nestes aços o endurecimento ocorre por uma reação que não envolve carbono, sendo o aumento das propriedades mecânicas obtido pela precipitação de compostos intermetálicos em temperatura da ordem de 480 °C (MOURA NETO; ALMEIDA, 1997).

## 2.6 RESISTÊNCIA/TENACIDADE DOS AÇOS ESTRUTURAIS

Falhas catastróficas de estruturas levaram ao reconhecimento da importância da tenacidade e a necessidade de se levar em consideração também o limite de escoamento nos critérios de projetos.

A baixa tenacidade em aços de alta resistência tem causado sérios transtornos à engenharia. Para que se tenha uma idéia do problema pode-se dizer que a fratura frágil dos aços tem sido observada desde a segunda metade do século XIX, quando o aço começou a ser amplamente utilizado em estruturas. Não obstante, as rupturas de maior gravidade verificaram-se mais recentemente, em consequência do aumento acentuado da procura de grandes estruturas integrais de aço, por exemplo, em navios, tubulações, pontes e reservatórios sob pressão.

Durante a segunda guerra mundial, ocorreram rupturas catastróficas em muitos navios Liberty, completamente soldados. Foram detectados aproximadamente 1.500 incidentes envolvendo rupturas frágeis de certa gravidade, e dezenove navios partiram-se em duas partes de forma completa e inesperada. Quando se desencadeia a fratura, a energia elástica armazenada no aço sob tensão é apenas parcialmente utilizada na criação das novas superfícies e na deformação plástica associada. A energia restante corresponde a energia cinética da fissura. Essa energia faz com que a fissura se propague com uma velocidade que aumenta com a elevação do comprimento da fissura, atingindo um valor limite, que se situa entre 0,4 e 0,5 da velocidade do som, fazendo com que a fratura frágil ocorra, portanto, com uma rapidez catastrófica (HONEYCOMBE, 1981).

Os materiais de alta resistência são selecionados nos projetos de forma a adequar resistência e peso. Entretanto, é preciso associar a máxima resistência com a melhor tenacidade. Normalmente quando a resistência aumenta a tenacidade diminui. É extremamente difícil conseguir que estas duas propriedades sejam altas simultaneamente com tecnologia do aço (HERTZBERG, 1989).

Um mecanismo usado para aumentar a resistência e a tenacidade dos aços foi através do refino de grãos. Foram desenvolvidos aços de grão fino através da adição de alumínio (Al) e nitrogênio (N) no aço para a formação de nitretos. Obteve-se

granulação cada vez mais fina, pelo encruamento do grão de austenita por laminação, que favorecia a nucleação da ferrita no resfriamento. Isto foi conseguido por deformações severas realizadas em temperaturas altas, mas inferiores à temperatura de recristalização.

Pode-se ainda melhorar a tenacidade evitando a formação de martensita ou promovendo maior dissolução de fases intermediárias, que tendem a tornar frágil o material (HUANG; THOMAS, 1971).

Para que o material seja tenaz, ele deve apresentar tanto resistência como ductilidade. Frequentemente alguns materiais dúcteis são mais tenazes do que outros materiais frágeis. Assim sendo, embora o material frágil possa ter maior limite de escoamento e maior limite de resistência à tração, ele pode possuir menor tenacidade do que alguns materiais dúcteis (CALLISTER, 2002).

Tendo em conta a variação do comportamento de ruptura com a temperatura e a crescente utilização de aços a baixas temperaturas, por exemplo, em tubulações no Ártico, no armazenamento de gases liquefeitos, etc., é cada vez mais necessário o desenvolvimento de aços com baixa temperatura de transição dúctil-frágil e elevada tenacidade à fratura.

Para alcançar este objetivo, o mecanismo mais importante encontrado até agora é, provavelmente, a diminuição do tamanho de grão, apesar de estarem em jogo muitas outras variáveis, incluindo os pormenores da produção do aço, a composição e os processos finais de fábrica utilizados. O desenvolvimento dos aços ARBL, ou aços microligados com tamanho de grãos inferiores a 10 micrometros, apresentando bons níveis de resistência e baixas temperaturas de transição, foi um avanço (HONEYCOMBE, 1981).

Uma alternativa promissora para o equilíbrio entre alta resistência e tenacidade que vem sendo pesquisado atualmente são os aços multifásicos, bainíticos e com microestrutura de ferrita acicular.



## 2.7 AÇOS BIFÁSICOS, BAINÍTICOS E MULTIFÁSICOS

As múltiplas facetas da moderna indústria de manufatura de materiais abrangem uma larga fatia da economia mundial. Essa demanda tem origem desde a indústria automobilística, fabricação de motores elétricos até a indústria eletrônica.

A indústria automobilística tem sido a grande força motora na busca de novos desenvolvimentos com objetivos de redução de peso, segurança e confiabilidade. Assim, esse setor, mais particularmente o de produção de carros de passeio, representa um segmento de mercado importante para os países desenvolvidos e em desenvolvimento. Este é reconhecidamente um indicador do estágio de industrialização e desenvolvimento tecnológico e da situação econômica do País. (ARMCO DO BRASIL, 2006)

No caso brasileiro, após um período de estagnação durante a década de 80, a indústria automobilística e, conseqüentemente, a de autopeças, vêm apresentando um crescimento de produção bastante significativo.

Este aspecto, associado ao processo de mudanças provocadas pela globalização e com a presença cada vez mais marcante dos carros importados, inseriu definitivamente as indústrias nacionais e os fabricantes de aço no desenvolvimento de novos produtos, a fim de fazer frente ao mercado globalizado. Brasil vem desenvolvendo tecnologias limpas e materiais não-poluente na produção de componentes de aço. O resultado disso são produtos mais resistentes, que respeitam o meio ambiente. (ARMCO DO BRASIL, 2006)

Para se ter uma idéia da importância de tais iniciativas, basta analisar os frutos obtidos pelo ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body), como é conhecido o projeto de criação de uma carroceria para veículos ultraleve, desenvolvido por um consórcio internacional, envolvendo usinas siderúrgicas de 18 países, cujos resultados estão sendo extremamente positivos, tanto em termos ambientais quanto econômicos e, sobretudo, no desenvolvimento de novos produtos.

O ULSAB possibilitou a redução em 25% do peso da carroceria em relação aos produtos convencionais, além de ter permitido o aumento de segurança devido ao

crescimento do coeficiente de rigidez em torção para 80%, em dobramento para 52% e em conforto para 58%.

A principal diferença entre os aços convencionais, ultra-resistentes e de última geração encontra-se em suas microestruturas. Os aços de última geração, por exemplo, apresenta multifases, com a presença de martensita, bainita e ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas específicas. Quando comparados com os aços de alta resistência convencionais, os de última geração exibem uma combinação superior de alta resistência com boa conformabilidade. Essa combinação provém, primariamente, da alta capacidade de encruamento e do resultado da razão entre os limites de escoamento inferior e de resistência.

A partir da crise do petróleo, percebe-se que até hoje, nenhum desafio foi tão grande para indústria automobilística como a redução de peso dos veículos. Para o século XXI este desafio continua e as montadoras afirmam que poderão reduzir o peso dos veículos em um terço ou pela metade até 2015 e, mesmo assim, a demanda de aços aumentará sensivelmente em função da demanda do setor automobilístico. (INTERNACIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE, 1995).

Dentro desse contexto, houve uma inversão na tendência de diminuição dos tamanhos dos carros, mas manteve-se a procura por materiais ecológicos que apresentassem elevado desempenho estrutural (resistência mecânica x peso próprio). Devido à questão ambiental, o uso dos plásticos e de fibras sintéticas vem sofrendo uma série de restrições, o que abre espaço para a manutenção/recuperação do aço como principal material utilizado na construção de carrocerias.

O aço constitui mais de 65% do peso de um automóvel, e suas maiores vantagens são o baixo custo, reciclagem e é, largamente, o material que conta com mais experiência na indústria automobilística.

Os aços de alta resistência são capazes de reduzir em até 25% o peso dos carros, sem provocar aumento dos custos de produção e, ainda, melhorar as condições de segurança do automóvel. (ARMCO DO BRASIL, 2006)

As pesquisas dos aços multifásicos embora tenham começado há décadas atrás, o grande interesse nestes aços é recente. Com a crise do petróleo, houve uma preocupação da indústria automobilística em melhorar o rendimento do automóvel, e

para isto buscou-se o desenvolvimento de novos materiais. Isto acelerou a utilização dos aços multifásicos, que são uma nova classe de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).

Nos aços de alta resistência baixa liga destacam-se os aços bifásicos, os ultra baixo carbono com interstícios livres (interstitial-free steels – IF) e os aços multifásicos (PEREIRA, 2004 et al). Dentro do novo conceito de fabricação observa que o programa ainda utilizará 100% aços de alta resistência e considerados de última geração, os denominados multifásicos, Aços DP (Dual Phase), Trip (Transformation Induced Plasticity), CP (Complex phase) e Mart (Martensíticos ). Os níveis de resistência variam de 340 MPa, para os aços Bake Hardenable (BH), até 1.520 MPa para o aço martensítico. Na Figura 2.7 é realizada comparação entre aços de baixa resistência e aços de ultra-resistência (ARMCO DO BRASIL, 2006).

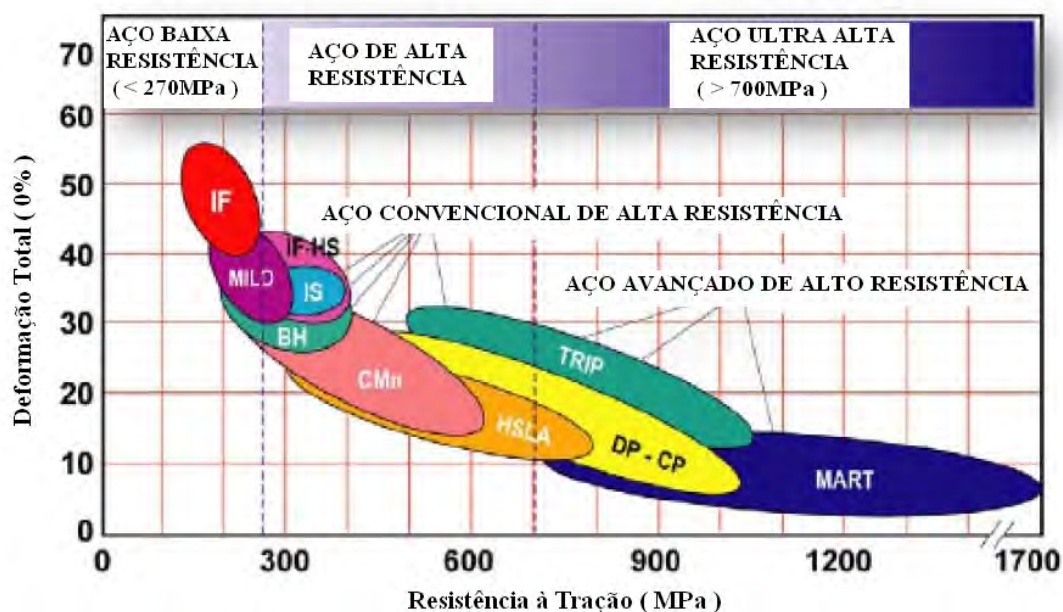


Figura 2.7: Deformação x resistência à tração dos aços multifásicos (Internacional Iron and Steel Institute, 1995). [www.worldautosteel.org](http://www.worldautosteel.org), Acesso em 27 jun 2006.

O aço bifásico surgiu durante os estudos de novos tipos de tratamentos térmicos, com interesse prático e científico de correlacionar a resposta mecânica de um material à sua microestrutura. Em 1967, ocorreu a concepção e o desenvolvimento de estruturas especiais pela combinação de ferrita e martensita, baseada na conceituação de

reforçamento por fibras e ou ilhas de martensíticas, como em materiais conjugados (Figura 2.8). Cairns e Charles (1967).

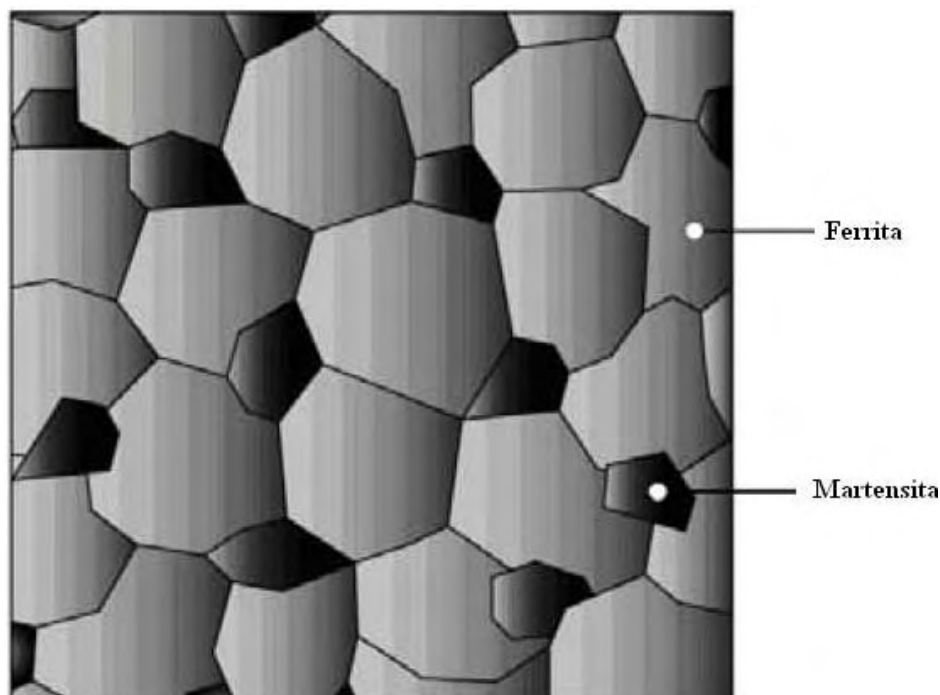


Figura 2.8: Esquema da microestrutura de um aço bifásico, contendo ferrita e martensita. (Committee on Automotive Application. Internacional Iron and Steel Institute, 1995). <<http://www.worldautosteel.org>>. Acesso em 27 jun 2006.

Apesar de terem sido desenvolvidos em 1967, o grande interesse pelos aços bifásicos é mais recente. Por volta de 1975, iniciaram-se estudos mais sistemáticos descrevendo o comportamento de aços bifásicos com respeito à quantidade de martensita e à alta taxa de encruamento.

O aço bifásico é obtido através de tratamentos térmicos intercríticos, apresentam a característica marcante de aliar propriedades antagônicas de alta resistência e alta ductilidade e conformabilidade. Esta característica deu ao aço bifásico uma flexibilidade de aplicação nas indústrias, principalmente nas automotivas. O aço bifásico tem um grande potencial de utilização em componentes do automóvel, tais como, aros e discos de rodas, fabricação de polias, componentes de coluna de direção,

suporte de molas, armação do assento, pára-lamas, partes externas das portas, partes dos painéis internos, entre outros. Guimarães e Papaléo (1981).

Além dos componentes mencionados acima, os aços bifásicos de alta resistência têm sido muito usados em itens de segurança, projeto do assento traseiro necessita de mudanças substanciais que atendam requisitos tais como, possibilidade da instalação de um cinto de segurança para o passageiro central, sobre o ombro, de forma a suportar as solicitações impostas durante o teste de impacto frontal não permitindo que ocorra a invasão de objetos localizadas no porta-malas. Para este requisito está sendo analisada a possibilidade de utilização de estrutura tubular de aço bifásico de alta resistência.

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

Os aços bifásicos são considerados, como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), em função da similaridade da composição química, são caracterizados por uma microestrutura formada de duas fases, sendo uma constituída de uma matriz ferrítica, principal responsável pela ductilidade do material, e outra formada por ilhas de martensita dispersas na matriz ferrítica (Figura 2.9), até fração volumétrica de aproximadamente 33%, responsável por sua alta resistência. Da predominância destas fases advém o termo bifásico. Contudo pequenas quantidades de outras fases ou microconstituintes (como bainita, austenita retida e perlita) podem estar presentes (MAGNABOSCO, 2002).

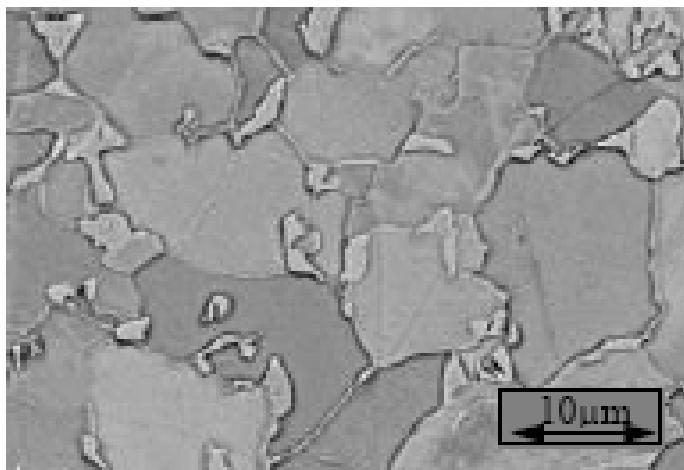


Figura 2.9: Fotomicrografia de um aço bifásico. (TROWSDALE; PRITCHARD, 2002).

Em trabalhos recentes têm apresentado estudos com aços denominados aços bifásicos com altas frações volumétricas martensita. Estes aços têm teores de martensita que varia de 33% a 80% aproximadamente. (BAG; RAY; DWARKADASA, 1999, 2001).

Através de curvas tensão-deformação podem ser comparadas as características típicas de um aço bifásico com as de alta resistência com as de alta resistência e baixa liga Figura 2.10.

Nota-se que o aço bifásico atinge níveis de resistência mecânica comparáveis a de um aço ARBL com tensão de escoamento próxima de 650 MPa, aliado a valores de alongamento e escoamento semelhantes aos de um aço ARBL com limite de escoamento de 350 MPa (SPEICH, G. R, 1990).

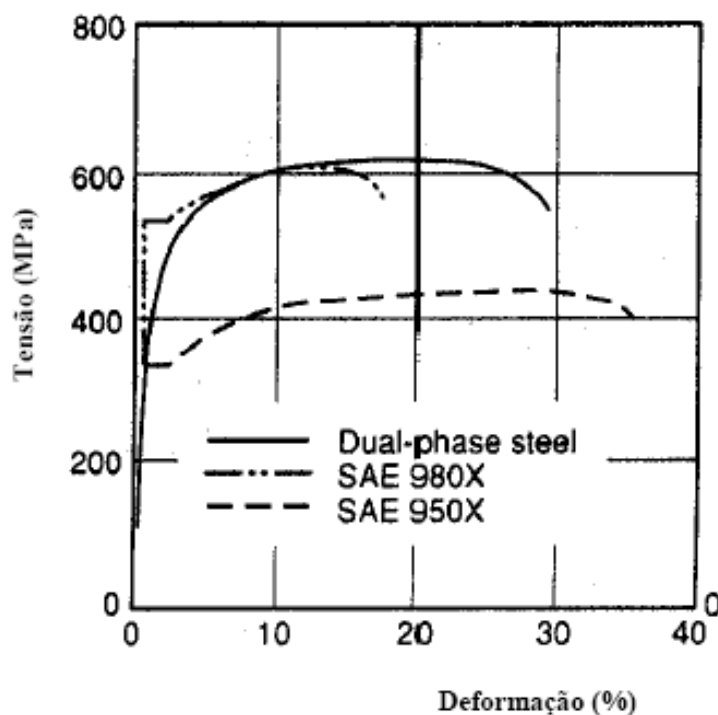


Figura 2.10: Curvas de tensão-deformação de dois aços ARBL comuns comparados ao aço bifásico. (SPEICH, 1990).

Como a indústria automobilística é grande consumidora de aços em forma de chapa. Os aços bifásicos estão inseridos neste grande consumo. Na Figura 2.7, é mostrado um comparativo de diversos aços utilizados na indústria automobilística.

A resistência à tração e ductilidade dos aços bifásicos não depende somente do tamanho de grão e das propriedades das fases constituintes, mas também da fração volumétrica, distribuição, morfologia e teor de carbono da fase martensítica, bem como da precipitação de carbonetos na ferrita. O pequeno tamanho de grão e alta fração volumétrica da martensita tende a aumentar a resistência a tração do aço bifásico. A precipitação de carbonetos pode reduzir a ductilidade dos aços bifásicos se estiver em alta fração volumétrica de martensita (SUN; PUGH, 2002).

Explorando o conceito, aumento de resistência com a precipitação de carbonetos na ferrita, foram desenvolvidas as chapas de aços denominadas “chapas de aço bifásico tipo híbrido”, que consiste basicamente em uma precipitação para reforço da fase ferrítica depois da produção da microestrutura bifásica (FURUKIMI, 1999).

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

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

### 2.7.1 Conformabilidade dos aços bifásicos

O fato dos aços bifásicos serem difíceis de trabalhar pode ser explicado pelos três estágios que marcam a sua deformação plástica. O primeiro estágio ocorre entre 0,1 e 0,5% de deformação, onde acontece um rápido endurecimento devido à eliminação das tensões residuais causadas pela incompatibilidade plástica das duas fases, decorrentes da expansão volumétrica causada durante a transformação da austenita em martensita. O segundo estágio ocorre entre 0,5 e 4% de deformação, onde a taxa de encruamento da ferrita é reduzida a medida que esta encontra grãos de martensita que praticamente não deformam. Neste estágio pode ocorrer a transformação de austenita retida em martensita induzida por deformação.

O terceiro estágio ocorre a partir de 4% de deformação, onde há a formação de estruturas celulares de discordâncias, e a deformação da ferrita é governada por



fenômenos de recuperação dinâmica. O comportamento contínuo no escoamento dos aços bifásicos é bastante interessante para a conformação de peças, uma vez que elimina os efeitos indesejáveis de bandas de Lüders, (SPEICH, 1990).

A ductilidade elevada apresentada por estes aços está associada a alta plasticidade da ferrita. Isto ocorre, também pois as trincas na martensita e o desligamento das ilhas de martensita da matriz ferrítica ocorrem com tensões maiores que as encontradas nas estruturas que contém perlita, (SPEICH, 1990).

### 2.7.2 Tratamento térmico intercrítico

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

No trabalho de Hashimoto (1989) a obtenção de microestrutura bifásica em aços com baixos teores de carbono foi efetuada através de dois tipos de tratamento térmico intercrítico.

O primeiro tipo de tratamento consistiu, basicamente, do aquecimento até a temperatura intercrítica, seguido de têmpera. Neste processo foi obtido uma microestrutura final constituída de uma fase martensita contínua, isolando as ilhas da fase ferrita.

O segundo tipo consistiu basicamente do resfriamento a partir de uma temperatura de austenitização, até uma temperatura intercrítica. Neste processo obtém uma microestrutura final constituída por ilhas de martensita embutidas em uma matriz ferrítica.

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

Tavares et al. (1999); Ahn et al.(1999) mostraram que diversas formas de tratamento térmicos intercrítico estão sendo realizados, com objetivo de correlacionar os mesmos com as propriedades mecânicas dos aços.

Ahn et al. (1999) realizaram pesquisas com o objetivo de melhorar o comportamento em fadiga do aço forjado com médio teor carbono SA508 CI.3, através da modificação do processo de tratamento térmico, para obter mudanças na microestrutura, sem necessidade de alterações da composição do aço.

A grande diferença na modificação do tratamento térmico foi a introdução do tratamento térmico intercrítico entre a têmpera e o revenimento mostrado na (Figura 2.11).

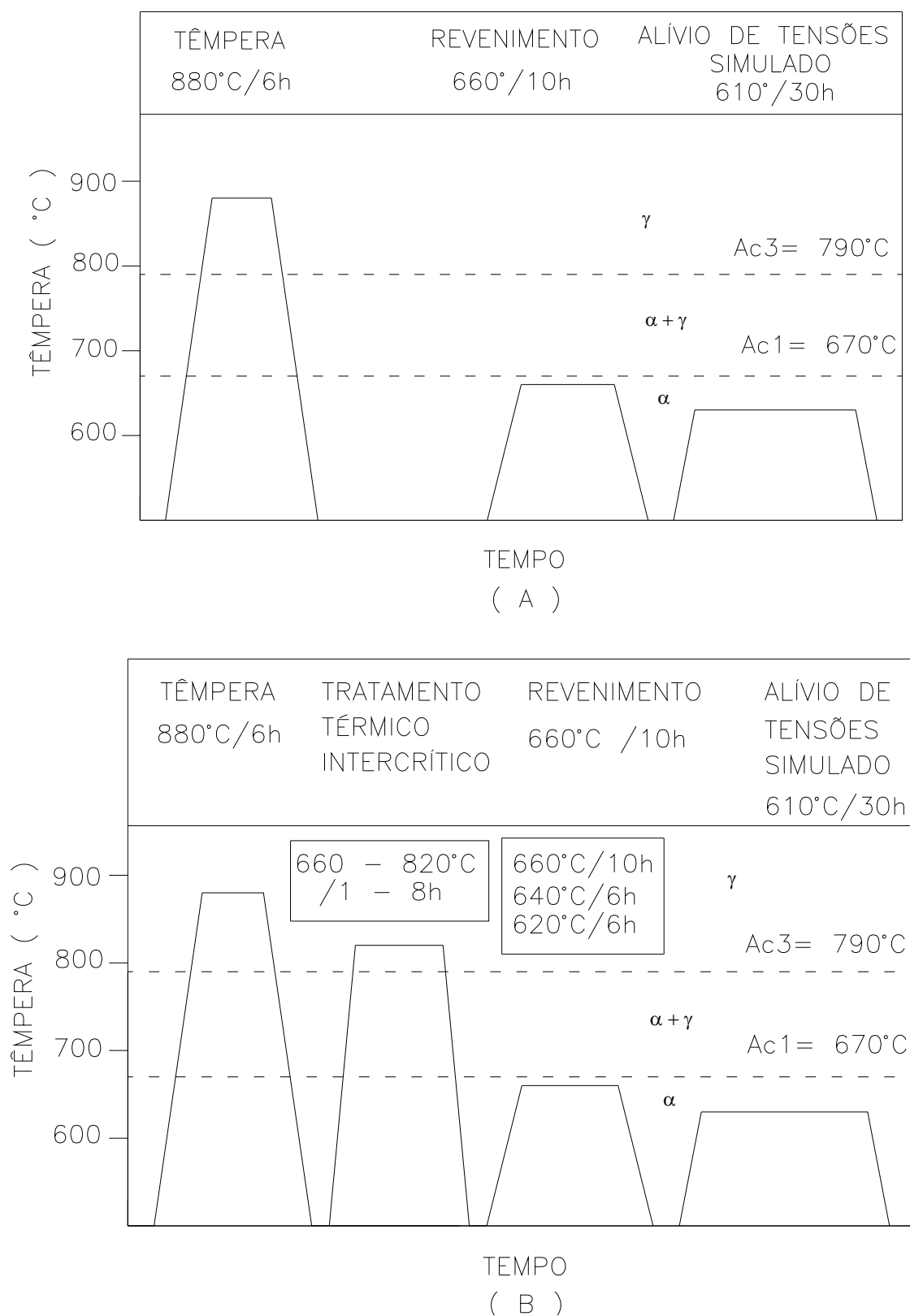


Figura 2.11: Representação esquemática do (a) tratamento térmico convencional e (b) o novo tratamento térmico proposto no trabalho realizado por Ahn et al (1999).

Ahn et al. (1999) realizaram vários tratamentos térmicos para definir a condição adequada para o tratamento térmico intercrítico. O tratamento térmico seguiu conforme descrito abaixo:

1º Processo – austenitização do material à 880°C por 6 horas, seguido por têmpera.

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

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

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

Para os processos citados acima, as taxas de aquecimento foram (0,3 e 30°C/min) e as taxas de resfriamento foram (100 e 200°C/min).

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

## 2.8 ESTRUTURAS MULTIFÁSICAS

Os aços multifásicos apresentam boa conformabilidade, combinação de alta resistência e ductilidade superior. Com a descoberta do efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity) ou plasticidade induzida por transformação, a sua produção aumentou muito e, nestes aços, a austenita retida toma uma importância fundamental. Os aços multifásicos são constituídos de bainita, ferrita, martensita e austenita retida tendo grande potencial de aplicação na indústria automobilística na fabricação de barras de reforço para proteção contra choques ou impacto, pára-choques e rodas (OHMORI; OHTANI; KUNITAKE, 1971).

São obtidos após transformação isotérmica, na faixa de temperatura da reação bainítica. Durante este estágio de transformação, parte da austenita transforma-se em bainita ao passo que alguma austenita residual fica suficientemente estabilizada para permitir sua retenção à temperatura ambiente. Esta austenita retida pode ser transformada em martensita por sollicitação mecânica que constitui o fenômeno TRIP. Portanto, os aços TRIP são aços multifásicos, compostos por quatro fases (ferrita, bainita, martensita e austenita retida) possuindo uma microestrutura muito fina, o que dificulta sua observação. Pode-se usar também para obtenção do aço TRIP temperaturas intercríticas (austenita+ferrita) e isotérmicas bainíticas. (GIRAULT et.al., 1998; JAQUES et al, 2001).

Aços com microestruturas ferrítico-bainíticas podem melhorar a tenacidade e são usados hoje em dia com sucesso em tubulações e oleodutos sob baixas temperaturas.

A fase bainítica tem um efeito favorável sobre a flangeabilidade por estiramento, resistência a fadiga, fratura frágil e tenacidade, quando comparado com os aços martensíticos. Entretanto, quando introduzida uma pequena quantidade de martensita, mas com a fração de bainita mais alta, os aços multifásicos têm as melhores combinações das propriedades mecânicas dos aços laminados a frio.

## 2.9 EFEITO TRIP

Nos últimos trinta anos tem sido desenvolvido um grupo de aços, em que se tira partido das propriedades especiais da transformação martensítica que ocorre durante a deformação plástica. Estes aços, que se designam por aços de plasticidade induzida por transformação receberam o nome de TRIP (Transformation Induced Plasticity). Estes aços apresentam uma maior taxa de encruamento e uma maior deformação uniforme, precedendo a estricção (HONEYCOMBE, 1981). Foi apresentado pela primeira vez na conferência “Strong Tough Structural Steels” em Scarborough, Inglaterra, em 1967 (DeARDO, 2003).

O fenômeno TRIP foi descoberto pela primeira vez nos aços liga (0,2-0,3) C, 8,8 Cr, (8-20) Ni, (3-4) Mo e 0,2 Si (ZACKAY et al., 1960). Entretanto, grandes adições de elementos de liga como o Cr, Ni e Mo são muito caras e por isto foram feitos

grande esforços de pesquisa para obter o efeito TRIP em aços com composição mais barata, e também pela utilização de programas de processamentos termomecânicos otimizados (MANOHAR et al., 2003).

Para aplicações estruturais na indústria automobilística, como por exemplo em partes de chassi, os aços TRIP com níveis de resistência entre 590MPa e 780MPa vêm se tornando fortes candidatos em substituição as chapas de aço convencional com resistência à tração entre 390MPa e 440MPa (MATSUDA et al., 2002).

O efeito de tensões na transformação martensítica é, em geral, o de aumentar a temperatura  $M_i$ . O campo de tensões, associado à deformação plástica (ou elástica) reforça o campo produzido pela nucleação de uma lamela de martensita, e de certo modo, a variação e forma subsequente constituem um modo de deformação plástica adicional. Pode definir-se uma temperatura  $M_d$ , superior a  $M_i$ , acima da qual a deformação da fase-matriz não induz a formação da martensita.

No entanto, é possível que a deformação da austenita, acima de  $M_d$ , diminua o valor de  $M_i$ , contribuindo para a maior estabilidade da austenita, sendo esta estabilização designada por “estabilização mecânica”. O termo “estabilização” designa uma redução da quantidade de martensita formada a partir da austenita, em consequência de qualquer processo que interfira com a nucleação e crescimento das lamelas de martensita. A deformação plástica acima da temperatura  $M_d$  é um dos processos possíveis. No entanto, o termo estabilização é normalmente aplicado quando o resfriamento do aço é interrompido no intervalo ( $M_i$ - $M_f$ ). Quando se baixa mais a temperatura, a transformação prossegue, mas origina uma quantidade de martensita menor do que aquela que ocorreria se não tivesse havido uma interrupção durante o resfriamento (HONEYCOMBE, 1981).

O grau de estabilização, e a temperatura de interrupção escolhida aumentam com o tempo até um máximo; por outro lado à medida que essa temperatura se aproxima da temperatura final de formação da martensita ( $M_f$ ), aumenta o grau de estabilização.

A explicação destes efeitos complexos está relacionada com o fato de a formação das lamelas de martensita induzir deformação plástica na matriz vizinha. Esta deformação acomoda a variação de forma e pode dar origem a uma elevada concentração de discordâncias na austenita. A interação de algumas destas

discordâncias com as discordâncias deslizantes na superfície das lamelas de martensita faz com que esta superfície deixe de se mover, o que significa que a lamela não pode continuar a crescer.

Qualquer mecanismo que contribua positivamente para este processo fomenta a estabilização. Uma interrupção do resfriamento a uma temperatura intermediária entre  $M_i$  e  $M_f$ , dá tempo para que ocorra relaxação plástica por movimento de discordâncias e também para que haja ancoragem das discordâncias interfaciais pelos átomos de carbono. (HONEYCOMBE, 1981).

Estudos relacionados com aços multifásicos (TRIP), têm muitas vezes considerada a transformação da bainita apenas como um meio para obtenção de uma fração maior de austenita retida estabilizada, em uma vasta faixa de condições para formação da bainita. Enquanto que é bem demonstrado que o efeito TRIP representa uma melhoria significativa nas propriedades, a natureza, tamanho e distribuição de outras fases certamente têm influências que devem ser melhor entendidas. Raramente têm sido reportados estudos relacionando estas variáveis.

Torna-se necessário aperfeiçoar o entendimento e, em particular, determinar os fatores básicos das características das estruturas bainíticas e das estruturas multifásicas e avaliar as possibilidades de influências das propriedades intrínsecas dessas estruturas, através de modificações nos processamentos térmicos e/ou termomecânicos. (HONEYCOMBE, 1981).

Quando numa estrutura multifásica, é obtida uma fração de austenita retida relativamente alta, sua transformação por efeito TRIP melhora significativamente a ductilidade e as características de conformabilidade do material. Estes aços são chamados aços multifásicos com efeito TRIP, ou simplesmente aços TRIP.

Os aços TRIP multifásicos consistem em uma matriz de ferrita contendo grãos de bainita e austenita dispersos. A austenita é metaestável a temperatura ambiente e é provável que se transforme em martensita durante uma deformação se estiver abaixo de  $M_d$ . É precisamente esta transformação martensítica por deformação induzida que é responsável pelo excelente equilíbrio de resistência-ductilidade apresentada pelos aços TRIP. (FURNÉMONT et al, 2002).

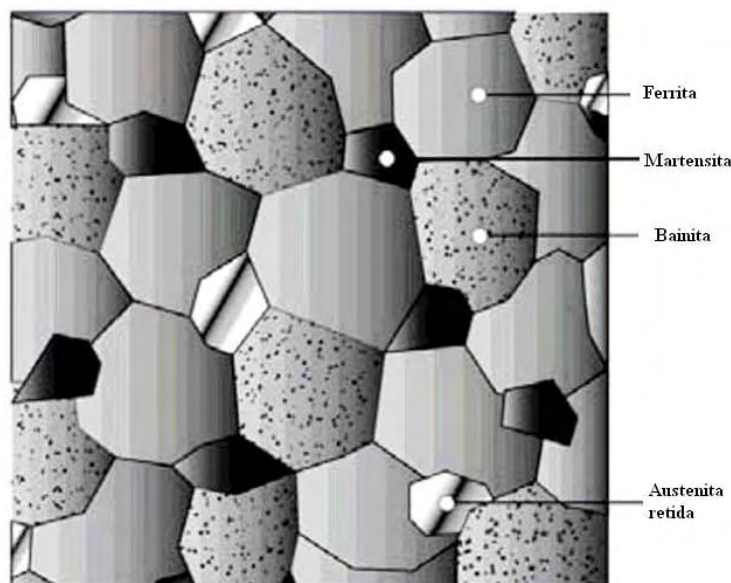


Figura 2.12: Esquema da microestrutura de um aço TRIP, contendo ferrita, martensita, bainita e austenita retida. (Committee on Automotive Application. Internacional Iron and Steel Institute, 1995). <<http://www.worldautosteel.org>>. Acesso em 27 jun 2006.

## 2.10 TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA

Bainita é um constituinte dos aços que são formados pela decomposição da austenita dentro de uma faixa de temperatura entre o campo da formação da martensita, ferrita e da perlita. Este constituinte consiste de um agregado de ferrita acicular e carbonetos. Esta morfologia muda progressivamente com a temperatura de transformação na qual o tamanho das partículas e a acicularidade da estrutura aumenta conforme diminui a temperatura” (BHADESHIA, 1992; BRAMFITT e SPEER, 1988). A transformação bainítica ocorre no intervalo de temperatura aproximado de 550 – 250°C. Ela é também denominada transformação intermediária, entre a perlita e martensita. (NOVIKOV, 1994).

Nos diagramas TTT dos aços, há um largo intervalo de temperatura, normalmente entre 250°C e 550°C, no qual não há formação de perlita ou martensita, conforme Hehemann (1970). A amplitude desta região é dependente da composição química dos aços. (% de carbono e elementos de liga). Nestas temperaturas formam-se



agregados finos de ferrita e cementita, sob a forma de ripas, as quais tem algumas das características das reações de alta temperatura como a difusão, envolvendo a ferrita, e simultaneamente algumas das características de transformação da martensita, como o cisalhamento.

Estas estruturas intermediárias entre os constituintes em equilíbrio do aço e a martensita, são no seu conjunto, designadas por Bainita, em homenagem a Edgar Bain que, em colaboração com Davenport (1930), as observou pela primeira vez durante uma investigação sistemática e pioneira da decomposição isotérmica da austenita (HONEYCOMBE, 1981).

A transformação bainítica é intrigante devido a sua natureza dupla. A transformação bainítica revela propriedades que são típicas de uma transformação de nucleação e crescimento, ao mesmo tempo apresenta um igual número de características que poderíamos classificá-la como reação martensítica.

Um dos fatores que mais tem complicado o estudo das estruturas bainíticas é sua grande variedade e complexidade, existindo diversos tipos diferentes de bainita, podendo sua morfologia variar de forma com o aumento da porcentagem de carbono. O tema bainita é motivo de muita pesquisa em todo o mundo, e muitas controvérsias continuam após setenta anos de sua descoberta.

### 2.10.1 Terminologias

Segundo Edgar Bain em colaboração com Davenport (1930) a bainita pode ser formada por transformação isotérmica. É classificada em dois tipos: superior e inferior. Na bainita superior a distribuição de carbonetos ocorre entre as ripas de ferrita e na bainita inferior a distribuição de carbonetos ocorre em parte no interior das ripas de ferrita e em parte entre as ripas de ferrita. Estes carbonetos normalmente são cementita. A diferença entre superior e inferior se estabelece também através da temperatura de transformação. O limite convencional é 350°C (NOVIKOV, 1994). Sendo, entre 550°C e 350°C bainita superior e entre 350°C e 250°C bainita inferior. Estas faixas de temperaturas podem variar em função da composição química do aço (BRAMFITT; SPEER, 1988; AZUMA et al, 2003).

Na Figura 2.13 demonstra-se a decomposição isotérmica da austenita de aços microligados com separação das curvas-C das transformações perlítica e bainítica.

Curvas do aço a, composição química 0,43C1,22Cr0,82Mn0,112V.

- 1-Início da formação da ferrita;
- 2-início da formação perlita;
- 3-final da transformação perlítica;
- 4-início da formação bainita;
- 5-final da transformação bainítica.

Curvas do aço b, composição química 0,43C3,52Cr.

- 1-Início da formação da perlita,
- 2-final da transformação perlítica,
- 3-início da formação da bainita,
- 4-final da transformação bainítica.

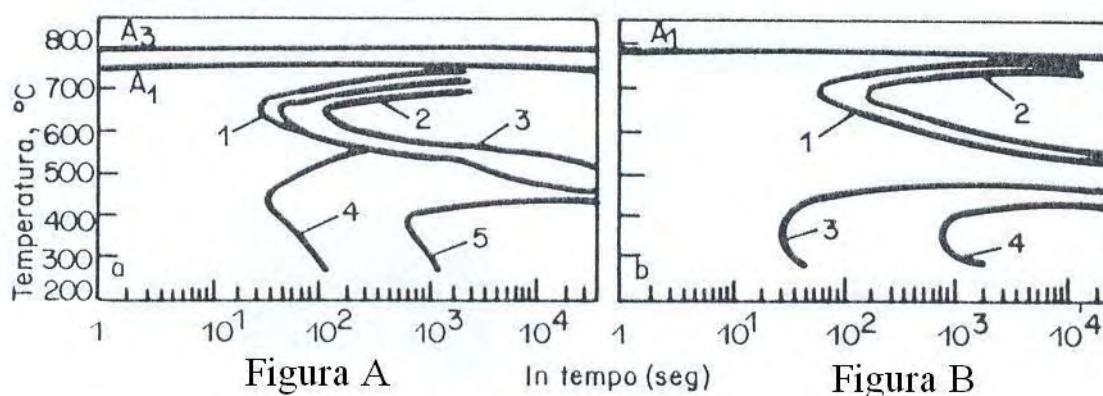


Figura 2.13: Diagramas de decomposição isotérmica da austenita de aços ligados, com separação das curvas-C das transformações perlítica e bainítica. (NOVIKOV, 1994)

A bainita que se forma durante o resfriamento contínuo, freqüentemente, é chamada de bainita granular. Esta terminologia é largamente utilizada na indústria.

Na mesma faixa de temperaturas das bainitas, aparece outra microestrutura denominada ferrita acicular, que consiste de uma série de placas que nucleiam de forma heterogênea a partir de inclusões não metálicas, crescendo em diferentes direções dando lugar a uma microestrutura desorganizada e caótica. As estruturas da

ferrita acicular e da bainita são diferentes. Enquanto a bainita cresce com uma série de placas paralelas em orientações cristalográficas idênticas, nucleando nos contornos de grão da austenita, as placas de ferrita acicular nucleiam no interior dos grãos, de forma radial com centro nas inclusões não metálicas.

Kennon (1980), catalogou trinta diferentes termos usados para descrever a microestrutura bainítica:

Tabela 2.1 - Termos usados para a morfologia bainítica (KENNON, 1980)

Termos		
Bainita superior	Bainita massiva	Bainita aparente
Bainita inferior	Bainita acicular	Bainita como formada
Bainita de alta temperatura	Bainita baixo carbono	Bainita revenida
Bainita de baixa temperatura	Bainita médio carbono	Bainita superior revenida
Bainita em bloco de coluna	Bainita alto carbono	Bainita inferior revenida
Bainita em bloco	Bainita baixo C ou liga	Bainita livre de carbonetos
Bainita colunar	Bainita I	Bainita incompleta
Bainita granular	Bainita II	Bainita clara
Ilha de bainita	Bainita III	Bainita no contorno de grão
Bainita lenticular	Bainita comum	Bainita inversa

Um dos fatores que mais tem complicado o estudo das estruturas bainíticas é sua grande variedade e complexidade, existindo diversos tipos diferentes de bainita, sua morfologia pode variar de forma importante com o aumento da porcentagem de carbono. O tema bainita é motivo de muita pesquisa em todo o mundo, e muitas controvérsias continuam após setenta anos de sua descoberta. No trabalho simplesmente chamaremos de bainita.

Nos aços bainíticos os grãos originais de austenita transformam-se em estruturas de ripas, cuja espessura varia geralmente entre 0,2 e 2 micrometros. As ripas formam feixes ou cachos; as fronteiras entre as ripas de um mesmo feixe são de pequeno ângulo, mas feixes adjacentes, têm uma rotação relativa de ângulo elevado. A espessura dos feixes é a característica fundamental da microestrutura que controla a propagação de fissuras de clivagem nestas estruturas (BHADESHIA, 1992).

A morfologia da bainita consiste de ripas finas de ferrita, curtas ou mais longas, em função do tratamento, semelhante a da ferrita de Windmanstätten, isentas ou não de precipitação interna.

Podem ocorrer placas finas de ferrita ao invés de ripas e partículas estreitas de cementita, na forma de bastões ou lâminas muito finas no interior destas placas, assemelhando-se a finas agulhas. Dependendo do tipo de bainita, pode apresentar filmes de martensita de alto teor de carbono, por transformação da austenita retida no resfriamento. (NOVIKOV, 1994)

As transformações perlíticas e bainíticas são na realidade, concorrentes entre si. Quando uma fração de uma liga tenha se transformada em perlita ou bainita, para obter perlita ou bainita é necessário reaquecer a liga para formar austenita e executar tratamento térmico adequado para obtenção do microconstituente desejado. (CALLISTER, 2002; BHADESHIA, 1992; BRAMFITT e SPEER, 1988).

### 2.10.2 Bainita granular

Bainita Granular é um termo freqüentemente empregado para descrever a bainita que se forma na transformação durante o resfriamento contínuo e apresenta um aspecto granular (HABRAKEN; ECONOMOPOULOS, 1967). Esta terminologia é largamente usada na indústria, área que a maioria dos aços não são tratados isotermicamente. Um bom exemplo é a indústria para geração de energia, a qual emprega grandes componentes de aço Cr-Mo que normalmente são resfriados do campo austenítico para induzir a formação de microestrutura bainítica.

A bainita granular não é facilmente distinguível da bainita convencional quando examinada no microscópio eletrônico de transmissão, uma vez que os mecanismos de

formação delas não são diferentes. No entanto, como a microestrutura se forma gradualmente durante o resfriamento, os feixes de bainita podem ser maiores. No microscópio óptico a microestrutura tem a aparência de blocos de bainita e austenita, assim é apropriado empregar o adjetivo "granular".

Uma característica, apesar de não ser a única, da bainita granular é a ausência de carbonetos na microestrutura. O carbono que é parcionado da ferrita bainítica estabiliza a austenita residual, assim, a microestrutura final contém austenita retida e martensita com alto teor de carbono em adição a ferrita bainítica.

(HABRAKEN; ECONOMOPOLUS, 1967).

### 2.10.3 **Bainita superior**

Quando a bainita se forma a partir da decomposição a altas temperaturas (superior a 350°C) da austenita recebe o nome de bainita superior.

A microestrutura da bainita superior consiste de ripas finas de ferrita, cada uma com espessura da ordem de 0,2 micrômetro e comprimento de 10 micrômetros. As das ripas crescem de forma agrupada formando feixes. Em cada um dos feixes as ripas são paralelas e possuem orientação cristalográfica idêntica, elas possuem cristalografia definida. As ripas individuais dos feixes são denominadas sub-unidades da bainita. Normalmente, elas são separadas por contornos com pequena misorientação ou por partículas de cementita. A Figura 2.14 mostra a microestrutura da bainita superior. Esta é uma micrografia de um aço rico em silício, em que suprimiu-se a precipitação da cementita. Ao invés de cementita, tem-se filmes de austenita entre as ripas de ferrita.

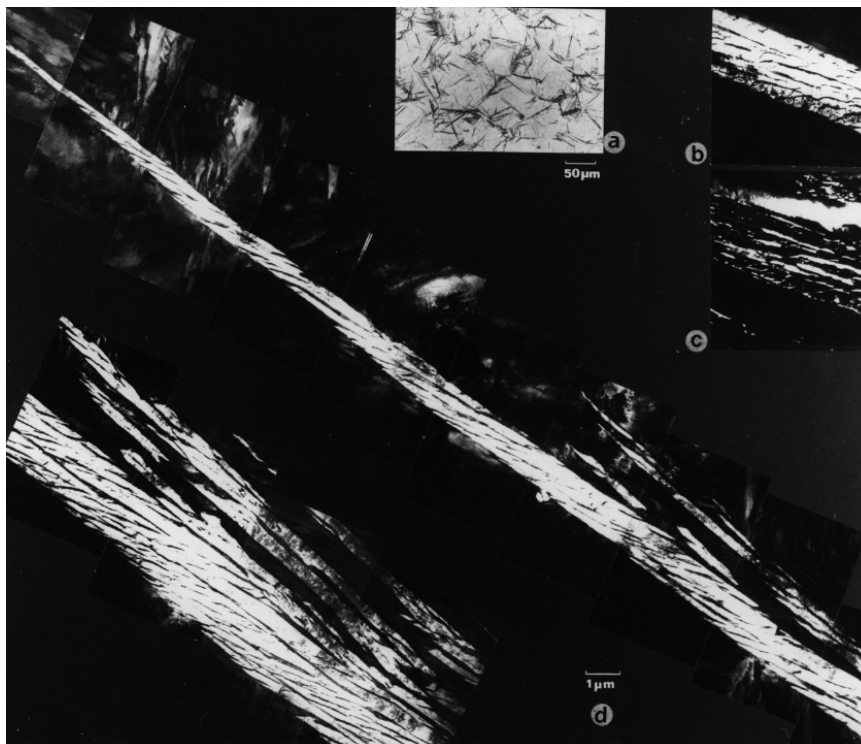


Figura 2.14: a) Fotomicrografia óptica; b) Fotomicrografia de transmissão em campo claro; c) imagem em campo escuro da austenita retida; d) montagem do feixe de bainita visto por microscopia eletrônica de transmissão (os feixes possuem a mesma aparência da ripa escura observada na microscopia óptica). Bhadeshia (2001).

A formação da bainita superior envolve estágios distintos, iniciando com a nucleação das ripas de ferrita nos contornos de grão da austenita. O crescimento das ripas é acompanhado por mudança de forma da região transformada, a mudança pode ser descrita como um plano invariante de deformação com uma grande componente de cisalhamento, virtualmente idêntica a observada durante a transformação martensítica.

A bainita cresce a temperatura relativamente alta quando comparada com a martensita. A alta tensão associada com a mudança de forma não pode ser suportada pela austenita e a resistência desta diminui com o aumento da temperatura. As tensões induzidas pela deformação são relaxadas pela deformação plástica da austenita adjacente. Na região há aumento na densidade de discordâncias causada pela deformação plástica da austenita devido ao movimento da interface induzido pela

transformação (Figura 2.15). Esta deformação plástica localizada impede o crescimento das ripas de ferrita, deste modo, cada sub-unidade atinge um tamanho limite, o qual é muito menor que o tamanho de grão da austenita.

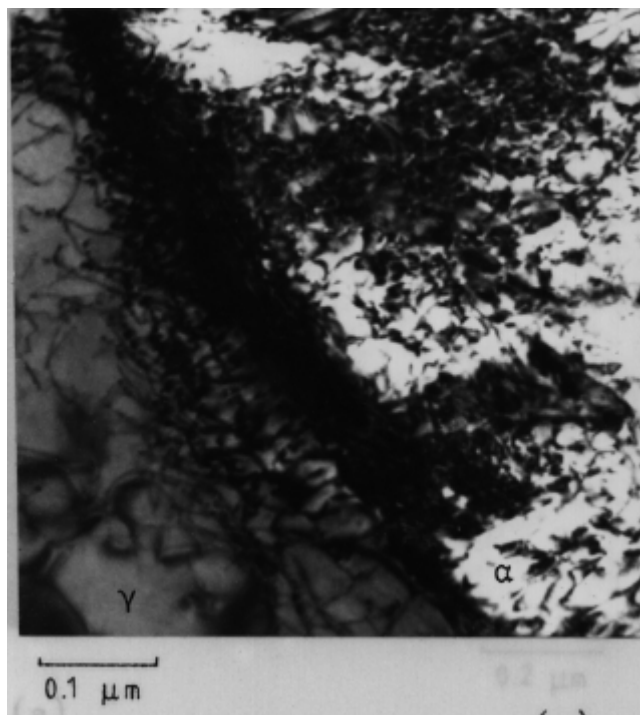


Figura 2.15: Emaranhado intenso de discordâncias que se forma na interface bainita (região clara) austenita (região escura) causada pela deformação induzida pela mudança de forma que acompanha a transformação bainítica. (BHADESHIA, 2001).

Anteriormente, foi enfatizado que a bainita superior forma-se em dois estágios distintos, o primeiro envolve a formação da ferrita bainítica, na qual o carbono possui pequena solubilidade (<0.02% em peso). No entanto, o crescimento da ferrita enriquece a austenita de carbono. Em consequência, da austenita residual ocorre a precipitação de cementita entre as sub-unidades. A quantidade de cementita precipitada depende da concentração de carbono da liga. Alta concentração induz a formação de microestrutura de ripas de ferrita separadas continuamente por camadas de cementita. Quando o teor de carbono é baixo a quantidade de cementita que se forma é pequena. Certa quantidade de elementos de liga, como por exemplo silício ou

alumínio, que retardam a formação da cementita, é adicionada ao aço, é possível suprimir a formação da cementita. A microestrutura da bainita superior será formada de ferrita bainítica e austenita retida enriquecida de carbono. A microestrutura pode conter também martensita se ocorrer a decomposição da austenita residual durante o resfriamento à temperatura ambiente.

#### 2.10.4 **Bainita Inferior**

A decomposição da austenita a temperatura mais baixa (inferior a 350°C) dá origem a bainita inferior. A bainita inferior possui microestrutura e características cristalográficas similares as apresentadas pela bainita superior. A maior diferença está na precipitação da cementita no interior das ripas de ferrita. Existem dois tipos de precipitados de cementita o que cresce a partir da austenita enriquecida em carbono e que separa as plaquetas de ferrita bainítica, e uma segunda cementita que precipita a partir da ferrita saturada. Esta última apresenta relação de orientação de revenido encontrada quando ocorre a precipitação de carbonetos durante o tratamento térmico da martensita.

A Figura 2.16 mostra diversos tipos de partículas de carboneto no interior da ferrita bainítica. A bainita inferior por outro lado consiste de plaquetas finas organizadas na forma de feixes, com cada plaqueta parcialmente separada por carbonetos ou por um filme de austenita retida com alto teor de carbono (BHADESHIA, 2001).





Figura 2.16: Microestrutura da bainita inferior (BHADESHIA, 2001).

Não é necessário que os carbonetos da ferrita sejam cementita. Dependendo da composição química e da temperatura de transformação, outros tipos de carbonetos de transição podem ser formados primeiro. Por exemplo, em aços com alto de carbono contendo mais que 1% de silício (este retarda a formação da cementita), pode-se observar a precipitação de carbonetos epsilon na ferrita bainítica.

É observado através do microscópio eletrônico de transmissão na Figura 2.17 que a bainita inferior apresenta uma variante de partícula de carboneto em cada ripa. Uma única variante tende a ocorrer quando a energia de ativação para a precipitação da cementita é pequena, como por exemplo em aço baixo carbono ou a alta temperatura em que o carbono pode sair rapidamente da ferrita saturada. (BHADESHIA, 2001).



Figura 2.17: Relação de orientação cristalográfica (BHADESHIA, 2001).

Outra explicação possível é que a precipitação dos carbonetos é influenciada pela tensão criada pelo crescimento da bainita inferior. O efeito pode ser reduzido durante o revenido da martensita porque a energia de ativação para a precipitação dos carbonetos é grande.

Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura de ordem nanométrica e cerca de 500 nm de comprimento. Uma vez que eles precipitam no interior da ferrita, uma pequena quantidade é dividida com a austenita residual. Isto significa que um número pequeno de carbonetos finos precipitam entre as ripas de ferrita, quando comparado com a bainita superior.

Uma consequência importante é que a bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior, apesar de possuir maior resistência mecânica. Os carbonetos grosseiros de cementita na bainita superior possuem tendência em serem pontos de nucleação de microcavidades e de trincas de clivagem.

Na Figura 2.18 está representado o esquema da formação da bainita superior e inferior e suas principais diferenças.

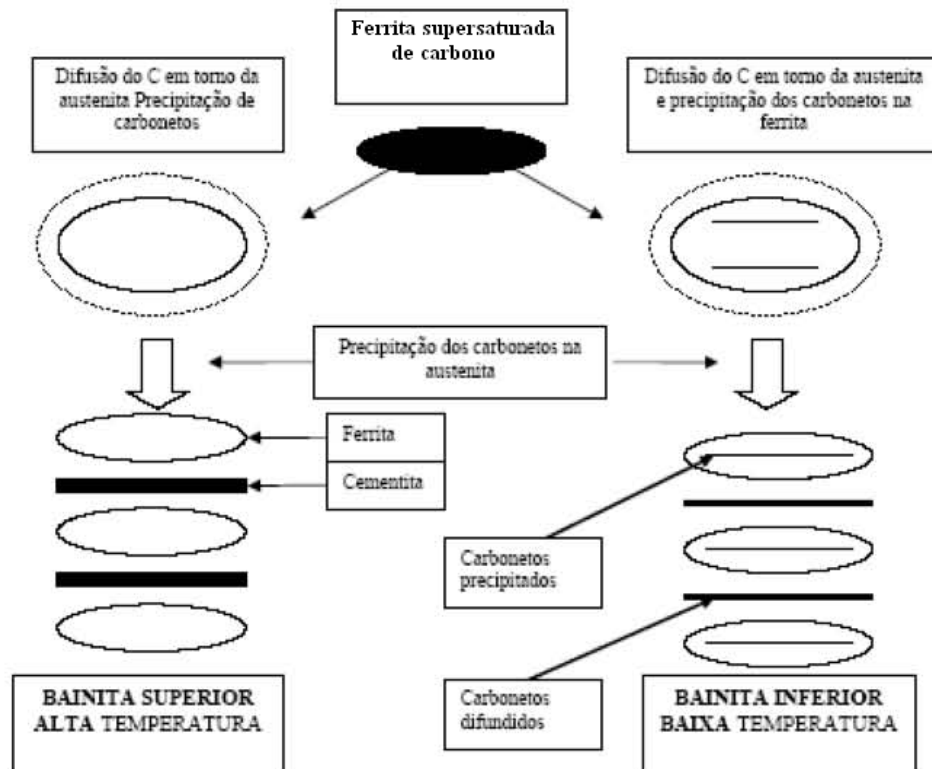


Figura 2.18: Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior. (BHADESHIA, 1999).

### 2.10.5 Cinética da transformação bainítica

Nos aços-carbono é por vezes difícil separar a reação bainita, das reações ferrítica e perlítica, já que estas fases podem-se formar em condições próximas das que conduzem a bainita. Assim a curva TTT de um aço com 0,8 % C é uma curva contínua, embora ocorram ambas as reações, de formação da perlita e da bainita, na verdade é difícil separar suficientemente as duas reações de modo a estudar as respectivas cinéticas. A adição de certos elementos de liga permite a separação das reações, aparecendo, então, duas curvas distintas no diagrama TTT, o qual perde a forma habitual em C.

Na Figura 2.19, está mostrando diagrama TTT mais complexo de um aço tipo 4340. Verifica-se a separação nítida das reações perlítica e bainita e a interrelação entre a transformação bainítica e a temperatura  $M_s$ .

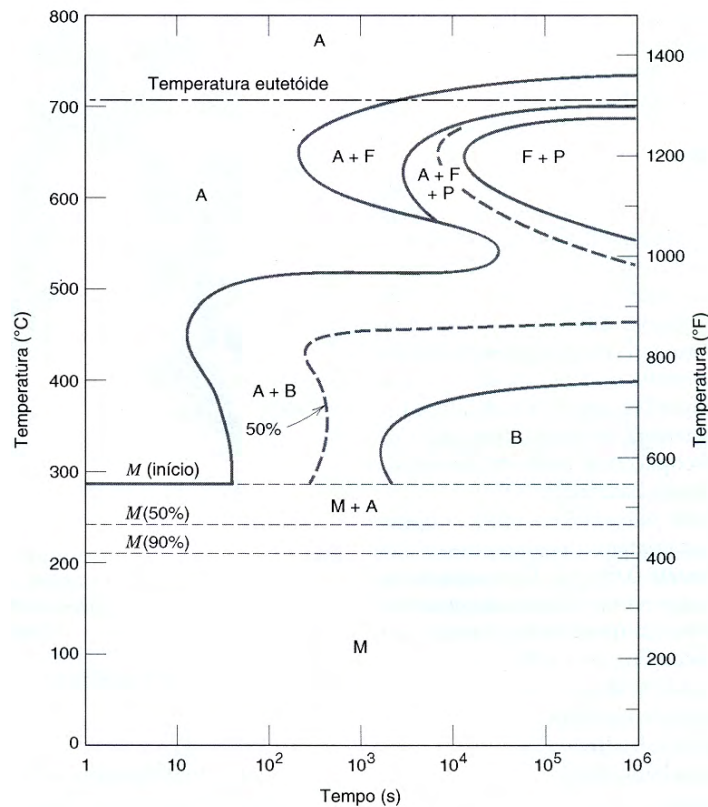


Figura 2.19: Curva TTT para um aço tipo 4340 (CALLISTER, 2002)

### 2.10.6 Efeitos dos elementos de liga na formação das microes-truturas dos aços bainíticos.

Os elementos de liga influenciam de maneira significativa tanto a microestrutura quanto as propriedades mecânicas dos aços, mas estas melhorias têm de superar os aumentos de custos que introduzem estes elementos de liga.

O carbono é o elemento de liga mais importante na composição química de um aço e, embora seja o mais barato, tem efeito negativo na sua soldabilidade. O molibdênio e o cromo são elementos de liga mais caros. O manganês e o silício, também mais baratos, são considerados elementos atraentes para aplicação nos aços, devido as suas ótimas qualidades desoxidantes, eleva a resistência da ferrita sem perda de ductilidade além do manganês em teores maiores estabilizar a austenita. Os aços para fins estruturais de melhor qualidade contêm níquel, cromo e molibdênio (teor

total em peso  $\leq 6\%$ ), e podem conter pequenos teores de boro e vanádio. O aço AISI 4340 é um aço estrutural Cr-Ni-Mo com médio teor de carbono.

O carbono tem grande efeito na faixa de temperatura em que ocorre a formação da bainita. A temperatura de formação é reduzida por alguns elementos de liga, mas o carbono exerce o maior efeito sobre a temperatura, na fórmula abaixo demonstra este efeito.

$$B_s (\text{°C}) = 830 - 270(\%C) - 90(\%Mn) - 37(\%Ni) - 70(\%Cr) - 83(\%Mo)$$

O carbono tem maior solubilidade na austenita do que na ferrita e tem um grande potencial para estabilizar a austenita, o que leva ao atraso da velocidade da reação. Foi constatado também que o aumento do teor de carbono torna mais fácil a formação da bainita inferior, porque torna mais difícil para as ripas de ferrita bainítica supersaturadas sofrerem difusão do carbono antes da precipitação da cementita.

A adição de outros elementos de liga, normalmente, retarda a reação ferrítica e perlítica, e a reação bainítica é deslocada para temperaturas menores. Esses efeitos causam uma grande separação na região da reação, e a curva TTT, para um grande número de aços, apresenta as curvas “C” para a reação bainítica e perlítica claramente separadas. No entanto, é difícil obter a microestrutura completamente bainítica, devido à proximidade das reações martensítica e bainítica.

Uma separação efetiva da região da reação bainítica em aços baixo carbono pode ser obtida pela adição de boro e molibdênio.

O molibdênio (Mo) induz a reação bainítica pela separação das curvas de transformação, eleva e controla a temperabilidade, reduz susceptibilidade à fragilização pelo revenido e possibilita a obtenção da bainita em resfriamento contínuo.

O boro (B) retarda marcadamente a reação ferrítica sem afetar o início da transformação martensítica. Isto permite que a reação bainítica ocorra em tempos menores. Ao mesmo tempo, a curva bainítica é fortemente afetada pela adição de boro e, em consequência, não ocorre formação da martensita. Deste modo, para uma grande faixa de velocidade de resfriamento é possível obter aços completamente bainíticos (BHADESHIA, 1992).

O boro (B) quando juntamente com outros elementos de liga, melhora a temperabilidade do aço, deslocando a curva TTT para a direita (TAMEHIRO et al, 1987).

Os aços ao boro (B) aliam alta resistência com aumento de temperabilidade, sem perda da ductilidade, principalmente nos aços baixo carbono, por isso são largamente empregados em aços temperados e revenidos.

Para os aços baixa liga e baixo carbono costuma-se adicionar pequenos teores de boro para evitar a formação da ferrita alotriomórfica e aumentar a capacidade de endurecimento da bainita. A ferrita alotriomórfica é a ferrita transformada ao longo dos contornos de grão da austenita por mecanismo de difusão e é diferente da ferrita bainítica que abrange a ferrita de Widmanstätten, a bainita convencional e a ferrita acicular. Com o aumento da taxa de resfriamento, a quantidade de ferrita alotriomórfica diminui enquanto a ferrita bainítica aumenta.

A morfologia da bainita também varia, porque a transformação ocorre a uma temperatura mais baixa, conforme o resfriamento torna-se mais rápido (CHO et al, 2003). Costuma-se empregar em combinação com o boro, elementos refinadores de grão que melhoram as propriedades mecânicas dos aços, sendo os mais comuns o nióbio, titânio, vanádio e também o alumínio. O refino do grão melhora em geral as propriedades mecânicas dos aços (HONEYCOMBE, 1981). A adição de cromo em pequenos teores eleva a temperabilidade, eleva substancialmente a resistência à oxidação, à corrosão, à abrasão (com alto C) e a resistência mecânica em altas temperaturas. A adição de níquel eleva a temperabilidade, eleva a tenacidade a baixas temperaturas e a resistência da ferrita. Em altos teores confere resistência à corrosão, e quando associado com cromo e molibdênio confere melhores propriedades mecânicas ao aço, aumentando a temperabilidade e reduzindo a ductilidade e a estampabilidade.

### **2.10.7 Aplicação dos aços bainíticos e multifásicos**

Os aços bainíticos e multifásicos apresentam resistência a tração entre 1.200 MPa e 1.600 MPa igualando aos aços martensíticos convencionais, com melhores características de conformação (TOMITA, 1989).

Aços Cr-W com estrutura bainítica ou multifásica (ferrita + martensita + bainita + austenita retida) são usados em componentes de reatores nucleares, devido a sua baixa radioatividade, em substituição aos aços Cr-Mo-V-Nb com estrutura martensítica ou aços Cr-Mo-V-W com estrutura bifásica (ferrita e martensita) (ABE; NAKAZAWA, 1992).

Os aços de alta resistência e baixa liga com baixo teor de carbono com microestrutura bainítica ou multifásica representam uma nova família de aços são utilizados em tubos para gás e óleo em ambientes de baixas temperaturas como região do Mar do Norte, Canadá e Sibéria. Esses aços têm limite de escoamento da ordem de 500 MPa, alta tenacidade e boa resistência ao desgaste (HONEYCOMBE, 1981).

Exemplos de uso dos aços bainíticos seriam os grandes forjados e grandes rotores de gerador que são quase inteiramente bainíticos. Outros exemplos são os aços estruturais de alta resistência, que mais freqüentemente têm consistido de ferrita-bainita, e algumas vezes os aços Mo-B que são inteiramente bainíticos (ABE; NAKAZAWA, 1992).

Um outro exemplo é a aplicação na indústria de geração de energia que emprega grandes componentes em aço Cr-Mo, como o aço AISI 4340, normalmente resfriado do campo austenítico para induzir a formação de microestrutura bainítica (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1995).

Os aços bainíticos têm larga aplicação na indústria devido à combinação de resistência, tenacidade e preço. Aços bainíticos com resistência em torno de 1000MPa e elementos de liga inferior a 2% são excelentes para aplicação em altas temperaturas, devido ao comportamento frente ao efeito fluência (BHADESHIA, 1995).

Os aços bainíticos têm boa aplicação na indústria automobilística na confecção de barras de reforço para resistir a impactos e proteger contra colisões laterais, tendo também boa aplicação em componentes forjados, como virabrequim (BHADESHIA, 1995).

Anteriormente, peças como virabrequim eram feitas com aços martensíticos, com operações de forjamento, endurecimento, revenido, desempenamento e, finalmente, alívio de tensões. Todas as operações de tratamento térmico foram substituídas por resfriamento controlado, a partir da temperatura de forjamento, para induzir a

formação da microestrutura bainítica, com redução de custo. O resfriamento, a partir da temperatura de forjamento, até uma temperatura como a de transformação isotérmica e manutenção nesta temperatura por um determinado tempo, para em seguida resfriar até a temperatura ambiente, ao invés do resfriamento brusco convencional nos processos de têmpera, evita também o aparecimento de trincas e empenamentos pela diminuição das tensões internas geradas como acontece na têmpera (BHADESHIA, 1995).

Aços bainíticos resistentes à fadiga têm sido usados na indústria de geração de energia há mais de cinquenta anos, sendo garantida a formação de bainita em toda sua seção com resfriamento contínuo. Além disso, sua boa temperabilidade permite a confecção de peças de grande diâmetro (acima de um metro de diâmetro). Empregam-se cromo e molibdênio para garantir a temperabilidade e durante o tratamento térmico subsequente há precipitação de carbonetos finos que melhoram a resistência à fadiga (BHADESHIA, 1995).

O desenvolvimento tecnológico da laminação tem permitido o resfriamento rápido das chapas de aços sem causar distorções. Este avanço levou ao desenvolvimento de “aços com resfriamento acelerado” com microestrutura bainítica e compete com os aços produzidos por laminação controlada convencional. Entretanto, durante este processamento surgiram formações de constituintes aciculares, do tipo bainita superior e martensita, que embora tivessem uma pequena perda de tenacidade, permitiu apresentarem microestrutura bainítica que competem com os aços produzidos por laminação controlada convencional. (BHADESHIA, 1995).

## 2.11 FERRITA ACICULAR

O desenvolvimento de ferrita acicular em metais de solda (NAKANISHI, 1976; ABSON; PARGETER, 1986) e em aços forjados (HOMMA; OHKITA; MATSUDA; YAMAMOTO; NISHIYOKA; TAMEHIRO, 1981) trouxe grande expectativa nas aplicações industriais, principalmente pela excelente resistência.

A microestrutura de ferrita acicular tem o potencial de combinar alta resistência e tenacidade. A ferrita acicular nucleia em inclusões não metálicas de pequenos



diâmetros dentro de grãos de austenita grandes, e crescem em muitas orientações diferentes das inclusões não metálicas e mantêm uma relação de orientação com o grão austenítico Figuras 2.20 e 2.21. A microestrutura resultante é desorganizada ou caótica quando comparada com a bainita ou ferrita de Widmanstatten Figura 2.22. A bainita e a ferrita de Widmanstatten tem tendência para formar pacotes de placas paralelas que são orientadas identicamente (BHADESHIA, 2001; GRONG; MATLOCK, 1986).

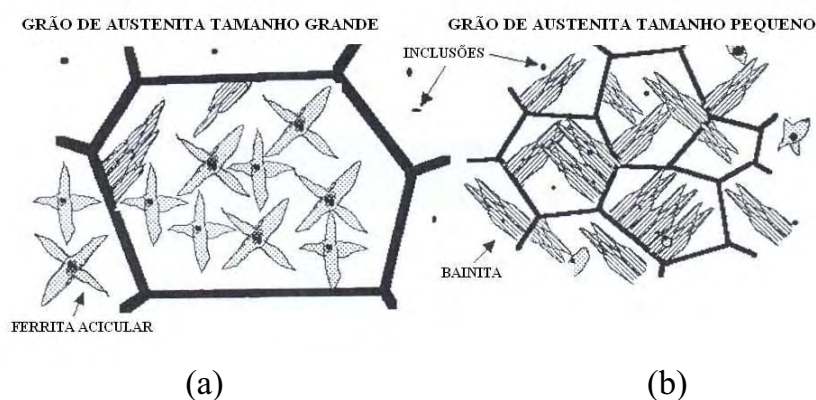


Figura 2.20: Efeito do tamanho de grão austenítico no desenvolvimento de : a) ferrita acicular intragranular em granulação grosseira b) bainita nos contornos de grãos finos (BHADESHIA, 2001; GRONG; MATLOCK, 1986).

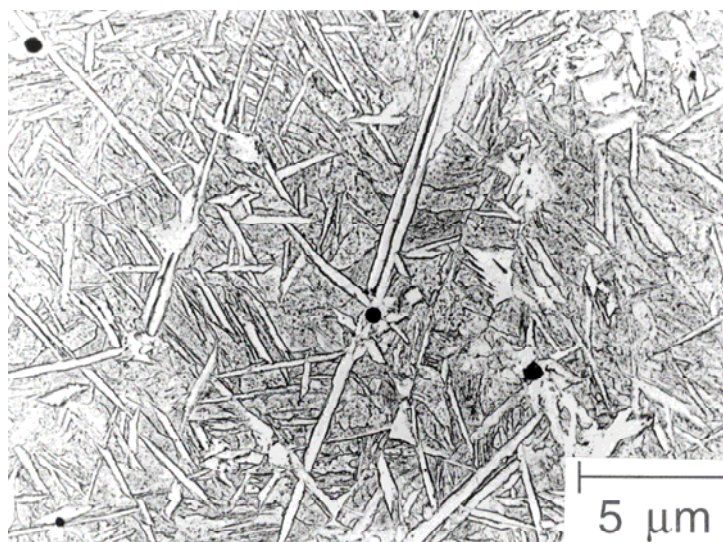


Figura 2.21: Fotomicrografia de placas de ferrita acicular em um metal de solda em aço realizada no microscópio eletrônico de transmissão (BHADESHIA, 2001).

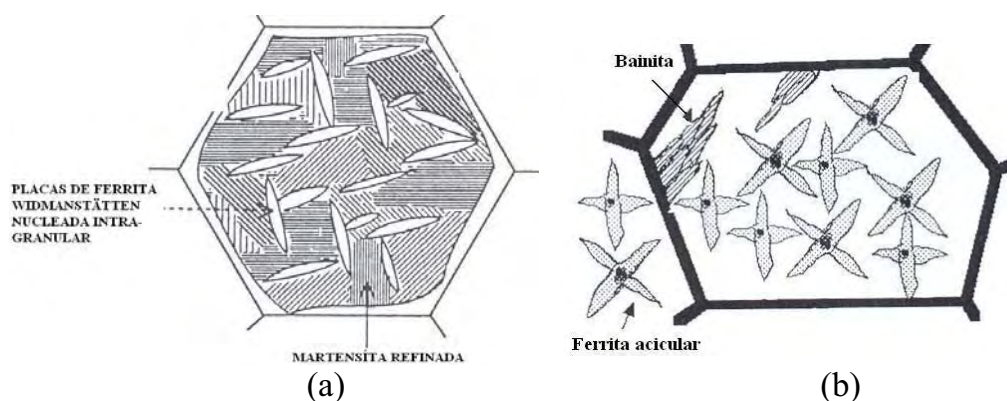


Figura 2.22: Diferença da microestrutura de ferrita Widmantätten, bainita e ferrita acicular. a) Microestrutura de ferrita Widmantätten (BABU; BHADESHIA, 1990) b) Microestrutura de bainita e ferrita acicular (BHADESHIA; GRONG; MATLOCK, 1986).

A ferrita acicular e bainita são formadas pelo mesmo mecanismo de transformação. (STRANGWOOD; BHADESHIA, 1987). Ambas microestruturas desenvolvem na mesma faixa de temperatura, abaixo da alta temperatura onde forma a perlita ou a ferrita, mas acima da temperatura de início de formação da martensita.

Na bainita, a ferrita do contorno de grão da austenita inicia formação de feixes de placas paralelas de bainita com a mesma orientação cristológica com o grão austenítico. Enquanto que a ferrita acicular é transformada por nucleação intragranular e sobre inclusões não metálicas e mantém a orientação cristológica com grão austenítico. (ABSON; DOLBY, 1987, COCHRANE; KIRKWOOD, 1978). A microestrutura ferrita acicular é desorganizada dificultando propagação de trincas.

A trinca tem que seguir então, um caminho mais longo e mudar frequentemente de direção na microestrutura de ferrita acicular, conseqüentemente exigindo maior consumo de energia na propagação da trinca.

Ferrita acicular cresce claramente por um mecanismo de deslocamento e assim há outras conseqüências no desenvolvimento da microestrutura. Placas de ferrita acicular são confinados aos grãos nos quais crescem devido o movimento coordenado de átomos associado com o mecanismo de transformação por deslocamento, o contorno de grão não o sustenta. (STRANGWOOD; BHADESHIA, 1987).

A transformação da ferrita acicular exhibe o fenômeno de reação incompleta, característica importante da bainita. Na proporção que a reação decresce no sentido de zero, a temperatura de transformação é incrementada no sentido  $B_s$  (YANG, BHADESHIA, 1987; STRANGWOOD; BHADESHIA, 1987). Transformação isotérmica cessa quando a concentração de carbono da austenita residual exceder a curva  $T'_0$ , Figura 2.23. Isto demonstra que a ferrita acicular cresce com a saturação do carbono, mas o excesso de carbono é rejeitado na austenita remanescente.

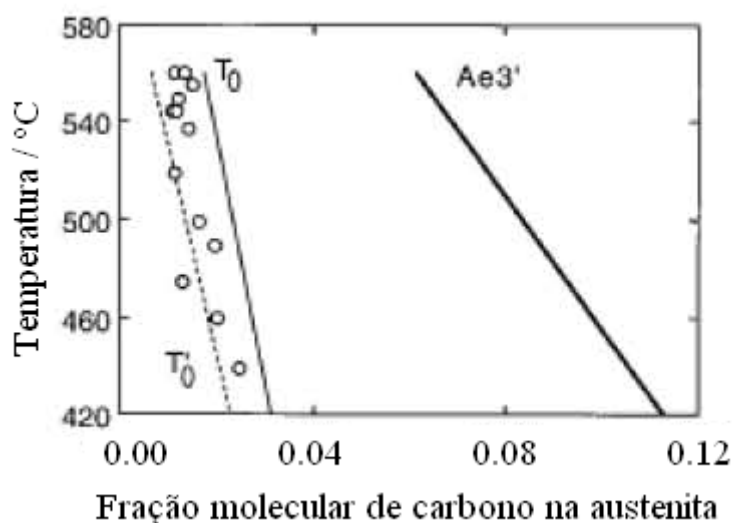


Figura 2.23. Dado experimental no qual a austenita é transformada isotermicamente em ferrita acicular, mostrando que a reação pára quando a concentração de carbono da austenita ultrapassa a curva  $T'_0$ . (STRANGWOOD; BHADESHIA, 1987)

Ferrita acicular é bainita de nucleação intragranular. Assim deveria ser possível permutação entre estas duas morfologias controlando o local de nucleação. Bainita forma quando o grão de austenita é pequeno, porque a nucleação predomina então nos contornos de grão. A bainita cresce nos interiores dos grãos de austenita, prevenindo o desenvolvimento de ferrita acicular. Com o grão de austenita grande, diminui área de contorno de grão, locais preferenciais para início de nucleação da bainita. Com grão de austenita grande a densidade de número de inclusões aumenta, os locais de nucleação que promovem a formação de ferrita acicular às custas da bainita (Figura 2.20).

### 2.11.1 Efeito da temperatura de austenitização sobre tamanho de grão

O crescimento de grão não precisa ser precedido por processos de recuperação e recristalização, ele pode ocorrer em todos os materiais policristalinos. O crescimento de grão ocorre pela migração de contornos de grão. Os grãos maiores crescem às custas dos menores.

A velocidade de nucleação e linear de crescimento de grão aumenta com a elevação da temperatura.

Cota et al. (2002) realizaram um trabalho que comprova a teoria citada acima. Um aço foi austenizado em várias temperaturas com tempo de encharque de 30 minutos. A variação do tamanho de grão está demonstrada na Figura 2.24.

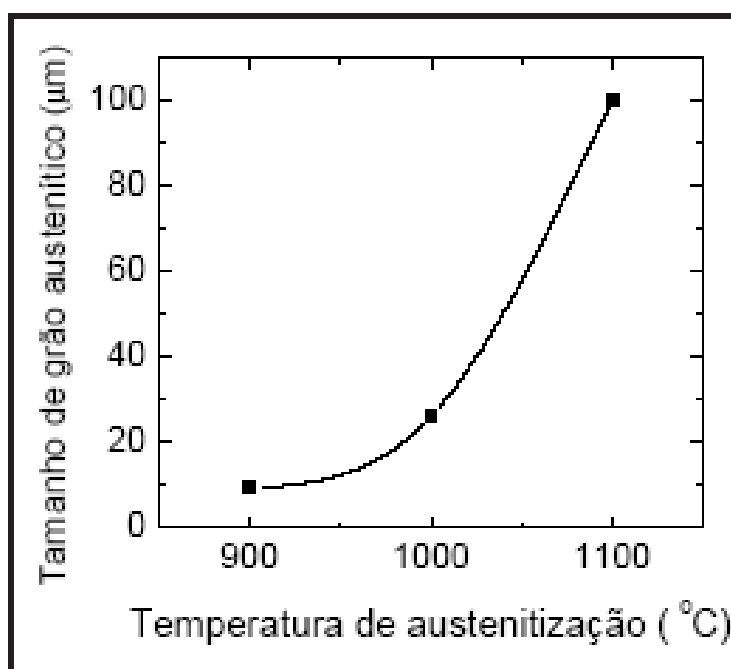


Figura 2.24: Tamanho de grão médio austenítico em função da temperatura de austenitização. (COTA et al., 2002).

### 2.11.2 Mecanismo de transição da bainita para ferrita acicular

Muitos trabalhos experimentais tem provado e evidenciado que a ferrita é essencialmente bainita nucleada intragranular (BHADESHIA et al., 1987, 1988).

Bainita e ferrita acicular são obtidas sob a mesma temperatura isotérmica de transformação em aços ricos em inclusões.

Para obter bainita o grão de austenita tem que ser pequeno (Yang; Bhadeshia, 1987). Grãos pequenos de austenita aumenta a área de contorno de grão, local preferencial de nucleação da bainita. A nucleação da bainita inicia nos contornos de grãos austeníticos para o centro dos mesmos, preenchendo-os completamente. A ferrita acicular nucleia intragranularmente nas inclusões não metálicas em grãos grandes de austenita. Usando o mesmo raciocínio, não é encontrada ferrita acicular quando a densidade de números de locais de nucleação intragranular for pequena. Alguns dos resultados experimentais confirmam ferrita acicular é bainita nucleada intragranularmente (HARRISON; FARRAR, 1981). Nas Figuras 2.25 a, b e c está esquematizado a transição da bainita para ferrita acicular. Para uma mesma temperatura de transformação nos casos ilustrados, as diferenças são as seguintes: Na Figura 2.25 (a) onde foi variada a densidade de inclusões para o mesmo tamanho de grão de austenita, a amostra com baixa densidade de inclusões, há transformação para bainita desde que a densidade de sítios de nucleação dos contornos de grão da austenita seja relativamente alta. Na Figura 2.25 (b) um aumento no tamanho de grão de austenita e uma densidade de inclusões constante simula uma transição de microestrutura predominantemente bainítica para microestrutura ferrítica acicular (YANG; BHADESHIA, 1987). Finalmente, na Figura 2.25 (c) mostra o crescimento de uma camada de ferrita alotriomorfa inerte nos contornos de grão da austenita causa uma transição de bainita para ferrita acicular (BABU; BHADESHIA, 1990).

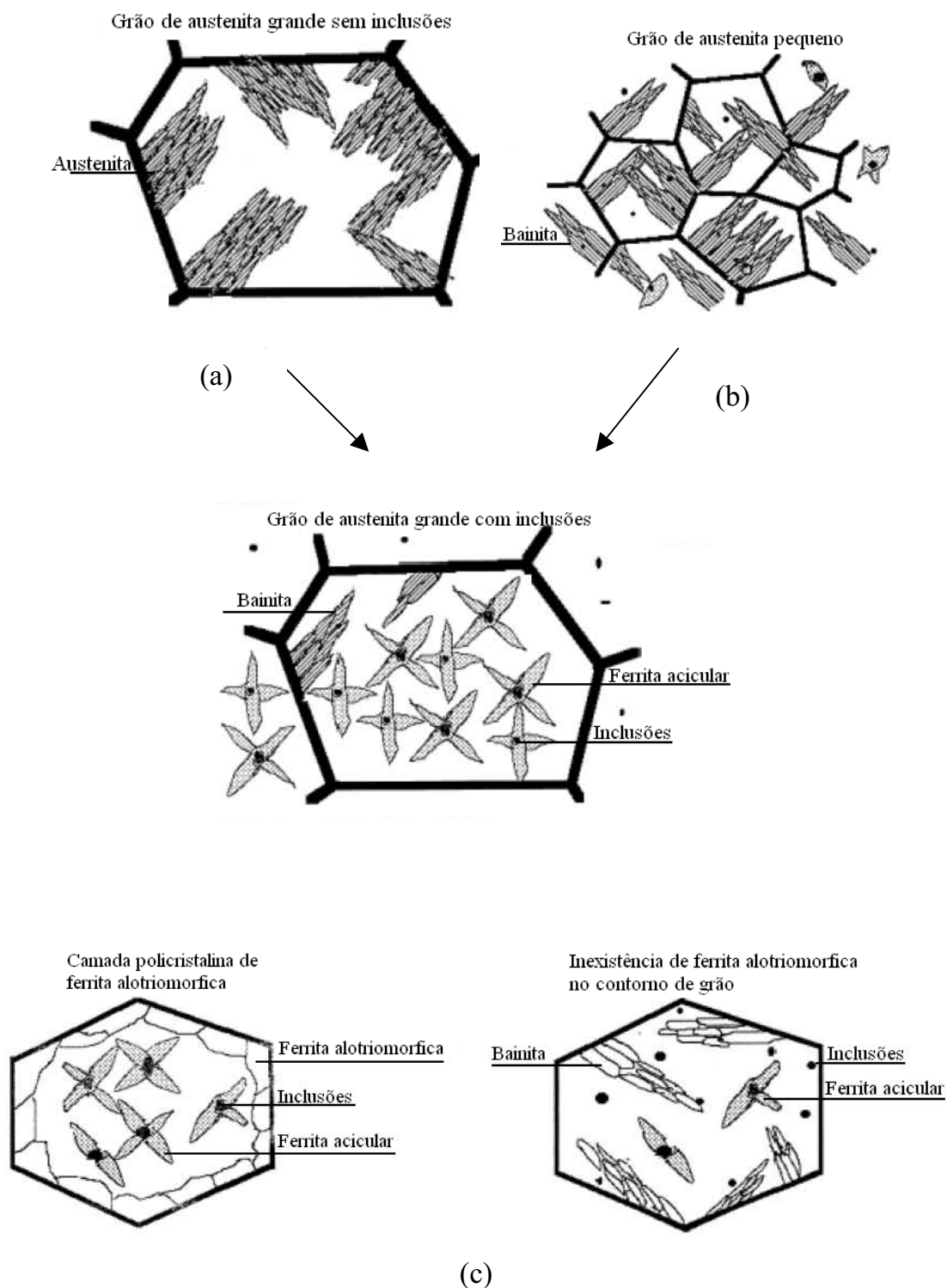


Figura 2.25: Ilustração esquemática de nucleação de bainita ou ferrita accicular em função do tamanho de grão de austenita, densidade de inclusões e ferrita alotriomórfica inerte (HARRISON; FARRAR, 1981).

Aços contendo inclusões apropriadas e soldados, a relação de ferrita acicular é maior na ZTA, onde o grão austenítico é maior. Afastando da ZTA, diminui as

inclusões e o tamanho de grão, conseqüentemente aumenta a quantidade de bainita em detrimento da ferrita acicular (Figura 2.26).

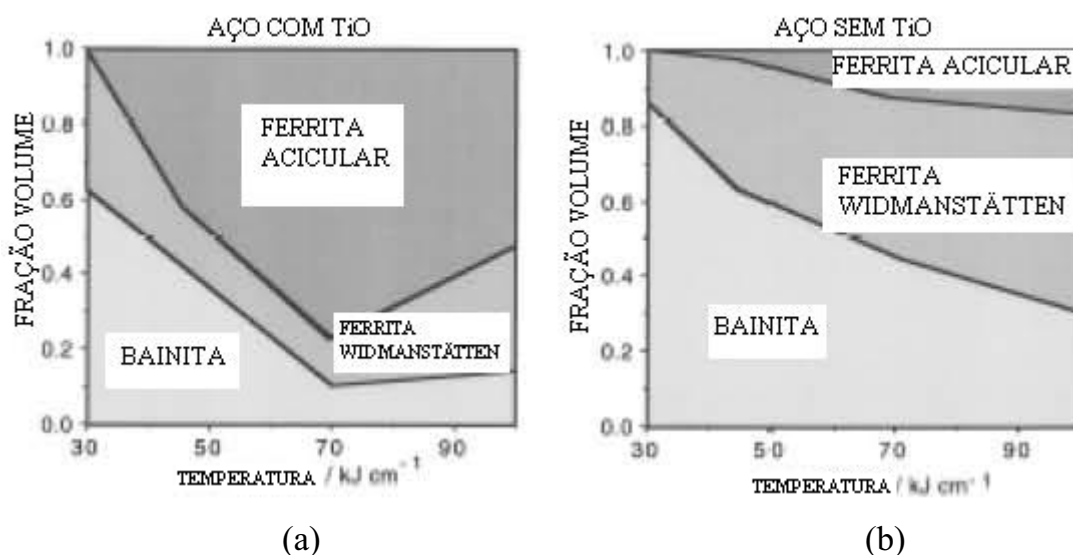


Figura 2.26: Mudança na microestrutura na ZTA em função da temperatura. a) Aço contendo partícula de óxido de titânio b) Aço sem partícula de óxido de titânio.(BHADESHIA, 2001).

Microestruturas organizadas e livres de inclusões são desejáveis e encontradas frequentemente nos aços. Por exemplo placas de ferrita frequentemente crescem na forma de pacotes que contêm placas paralelas, que estão na mesma orientação cristalográfica.

Dados cristalográficos mostram que placas de ferrita acicular nucleados na mesma inclusão não metálica têm diferente orientação cristalográfica (GOURGUES et al., 2000). Na propagação de trincas as mesmas são deslocadas a cada encontro com placas de ferrita acicular, com diferentes orientações cristalográfica Figura 2.27. Esta desorganização cristalográfica da ferrita acicular é responsável pelas excelentes propriedades mecânicas, em especialmente a tenacidade.

Portanto, ferrita acicular é reconhecida como uma microestrutura amplamente desejável (GOURGUES et al., 2000).

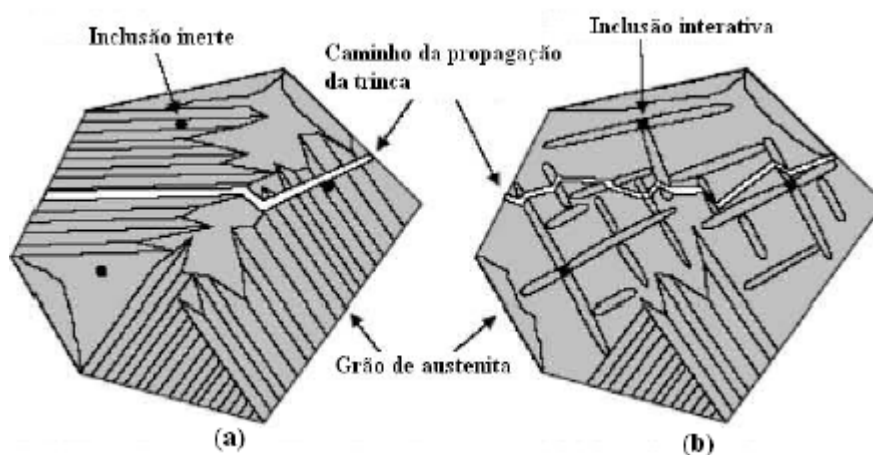


Figura 2.27: Ilustração esquemática do diagrama da deflexão da trinca em pacote de contorno de alto ângulo de ferrita acicular. a) Aço desoxidação convencional ao Al-Ca. b) Aço desoxidado ao Ti.(EIJK; GRONG; HJELEN, 1999).

O tamanho da inclusão não metálica, composição química da inclusão e taxa de arrefecimento são fatores muito importantes que controlam a quantidade de fração volumétrica da ferrita acicular formada. (LEE; KIM; KANG; HWANG, 2000). Porém nem todas inclusões não metálicas são efetivamente boas para promover nucleação da ferrita acicular. Vários estudos indicam que ferrita acicular é nucleada por certos tipos de inclusões. De acordo com Choi; Hill (1978), Ricks; Howell; Barritte (1982) e Homma; Okita; Wakabayashi (1981) finas inclusões de óxidos, nitreto de boro, nitreto de titânio são bons nucleantes para ferrita acicular.

A densidade de nucleação da ferrita acicular têm fortes correlações com a forma, tamanho, composição química e quantidade de inclusões no aço.

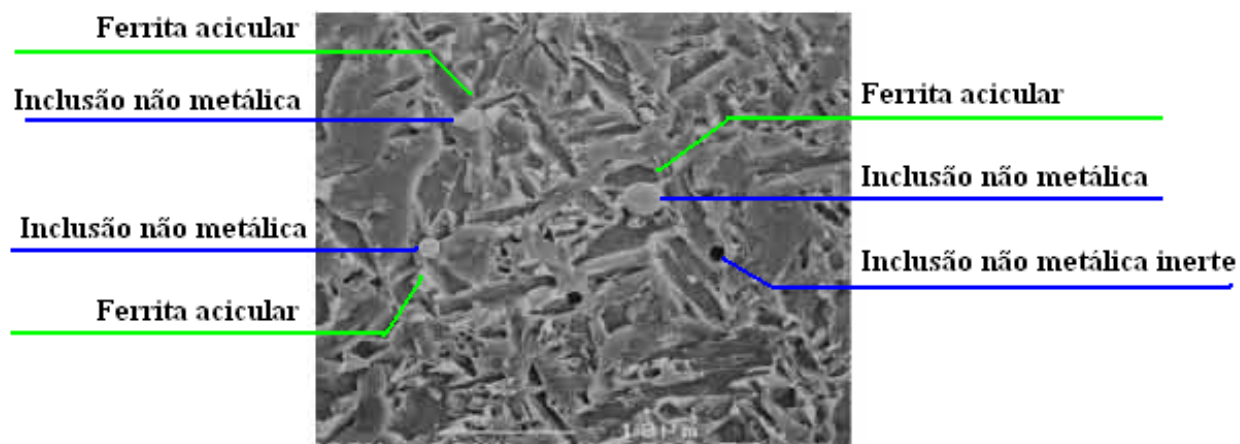
No trabalho realizado por Lee et al (2000), são demonstradas estas correlações. Na Figura 2.28 (a) é observado, que a maioria das inclusões tem forma esférica, com tamanho variando em torno de  $3\mu\text{m}$ . Algumas inclusões parecem agir como nucleante para ferrita acicular. As inclusões nucleantes são geralmente maiores em tamanho comparado com as inclusões não nucleantes.

Observando ainda a Figura 2.28 (a), tem-se três inclusões com tamanhos diferentes. É observado na inclusão de maior tamanho, várias placas de ferrita acicular

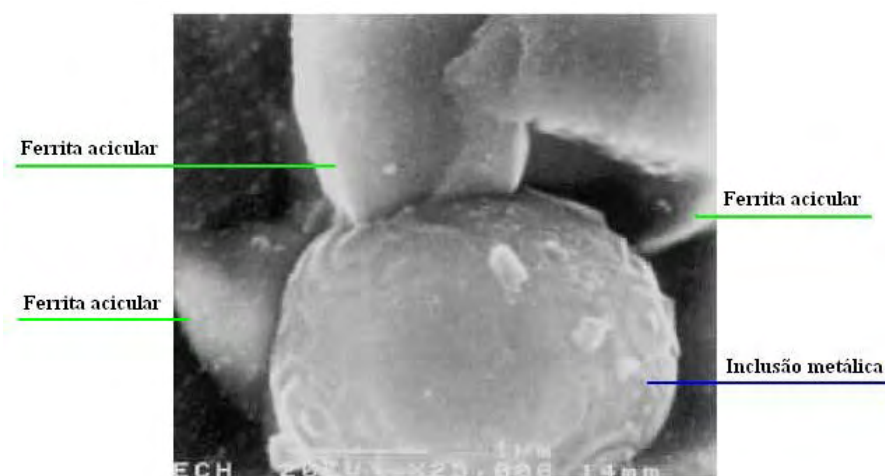


emanando da mesma, enquanto das partículas menores temos poucas placas de ferrita emanando ou quase nulo ou nulo por completo.

Na Figura 2.28 (b) é mostrado placas de ferrita acicular acopladas a inclusão.



(a)



(b)

Figura 2.28: Micrografia realizada no microscópio eletrônico de varredura:

- a) mostrando inclusões de vários tamanhos. b) mostrando nucleação de ferrita originando da inclusão. (LEE; et al., 2000)

O tamanho da inclusão influencia a nucleação da ferrita acicular de modo sistemático. Em uma inclusão de  $0,2\mu\text{m}$  a probabilidade de nucleação da ferrita acicular é quase zero. Aumentando o tamanho da inclusão acima de  $0,2\mu\text{m}$  a

probabilidade de nucleação aumenta.

Este fato confirma que maior tamanho de inclusão, favorece a nucleação da ferrita acicular. A Figura 2.29 demonstra o fato relatado acima.

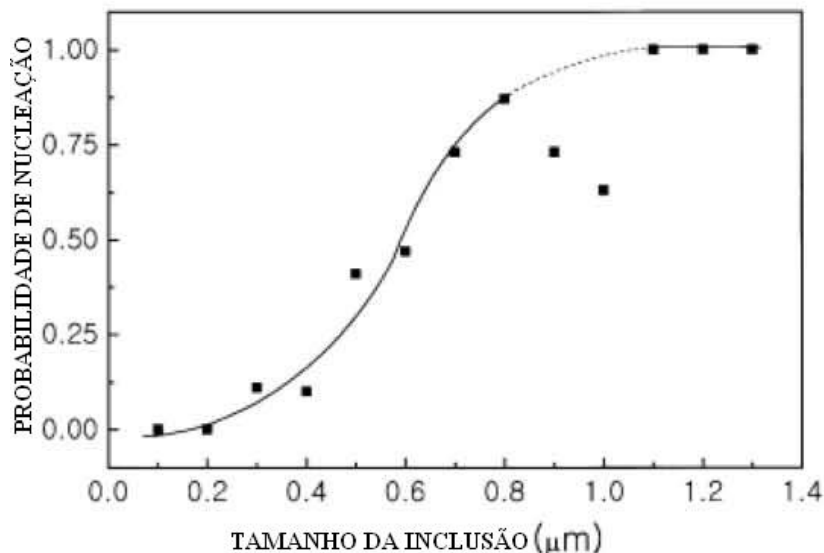


Figura 2.29: Efeito da inclusão sobre a probabilidade de nucleação da ferrita. (LEE et al., 2000).

A ferrita alotriomórfica influencia no desenvolvimento da ferrita acicular em microestrutura multifásica. O efeito é mais acentuado em aços contendo concentrações relativamente altas de cromo >1,5% ou molibidênio >0,5%.

A fração volumétrica de ferrita acicular passa por um máximo em função da concentração dos elementos de liga. Na Figura 2.30 está demonstrando um esquema ilustrativo do mecanismo de transição da bainita para ferrita acicular, induzido pela ferrita alotriomorfica (BHADESHIA, 2001).

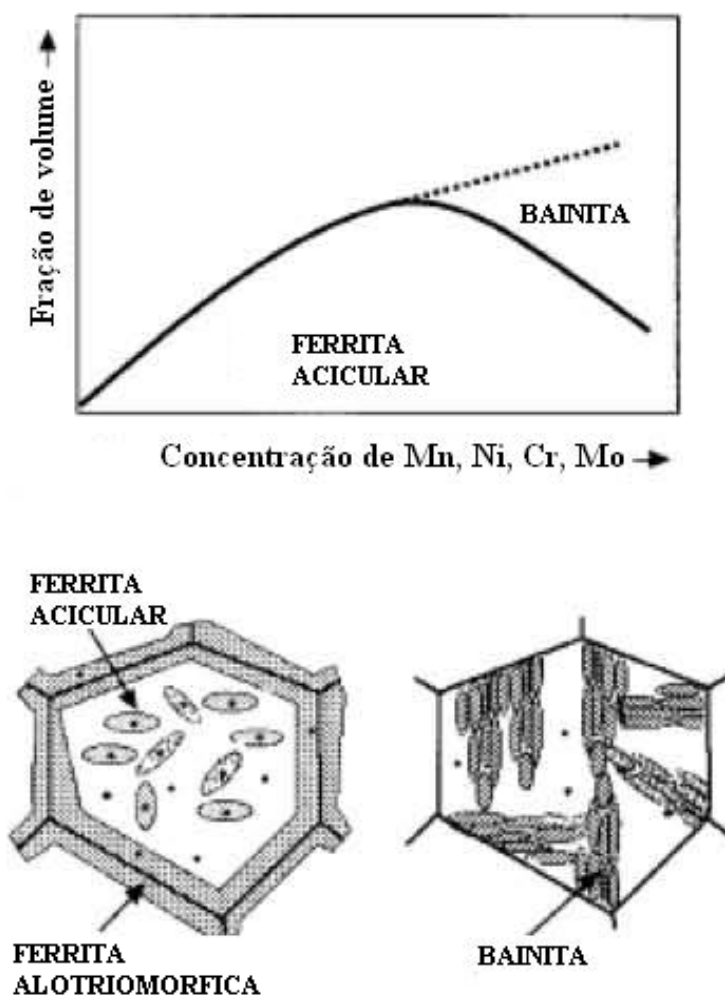


Figura 2.30: Esquema ilustrativo do mecanismo de transição da bainita para ferrita acicular em função da ferrita alotriomórfica.

Aços para fabricação de tubos para moderna indústria de petróleo e gás, resistência e tenacidade são condições primordiais para este segmento industrial.

A microestrutura de ferrita acicular é de interesse da indústria de petróleo e gás, devido a ótima combinação de alta resistência e boa tenacidade conforme citado por Zhao; Yang; Shan (2003), Priestner; Lbraheem (2000). De acordo com Smith; Coldren; Cryderman (1972), a boa granulação da ferrita acicular é devido a sua relativamente baixa temperatura de transformação.

Uma característica sem igual deste tipo de microestrutura é o seu arranjo excepcional e irregular. Tem vários tamanhos de grãos com distribuição uniforme e com orientações aleatórias. A Figura 2.31 ilustra uma microestrutura típica de ferrita acicular.

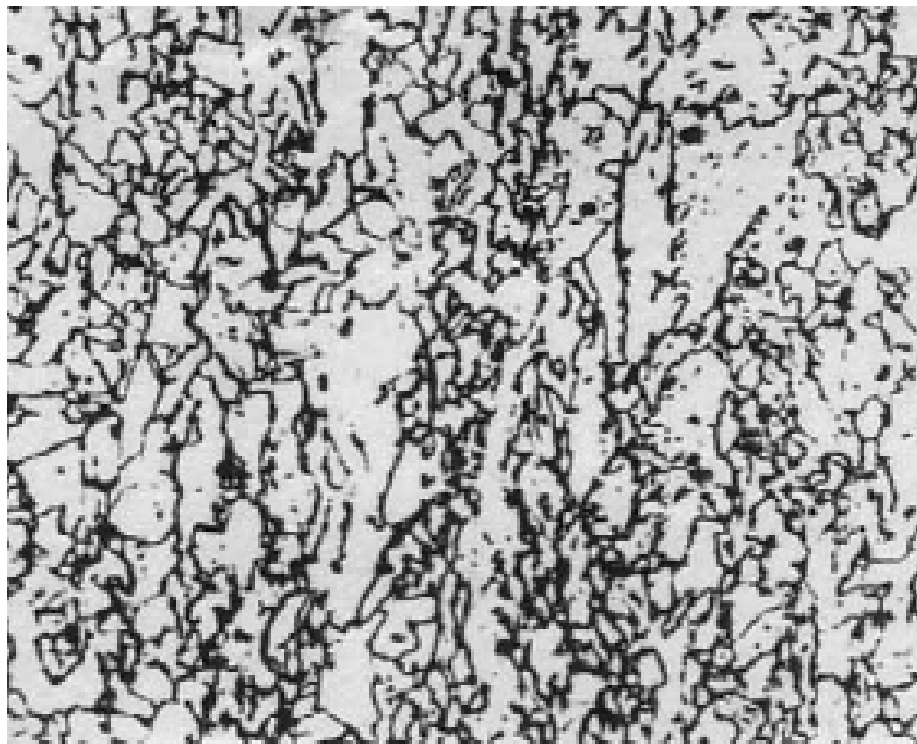


Figura 2.31: Microestrutura característica de ferrita acicular com diferentes tamanhos de grãos. (ZHAO et al.,2005).

### 2.11.3 Aplicação dos aços com microestrutura de ferrita acicular

Os aços com microestrutura de ferrita acicular são excelentes para serem aplicados em tubulações para transporte de petróleo e gás em regiões de clima severo.

## CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

### 3.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL RECEBIDO

O material utilizado neste trabalho é o aço ao carbono do tipo AISI 1010 com composição química descrito na Tabela 3.1, abaixo.

Tabela 3.1: Composição química do material utilizado

Composição química (% em peso)										
Elemento químico	C	Mn	Si	P	S	Cu	Al	V	Ti	Ni
% em peso	0,11	0,39	0,14	0,01	0,01	0,02	0,02	0,01	0,002	0,06

### 3.2 CORPOS-DE-PROVA

Foram confeccionados 21 corpos-de-prova, sendo que os mesmos foram usinados no Laboratório de Usinagem por Comando Numérico Computacional do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG. Os corpos-de-prova foram retirados no sentido longitudinal de laminação da chapa e confeccionados de acordo com a Norma ASTM E8M para ensaios de tração de materiais metálicos à temperatura ambiente (Figura 3.1).

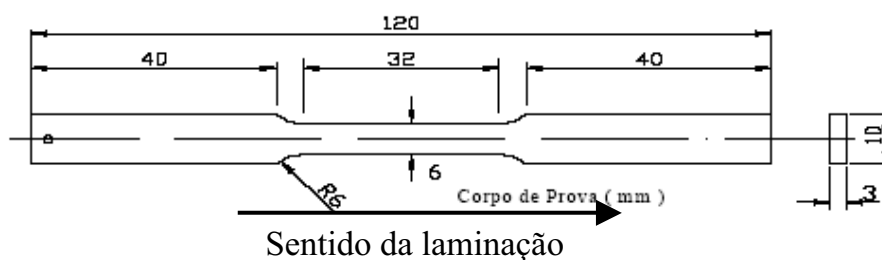


Figura 3.1: Representação esquemática dos corpos de corpos-de-prova para ensaios de tração. (Norma ASTM E8 M).

### 3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Comando Geral de Tecnologia Aeroespacial (CTA), Divisão de Materiais (AMR) do Instituto da Aeronáutica e Espaço em São José dos Campos. Os tratamentos térmicos foram realizados em dois fornos, sendo: para aquecimento dos corpos-de-prova foi utilizado forno do tipo Mufla. Para minimizar a descarbonetação dos mesmos foi utilizado o gás argônio, propiciando um ambiente inerte dentro da câmara do forno. O forno para tratamento isotérmico é do tipo banho de sal. O sal utilizado para a realização do tratamento isotérmico foi do tipo Durferrit AVS 250.

A Figura 3.2 está representando os ciclos de tratamentos térmicos realizados.

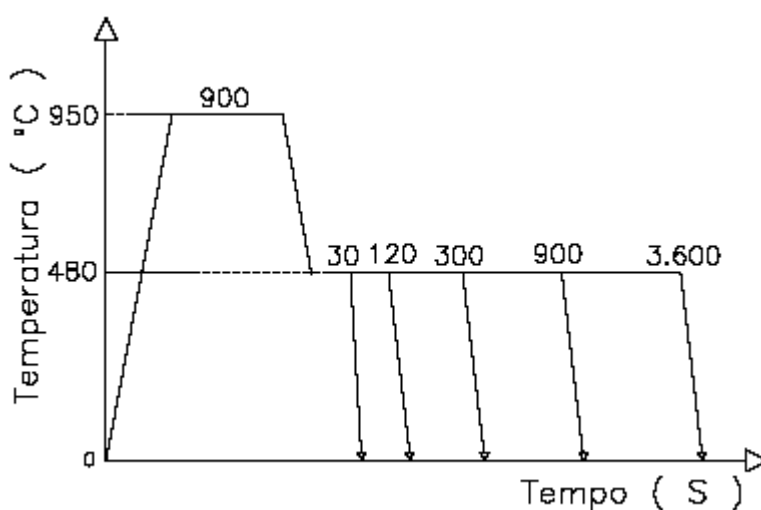


Figura 3.2: Representação dos ciclos de tratamentos térmicos realizados.

Foram preparados 21 corpos-de-prova, divididos em sete lotes com três unidades cada, para cada tempo de transformação isotérmica, sendo que um lote foi resfriado continuamente ao ar e o último lote permaneceu na condição de recebido.

#### 3.3.1 Transformações isotérmicas

As temperaturas foram escolhidas a partir das temperaturas  $Ac_3$ ,  $Ac_1$  e  $M_i$  calculadas pelas fórmulas empíricas de Andrews (1965), de acordo com a composição

química do material estudado. A temperatura  $Ac_3$  representa a temperatura mínima de austenitização ou temperatura de tratamento de solução ou limite superior de um intervalo crítico. A temperatura  $Ac_1$  representa o início do intervalo de transformação ou a temperatura eutetóide. A temperatura  $M_i$  representa a temperatura onde ocorre o início da transformação martensítica. Portanto, a transformação da bainítica deverá ocorrer acima desta temperatura (ANDREWS, 1965).

$Ac_1 = 718,10^\circ\text{C}$  - Início da transformação ou temperatura eutetóide

$Ac_3 = 846,28^\circ\text{C}$  - Temperatura mínima de austenitização

$M_i = 479,55^\circ\text{C}$  - Temperatura inicial da formação da martensita

A partir destes valores, foram fixados  $950^\circ\text{C}$  para a temperatura de austenitização e para temperatura de transformação isotérmica  $480^\circ\text{C}$ . O texto acima refere-se à transformação bainítica, sendo que a ferrita acicular é transformada próxima a temperatura de formação da bainita.

O tempo de permanência na temperatura de austenitização (900s), foi determinado em função da espessura dos corpos-de-prova, para garantir completa austenitização. Os tempos de permanência nas temperaturas de transformação isotérmica variaram de 30s a 3600s para avaliar as reações ocorridas no material, objeto do estudo.

### 3.3.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório de Ensaio Mecânicos Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG, de acordo com a norma ASTM E8M.

O equipamento utilizado foi uma máquina de tração EMIC Modelo MEN 10.000, com capacidade para 10.000Kgf.

Parâmetros avaliados no ensaio de tração:

- ✓ Limite de escoamento ( L.E. ): foi considerada a tensão que produz uma deformação permanente de 0,2%. Para calculá-lo, traça-se uma reta paralela à reta de proporcionalidade na Curva tensão X deformação, a uma distância de 0,2% de deformação, o ponto de intercessão com a Curva é o Limite Elástico.

Este método é utilizado quando a Curva tensão-deformação apresenta escoamento contínuo.

- ✓ Limite de resistência à tração: calculada através do carregamento máximo aplicado durante o ensaio, dividido pela área inicial do corpo de prova.
- ✓ Alongamento: calculado através da variação percentual no comprimento da região útil do corpo-de-prova, antes e após o rompimento.

## 3.4 EXAMES METALOGRAFICOS

### 3.4.1 Preparação das amostras

As amostras foram cortadas das extremidades dos corpos-de-prova, embutidas no equipamento TEMPOPRESS – STRUERS, do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP, utilizando resina Multifast Brown – STRUERS.

Foram utilizadas no processo de lixamento lixas de diferentes granulometrias: #150, #220, #320, #400, #600, #1.000, #1.200, #1.500 e #2.000 sucessivamente.

Após lixamentos das amostras foram colocadas em um recipiente Becker contendo acetona P.A . e colocado dentro de equipamento de ultra-som AROTEC T7 com água, para obter uma melhor limpeza de resíduos e impurezas presentes na superfície da amostra, permanecendo por um tempo médio de trezentos segundos em solução de água destilada e detergente. O polimento foi feito na POLITRIZ AP10, Panambra, nas rotações de quinhentos e mil rpm, com alumina ( $1\mu$ ) diluída em água destilada e, em seguida, polida com OP-U Suspension ( $0,25\mu$ ) STRUERS para acabamento final, lavadas com água destilada e álcool etílico e secas com um secador de ar frio.

### 3.4.2 Ataques químicos

Foram efetuados dois ataques com diferentes reagentes para permitir a quantificação das diferentes fases, e através de um conjunto de equações simples determinaram-se todas as fases presentes na amostra, em quantidades variadas.



Reagentes:

a) Nital (2ml  $\text{HNO}_3$  e 98ml de Álcool Etílico PA)

As amostras foram atacadas pelo reagente por dez segundos, lavadas em água, em seguida em álcool etílico e, secas com o auxílio de um secador de ar frio. Este procedimento visa interromper a ação do ataque químico (YÁNEZ, 2001).

b) Solução aquosa de metabissulfito de sódio (10g de  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  + 100ml água destilada). Foi usado o tempo médio de quinze segundos de exposição para este ataque químico.

### 3.4.1 **Quantificação das fases presentes**

As fotomicrografias foram obtidas no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMat) com a utilização do microscópio, NEOPHOT 30. Utilizou-se o aumento de 500x. Foram obtidos vinte campos para variadas regiões de uma mesma amostra, conforme norma ASTM E 1382. Foi utilizado o software “Image Pro Express” para obtenção e armazenamento das imagens. Os resultados da quantificação das fases por análise digital de imagens foram obtidos com o software “Image Pro Express”.

## CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 4.1 mostra uma fotomicrografia do aço após tratamento térmico de normalização. Nota-se poucas áreas (escuras) de perlita, tratando-se, portanto, de um aço baixo carbono.

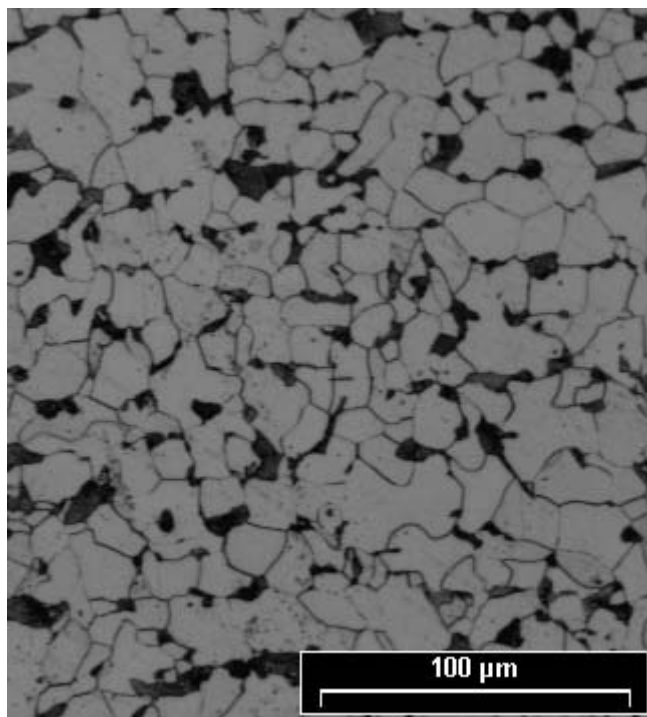


Figura 4.1: Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico de normalização. Ataque químico nital 2%.

### 4.1 QUANTIFICAÇÃO DAS FASES - ATAQUES QUÍMICOS

Os resultados da análise estatística das regiões cinza claro mostradas nas micrografias, para os dois tipos de ataque químico encontram-se na Tabela 4.1. No ataque com nital 2% as regiões cinza claro quantificam as fases ferrita e austenita retida somadas. No ataque com solução aquosa de metabissulfito de sódio, as regiões cinza claro quantificam a fase austenita retida (CHOI et al., 2002).

Nas Figuras 4.2, 4.3, 4.4, 4.5 e 4.6, a seguir podem-se verificar a fotomicrografias do aço analisado, após tratamento térmico na temperatura de transformação

isotérmica de 480°C por um tempo de permanência de 30, 120, 300, 900 e 3600 segundos.

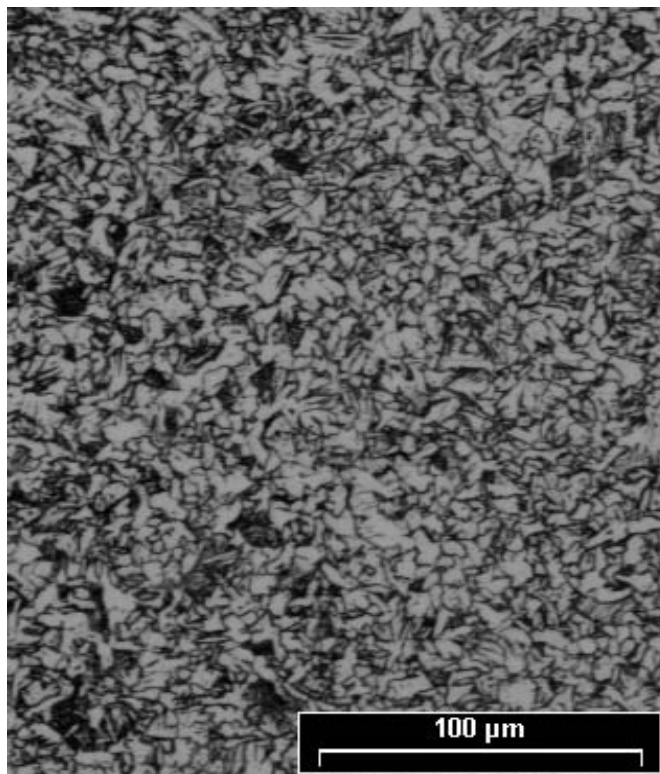


Figura 4.2: Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 30 segundos. Ataque químico nital 2%.

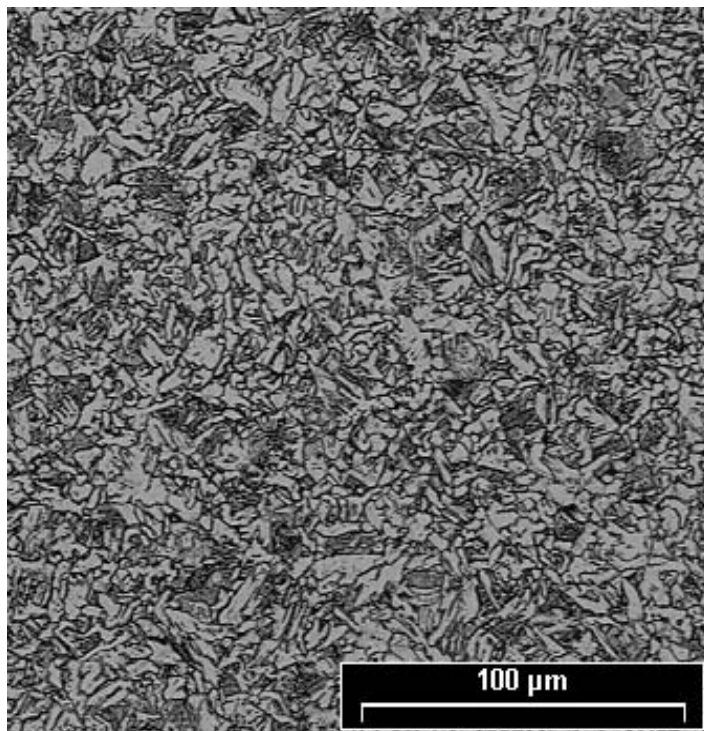


Figura 4.3: Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 120 segundos. Ataque químico nital 2%.

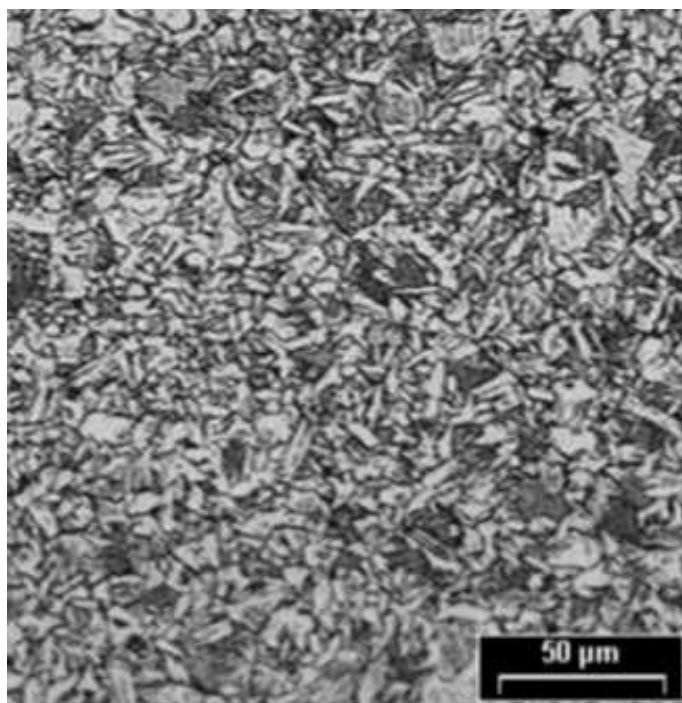


Figura 4.4: Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 300 segundos. Ataque químico nital 2%.

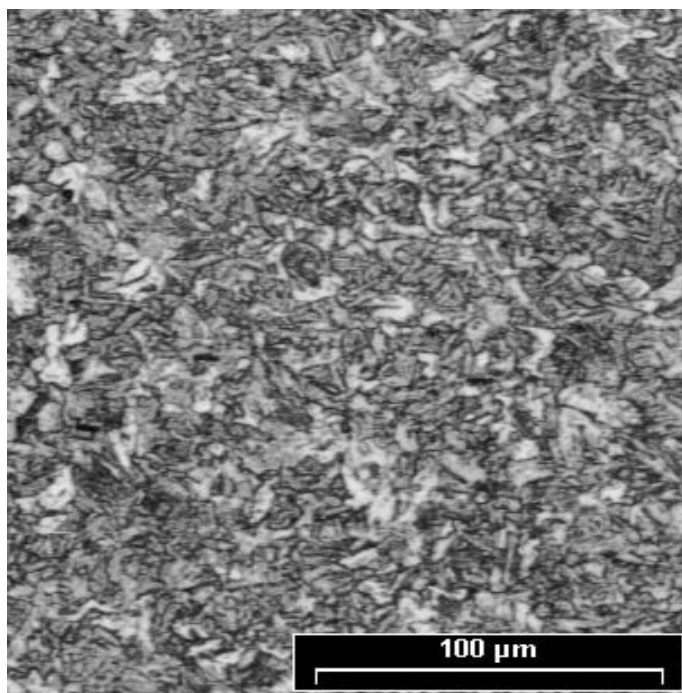


Figura 4.5 Fotomicrografia do mesmo aço, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 900 segundos. Ataque químico nital 2%.

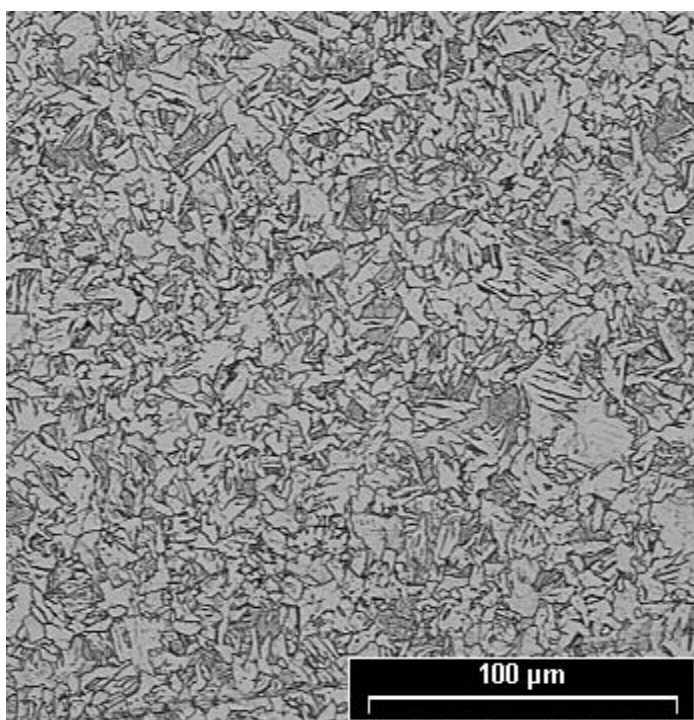


Figura 4.6: Fotomicrografia, após tratamento térmico em temperatura de transformação isotérmica a 480°C, por tempo de 3600 segundos. Ataque químico nital 2%.

Comparando as figuras, observa-se que a morfologia das Figuras 4.2, 4.3, 4.4, 4.5 e 4.6 é acicular, contendo alguns grãos equiaxiais. A estrutura é multifásica, constituída de bainita, ferrita acicular, austenita retida e, provalmente, fração pequena de martensita. A morfologia da microestrutura da figura 4.1 é composta basicamente de ferrita com poucas áreas de perlita.

Na Tabela 4.1, estão quantificados os microconstituintes ferrita, austenita retida e bainita + martensita.

Tabela 4.1: Quantificação das frações volumétricas da ferrita, bainita + martensita, austenita retida, por técnica de análise de imagens, após ataques químicos com nital, metabissulfito de sódio.

Condições Trat.Térmico	Após ataque com Nital		Após ataque com Metabissulfito de sódio	Ferrita %
	Ferrita + Aust.Retida (%)	Bainita e Martens. (%)	Austenita Retida (%)	
950/480/30''	48,5 ± 4,0	51,5 ± 6,0	2,0 ± 0,4	46,5 ± 4,0
950/480/120''	46,5 ± 6,8	53,5 ± 5,1	1,6 ± 0,6	44,9 ± 6,8
950/480/300''	34,6 ± 5,2	65,4 ± 6,0	1,4 ± 0,4	33,2 ± 5,2
950/480/900''	31,0 ± 4	69,0 ± 6,4	1,0 ± 0,2	30,0 ± 4,0
950/480/3600''	28,3 ± 4,1	71,7 ± 5,1	0,4 ± 0,2	27,9 ± 4,1

Analisando a Tabela 4.1 após o ataque com solução aquosa de metabissulfito de sódio verifica-se que a fração volumétrica da austenita retida foi baixa, menor que o desvio padrão da ferrita + austenita retida (2ª coluna da tabela). Foi considerada portanto, desprezível em termos de influência nas propriedades mecânicas.

Embora não tenha sido calculada, é de se esperar também que, a fração volumétrica da martensita seja também baixa, em função do tipo de tratamento térmico aplicado.

Trata-se, portanto, de aço com estrutura predominantemente (acima de 50%) de bainita com grandes frações de ferrita acicular, contendo frações pequenas de martensita e de austenita retida.

## 4.2 FORMAÇÃO DE CONSTITUINTE EM FUNÇÃO DO TEMPO NA TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO

O tempo na temperatura de transformação tem grande influência na formação dos constituintes dos aços. As Figuras 4.7 e 4.8 indicam a formação de constituinte em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

A Figura 4.7 mostra o aumento da fração volumétrica da bainita+martensita com o tempo na temperatura de transformação isotérmica.

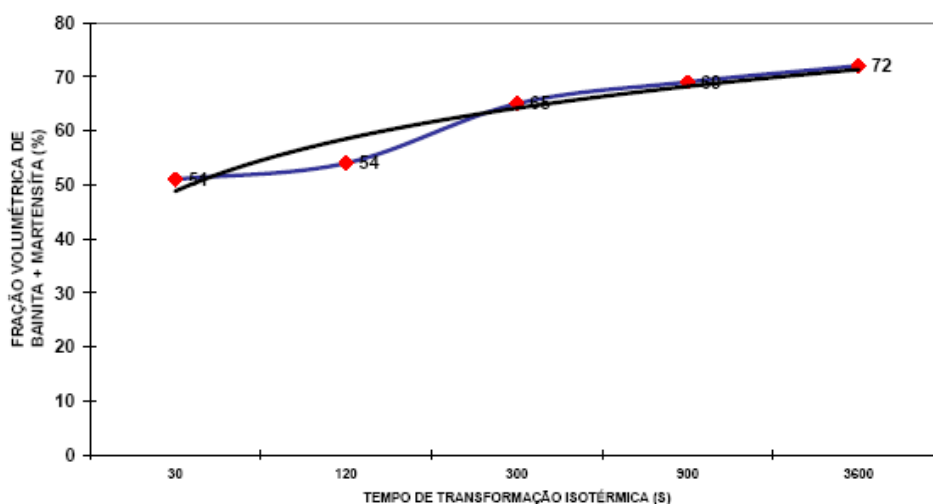


Figura 4.7: Formação da bainita+martensita, em função do tempo de permanência na temperatura de transformação.

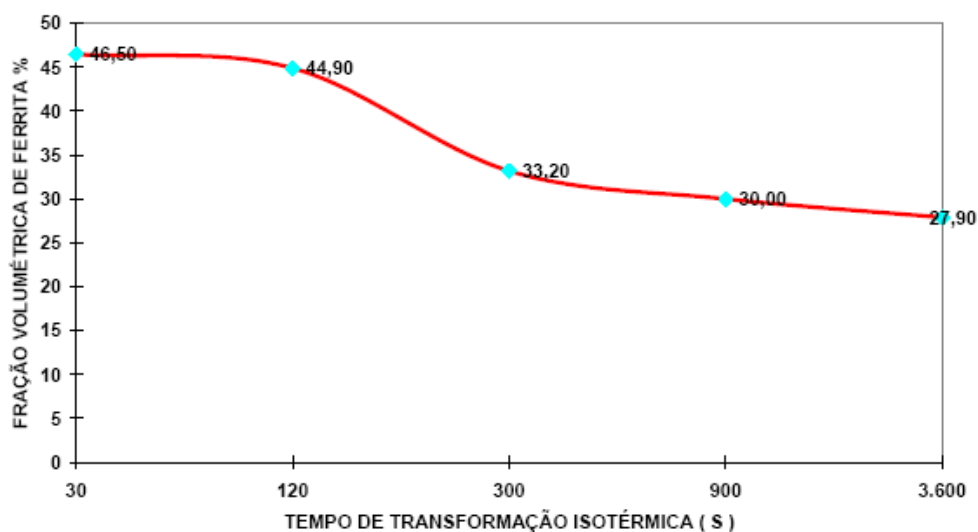


Figura 4.8: Formação da ferrita em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

Analisando a Tabela 4.1 e a Figura 4.8, as mesmas indicam a variação da quantidade volumétrica da ferrita com aumento do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica. A variação está entre 46,5% a 27,9% entre os tempos de 30s a 3600s. Neste intervalo de tempo há uma redução de 18,6% na quantidade volumétrica da ferrita.

Os microconstituintes bainita+martensita, representados pela parte escura na análise de imagem, aumentam com aumento de tempo na temperatura de transformação isotérmica. Este aumento da parte escura é em função da transformação da austenita. A fração volumétrica da ferrita acicular diminui durante a transformação isotérmica em função do tempo, e tende a atingir um limite onde ela estabilizará, permanecendo a estrutura com uma quantidade pequena de austenita retida. Na realidade esta transformação é interrompida no momento que a austenita retida atinge o seu equilíbrio. Neste momento ocorre um enriquecimento de carbono suficiente na fase austenítica gerado pela rejeição de carbono da ferrita. De acordo com Bhadeshia (2001), este processo tardio pode ocorrer em questões de segundos. Conforme citado por Christian; Edmonds (1984), a transformação da ferrita acicular obedece o fenômeno de reação incompleta. A reação interrompe quando a concentração de carbono da austenita residual ultrapassa a curva de  $T'_0$  do equilíbrio. Ver Figura 2.23.



Este é o fenômeno da reação incompleta. Analisando a Figura 4.7 este fenômeno não foi percebido neste trabalho, pois mesmo com tempos de 3600 segundos ainda percebe-se uma pequena elevação na fração volumétrica da parte escura. Nas condições pesquisadas neste trabalho, especialmente em função da composição química do material e do tratamento térmico realizado, pode-se afirmar que a total estabilidade da austenita retida deverá ser atingida em tempos superiores a 3600 segundos, e que, conseqüentemente, as transformações bainíticas só irão terminar após este tempo.

### 4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Da realização do ensaio de tração, foram obtidos os resultados relativos as propriedades mecânicas: limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, conforme demonstrado nas Tabelas 4.2 e 4.3.

A composição química, assim como os tratamentos térmicos realizados em um material, são fatores que têm grande influência nas propriedades mecânicas finais. O carbono é tão importante neste item que a própria denominação da classe de aços pode ser realizada através da quantidade de carbono presente no material.

Tabela 4.2: Propriedades mecânicas do aço conforme recebido.

Trat. térmico	RT (MPa)	LE (MPa)	Alongamento total % ( $\epsilon$ )
Conf. fornecido	573 $\pm$ 4	416 $\pm$ 3	23,2 $\pm$ 2

Tabela 4.3: Propriedades mecânicas obtidas no aço após tratamentos térmicos.

Trat. térmico	RT (MPa)	LE (MPa)	Alongamento total % ( $\epsilon$ )	LE/RT
Normalizado	463 $\pm$ 5	336 $\pm$ 1	30 $\pm$ 3	0,73
950/480/30''	618 $\pm$ 25	457 $\pm$ 7	31 $\pm$ 2	0,74
950/480/120''	614 $\pm$ 6	459 $\pm$ 4	30 $\pm$ 2	0,75
950/480/300''	617 $\pm$ 17	454 $\pm$ 8	33 $\pm$ 2	0,74
950/480/900''	613 $\pm$ 15	450 $\pm$ 8	30 $\pm$ 1	0,73
950/480/3600''	612 $\pm$ 5	454 $\pm$ 3	33 $\pm$ 2	0,74

Na Figura 4.9 está demonstrando a variação do RT e LE em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

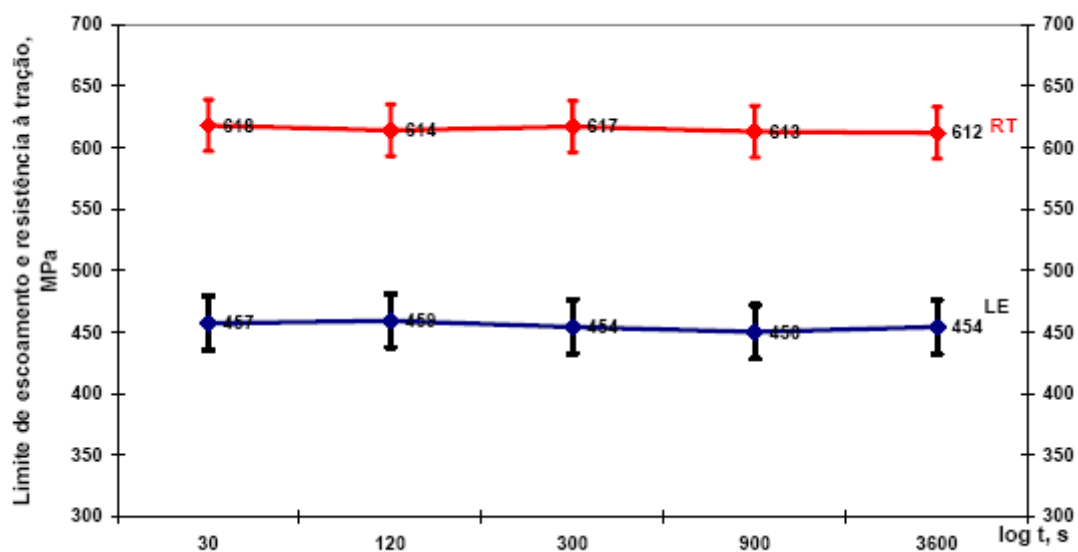


Figura 4.9: Variação do limite de escoamento (LE) e da resistência tração (RT) em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

Analisando a Tabela 4.3 e a Figura 4.9 não houve alteração nas propriedades mecânicas em função do tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

A Tabela 4.4 mostra as melhorias obtidas nas propriedades mecânicas proporcionadas pela ferrita acicular. Mostra um aumento médio de 33% no limite de resistência à tração e de 35% no limite de escoamento quando comparados com os valores do mesmo aço normalizado. O aspecto importante desta melhoria nas propriedades mecânicas é a manutenção da ductilidade/tenacidade, avaliada pelo alongamento total que permaneceu em torno de 30%.

Tabela 4.4: Aumento percentual das propriedades mecânicas do aço com ferrita acicular em relação ao mesmo aço normalizado.

Trat. térmico	Aumento RT %	Aumento LE %	Alongamento $\epsilon$ %
950/480/30"	33	36	0
950/480/120"	33	37	0
950/480/300"	33	35	0
950/480/900"	32	34	0
950/480/3600"	32	35	0

Estas propriedades mecânicas quando comparadas com as do aço no estado em que foi fornecido (laminado) apresentam as seguintes melhorias: o limite de resistência à tração teve um aumento médio de 7% e o limite de escoamento teve um aumento médio de 9%, enquanto que a ductilidade/tenacidade, avaliada pelo alongamento total teve um aumento médio de 30%, conforme a Tabela 4.5. Da mesma forma, o aspecto importante é que a estrutura multifásica contendo ferrita acicular eleva substancialmente o alongamento total em cerca de 30%.

Tabela 4.5: Aumento percentual das propriedades mecânicas do aço com ferrita acicular em relação ao mesmo aço no estado em que foi fornecido.

Trat. térmico	Aumento RT %	Aumento LE %	Alongamento $\epsilon$ %
950/480/30''	8	10	34
950/480/120''	7	10	29
950/480/300''	8	9	42
950/480/900''	7	8	29
950/480/3600''	7	9	42

A Figura 4.10 ilustra o mapa da deformação total em função do limite de resistência à tração. Fica demonstrado que a melhor combinação de propriedades antagônicas (resistência/ductilidade) ocorre quando a estrutura é multifásica com frações de ferrita acicular.

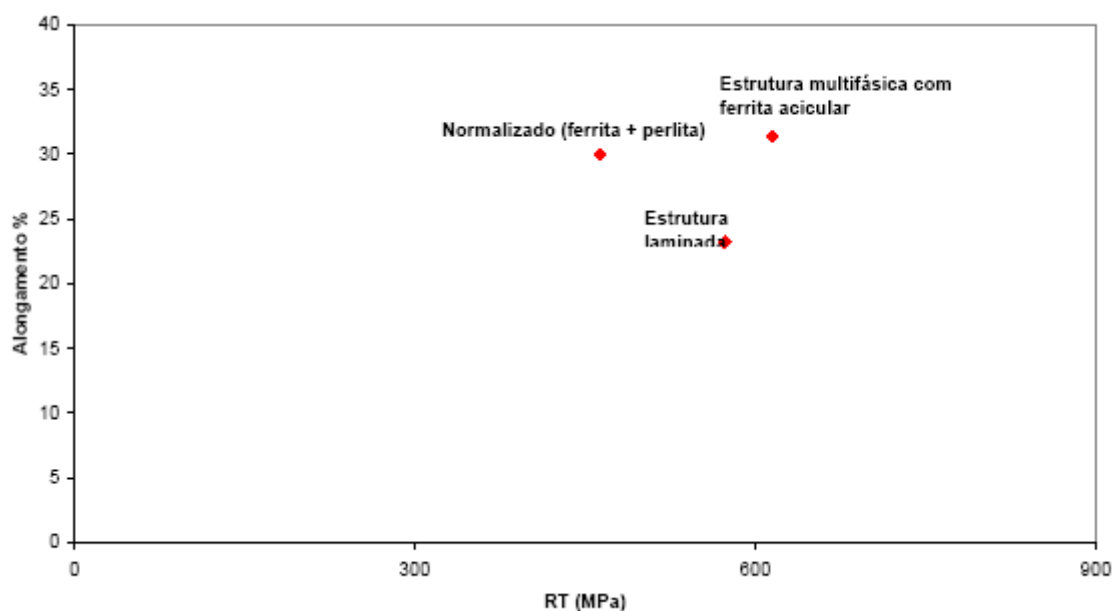


Figura 4.10: Deformação total em função do limite de resistência à tração do aço nas diversas condições microestruturais.

## CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES

### CONCLUSÕES

- 1) Através de tratamentos térmicos adequados é possível obter, em aços de baixo carbono, estruturas multifásicas com grandes frações de ferrita acicular.
- 2) Essas estruturas multifásicas com ferrita acicular possibilitam melhorias na resistência mecânica, mantendo o mesmo nível de ductilidade do aço normalizado. O limite de resistência à tração teve aumento da ordem de 33% e o limite de escoamento da ordem de 35% em relação ao aço normalizado.
- 3) Da mesma forma, essas estruturas multifásicas melhoram a resistência mecânica e aumentam a ductilidade quando comparadas com o mesmo aço na condição em que foi recebido, isto é laminado. O limite de resistência à tração teve aumento médio de 7%, o limite de escoamento um aumento médio de 9% e a ductilidade um aumento de 30%.
- 4) A tecnologia de processamento de aço tem experimentado notável avanço nas últimas décadas especificamente no que diz respeito à redução das impurezas, resultando na capacidade de controle de processos de fabricação dos aços. Então, com base nos resultados obtidos neste trabalho, é possível vislumbrar uma engenharia que contemple um controle das inclusões não metálicas e um patamar de temperatura que promova a transformação isotérmica no último ciclo térmico do processamento termomecânico, para obter frações de ferrita acicular.
- 5) A melhor combinação de propriedades mecânicas de resistência e ductilidade ocorre quando a estrutura multifásica contém frações de ferrita acicular.

## **CAPÍTULO 6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- ✓ Realização de um estudo para determinação da tenacidade à fratura do material, nas diferentes condições de tratamentos térmicos,
- ✓ analisar os tipos de ferrita acicular obtidos, assim como sua morfologia por microscopia eletrônica de transmissão,
- ✓ quantificar e qualificar as inclusões não metálicas,
- ✓ obter ferrita acicular promovendo antes o crescimento de grão austenítico,
- ✓ quantificar a ferrita alotriomórfica benéfica na nucleação de ferrita acicular.

## CAPÍTULO 7 - REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

ABE, F.; NAKAZAWA, S. Effect of microstructural evolution in bainite, martensite, and gamma ferrite on toughness of Cr-2W steels. **Materials Science and Technology**, v. 8, p. 1063-1069, Dec, 1992.

ABSON, D. J.; DOLBY, R. E. **Weld. Inst. Res. Bull.** 1987. v.19, p.202-207, 1987.

ABSON, D.J.; PARGETER, R. J. **Int. Met. Rev.** **31**, p.141, 1986.

AHN, Y. S.; KIM, H. D.; BYUM, T. S.; OH, Y. J.; KIM, G. M.; HONG, J. H. Application of intercritical heat treatment to improve toughness of SA508 Cl.3 reactor pressure vessel steel. **Nuclear Engineering and Design**, n.194, p.161-177, 1999.

ANDREWS, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p.721-727, 1965.

AZUMA M.; FUJITA N.; TAKAHASHI M; LUANG T. Modelling Upper and Lower Bainite Transformation in Steels. **Materials Science Forum**, v.426-432, p.1405-1412, 2003.

BAG, A.; RAY.K.K.; DWARAKADASA. E. S. Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.30A, p.1193-1202, may. 1999.

BAG, A.; RAY.K.K.; DWARAKADASA. E. S. Influence of martensite content and morphology on the toughness and fatigue behavior of high-martensite dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.32A, p.2207-2211, set. 2001.

BABU, S. S.; BHADSHIA, H. K. D. H. **Materials Science and Technology**. v.6, p.1005-1020, 1990.

BHADESHIA, H. K.D.H. Recent Trends in Welding Science and Technology TWR'89, ed. By S. A. David and J. M. Vitek, **ASM International**, Ohio, p.189-198, 1989.

BHADESHIA H.K.D.H.; CHRISTIAN, J. W. Proc. Int. Conf. on Bainite, Chicago, **ASM**, Metals Park, OH, 1988.

BHADESHIA H.K.D.H.; CHRISTIAN, J. W. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A , p.767-797, 1990.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels**. Transformations, microstructure and properties, 2<sup>nd</sup> edition. The Institute of Materials, London, 2001, 458p.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Phase Transformations**, Proc. Conf., Institute of Metals, London, 1987.

BHADESHIA, H. K. D. H. The Bainite Transformation. **Material Science and Engineering**, London, A 173-275, p.58-66, 1999.

BRAMFITT, B. L; SPEER, J. G. A Perspective on the Morphology of Bainite. In: **Symposium International Conference On Bainite**, In: World Material Congress, Chicago, Il., 1988.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais**. 5.ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos – LTC, 2002. v. 1, 589p.

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

CASPER, V. E.; GRONG, O.; HJELEN, J. **International Conference on Solid-Solid Phase Transformations 99**, Kyoto, p.24-28, may, 1999.



CHO, Y. W.; BYUN, J. S.; SMI, J. H. Effect of Ti addition on mixed microstructure of allotriomorphic and bainitic ferrite in wrought C-Mn Steels. **Materials Science Forum**, Switzerland, v. 426-432, p.1511-1516, 2003.

CHOI, A. I.; D. C. HILL. **Weld. J.** V.57, n.8, p.232, 1978.

CHOI, I. D.; et al. Deformation Behavior of Low Carbon TIP Sheet Steel at High Strain Rates. **ISIJ International**, v.42, n.12, p.1483-1489, 2002.

CHRISTIAN, J. W.; EDMONDS, D. V. Phase Transformations in Ferrous Alloys, Proc. Conf., A. R. Marder e J. I. Goldstein, eds., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1984.

COCHRANE, R. C.; KIRKWOOD, P. R. In Trends in Steels and Consumables for Welding **The Welding Institute**, Abingdon, p.103-121, 1978.

COMMITTEE ON AUTOMOTIVE APPLICATIONS, 2005. INTERNATIONAL IRON & STEEL INSTITUTE. **Advanced high strength steel (AHSS) Application guidelines**. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org>>. Acesso em 27 jun 2006.

COTA, A. B.; et al. Influência da temperatura de austenitização sobre a cinética de formação da ferrita em um aço microligado com Nb. **Revista Escola de Minas**. v. 55, n. 4, p.273-277, 2002.

Aços-carbono. **Infomet**, São Paulo, 1998. Disponível em:< [www.metálica.com.br](http://www.metálica.com.br)>. Acesso em: 27 mai. 2005.

DeARDO, A. J. New Challenger in the Thermomechanical Processing of HSLA Steels. **Materials Science Forum**, Switzerland, v. 426-432, p.49-56, 2003.

EIJK, C. VAN DER; GRONG, O; HJELEN, J. Quantification of Inclusion- Stimulated Ferrite Nucleation in Wrought Steel using the SEM-EBSD Technique.

**International Conference on Solid-Solid Phase Transformations**, 99, Kyoto, p.24-28, may, 1999.

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

FAIRES, V. M. **Elementos Orgânicos de Maquinas**. 1ª edição. Rio de Janeiro, Ao Livro Técnico S. A. , 1966. 658p.

FERRANTE, M. **Seleção de materiais**. São Carlos, SP, UFSCAR, 2002.

FURNÉMONT, Q., KEMPF, M., JACQUES, P. J., GÖKEN, M.; DELANNAY, F.; On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP – assisted multiphase steel. **Materials Science and Engineering A**, Lausanne, n. 328, p.26-32, 2002.

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

GIRAULT, E.; JACQUES, P.; HARLET, Ph.; MOLS, K.; VAN HUMBEECK, J.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F. Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP – Assisted Steels, **Materials Characterization**, v.40, p.111-118, 1998.

GOURGUES, A. F; FLOWER, H. M; LINDLEY, T. C. Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures. **Journal of Materials Science**, v. 16, p.26-40, 2000.

GRONG, O.; MATLOCK, D.K. **Int. Met. Rev.** 31, p.27, 1986.

GUIMARÃES, J. R. C; PAPALETTO, R. Aços bifásicos: **características mecânicas e aplicações potenciais**, Metalurgia – ABM, v. 37, n. 288, p.617-622, nov, 1981.

HABRAKEN, L. J., ECONOMOPOULOS, Bainitic Microstructures in Low Carbon Alloy Steels and Their Mechanical Properties. **Transformation and Hardenability**. In Steels, MI, p.69-107, 1967.

HARRISON, P. L.; FARRAR, R.; A. **Journal of Materials Science**, v.16, p.2218-2226, 1981.

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

HEHEMANN, R. F., Phase Transformation. **American Society of Metals Park, Oh** p. 397, 1970.

HERTZBERG, R. W. Some useful generalities. In: **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Material**, 3<sup>a</sup> ed. John Wiley&Sons, 1989, 357p.

HOMMA, H.; OHKITA, S.; MATSUDA, S.; YAMAMOTO, K. **Am. Weld.**, 1987, 166p.

HONEYCOMBE, R. W. K. **Aços – Microestrutura e Propriedades**. Edição da Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, Portugal, 1981, 348p.

HONEYCOMBE, R. W. K.; BHADESHIA, H.K.D.H. The Bainitic Reaction. **Metallurgy and Materials Science Steels** – Microstructure and Properties, p. 115-139, 1995.

HUANG, D.; THOMAS, H.G. Structure and mechanical properties of tempered martensite and lower bainite in Fe-Ni-Mn-C steel. **Metallurgical Transactions**. New York, v. 2, Jun, 1971.

INFORMATIVO QUADRIMESTRAL DA ARMCO DO BRASIL S.A., São Paulo: ARMCO, 2004, Trimestral. Disponível em:<<http://www.armco.com.br>>. Acesso em: 31 jul. 2006.

JACQUES P.; CORNET, X.; Ph HARLET, LADRIÈRE. J.; DELANNY, F. Enhancement of the Mechanical Properties of a Low-Carbon, Low-Silicon Steel by Formation of a Multiphases Microestruure Containing Retained Austenite. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 29 A., p.2383-2393, 1998.

JACQUES, P.; FURNÉMONT, Q.; PARDOEN, T.; DELANNAY, F. - On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in TRIP-Assisted multiphase steels. **Acta Materialia**, Oxford, v.49, p.139-152, 2001

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

JIANG, Z; GUAN, Z; LIAN, J. Effets of microstructural variables on deformation behaviour of dual-phase steel. **Materials Science and Engeneering A**, v.190, p.55-64, 1995.

KELLY, P, M.; NUTTING, J. **Journal of Iron and Steel Institue**, v. 197, p.109, 1981.

KENNON, N. F. Optical Microscopy of Carbon Steels, L.E.Samuels, ed., ASM, **Metals Park**, OH, p.28-33, 1980.

LEE, T. K.; KIM, H. J.; KANG, B. Y.; HWANG, S. K **ISIJ International**, v. 40, n. 12, p.1260–1268, 2000.

MAGNABOSCO, R. Comparativo da vida em fadiga de dois aços ARBL para estampagem de rodas automotivas. In: CONGRESSO INTERNACIONAL ANUAL DA ABM, 57, 2002, São Paulo. **Anais em mídia eletrônica**. Disponível em: <[http://.fei.edu.br/mecanica/Labmat/PROJETOS\\_IC/ABM2002arbl.pdf](http://.fei.edu.br/mecanica/Labmat/PROJETOS_IC/ABM2002arbl.pdf)> Acesso em: 20/05/2005.

MANOHAR, P. A.; KUNISHIGE, K. and CHANDRO, T. Influence of Thermo-mechanical Processing on Microstructural Evolution in Si-Mn and Al-Mn TRIP Steels. **Materials Science Forum**, Switzerland, v. 426-432, p.1127-1132, 2003.

MATSUDA, H.; KITANO, F.; HASEGAMA, L.; URABE, T.; HOSOYA, Y. Metallurgy of continuously annealed high strength TRIP Steel Sheet. **Steel Research**, v. 73, n. 6 e 7, p.211-217, 2002.

MEI, P. R.; SILVA, A. L. C. **Tecnologia dos aços**: 1. ed. São Paulo: Ed. Eletrometal e Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP, 1981. 380p.

MORI, N.; HOMMA, H.; OKITA, S.; WAKABAYASHI, M. **IIW Doc. IX**, v.81 p. 1196, 1981.

MOURA NETO, C.; ALMEIDA, D. S. Materiais para fabricação de vasos de pressão de alto desempenho. In: **CONGRESSO INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA DE MATERIAIS**, 1997, São Paulo. Anais ABM, São Paulo, 1997.

NAKANISHI, Y. I. M. **Sumitomo Search** 15, p. 42, 1976.

NISHIYOKA, K.; TAMEHIRO, H. **Microalloying 88**. International Symposium on Applications of HSLA Steel, Chicago, Illinois, 1988.

NOVIKOV, I. **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**. 1. ed. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio Janeiro – UFRJ. 1994. 550p.

OHMORI, Y.; OHTANI, H.; KUNITAKE, T.; The Bainite in Low Carbon low Allow Strenght Steels, **Transactions ISIJ**, Tokio, Japan, v.11, p. 251-259, 1971.

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

POUNDS, N. J. G. **Geografia do ferro e do aço.** 1 ed. Rio de Janeiro: Zahar Editores, 1966. 222 p.

PRIESTNER, A.K.; LBRAHEEM, **Materials Science Technol**, v. 16, p. 1267, 2000.

RICKS, R. A.; HOWELL. P. R.; BARRITTE, G. S. **Journal of Materials Science**, v. 17, 1982.

SANTOS, D. R. **Otimização dos Parâmetros de Tratamento Térmico e Soldagem do Aço Maraging 18Ni 300.** 2001. 118 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2001.

SMITH, Y.E.; COLDREN, A.P.; CRYDERMAN, R.L. Toward Improved Ductility and Toughness, **Climax Molybdenum**, Tokyo. p.119-142, 1972.

SPEICH, G. R. Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels : **Fundamentals of Dual-Phase Steels**, v. 1, p. 3-46, 1990.

NOVIKOV, I. **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais.** 1. ed. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio Janeiro – UFRJ. 1994. 550p.

SOUZA, A, S. **Composição química dos aços**. 1. ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda. 1989. 134p.

STRANGWOOD, M.; BHADSHIA H.K.D.H. **Advances in the Science and Technology of Welding**, ed. By S. A. David, ASM International, Ohio, p. 209, 1987.

STRANGWOOD, M.; BHADSHIA, H. K. D. H. **Proc. Int. Conf. Advances in Welding Science and Technology**, ASM, Cleveland, OH, p.187-191, 1987.

SUN, S; PUGH, M. Manganese partitioning in dual-phase steel during annealing. **Materials Science and Engineering**, A 276, p.167-174, 2000.

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

LEE, T. K.; KIM, H. J.; KANG, B. Y.; HWANG, S. K. **ISIJ International**, v.40, n. 12, p.1260-1268, 2000.

TAMEHIRO, H. Optimum Chemical composition and Thermomechanical Processing Condition for Niobium-boron Steel. **Transactions ISIJ**, Tóquio, v. 27, n. 2, p.130-138, 1997.

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

TOMITA, Y. **Journal of Materials Science**, 24, p.1357-1362, 1989.

TOMITA, Y.; OKAWA, T.; Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel; **Materials Science Engineering**, A 172, p.145-151, 1993.

YÁNEZ, T. R.; HOUBAERT, Y.; MERTENS, A. Characterization of TRIP- Assisted Multiphase Steel Surface Topography by Atomic Force Microscopy. **Materials Characterization**, Oxford, v.47, p.93-104, jun. 2001.

YANG, J. R.; BHADSHIA H.K.D.H. **Advances in the Science and Technology of Welding**, ed. S. A. David, ASM International, Ohio, p.187, 1987.

ZACKAY, V. F.; PARKER, E. R.; FAHR, D. and BUSH, R.. **Metallurgical Transactions**, ASM, v. 60A, p.252, 1960.

ZHAO, MING-CHUN; HANAMURA,T; QIU, H; YANG, K. Lath boundary thin-film martensite in acicular ferrite ultralow carbon pipeline steels.**Materials Science and Engineering A**. 395, p.327-332, 2005.

ZHAO, MING-CHUN; YANG, K; , SHAN,YI-YIN. Comparison on strength and toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite. **Materials Letters**, 57, p.1496–1500, 2003.