# 2 Revisão Bibliográfica

#### 2.1

#### Aços ARBL

Os aços ARBL são aços de alta resistência e baixa liga, possuem baixo teor carbono, e neles são adicionados outros elementos de liga tais como o níquel, molibdênio, nióbio, titânio entre outros.[01]

Entre as principais características destes aços está a sua alta resistência mecânica, eles apresentam uma maior relação entre o limite de escoamento e a resistência à tração, sem comprometer de forma apreciável a ductilidade. São de fácil produção por deformação, a frio ou a quente, alem disso, o baixo teor de carbono permite uma boa soldabilidade. O aumento do limite de escoamento acontece através do endurecimento pela precipitação de carbonetos e controle de tamanho de grãos.

Os elementos de liga têm uma influência determinante, tanto na microestrutura quanto, nas propriedades dos aços, o carbono é o mais importante, no entanto, tem um efeito nocivo na soldabilidade. O manganês e o silício elevam a resistência da ferrita, sem perda da ductilidade e o manganês, em teores maiores, estabiliza a austenita. [05].

A adição de elementos de liga retarda a formação da ferrita e da perlita, deslocando a formação de bainita para temperaturas menores. Em alguns aços, há uma grande separação na região da reação, no entanto, é difícil à obtenção de estruturas completamente bainítica, devido à proximidade das reações para formação de bainita com a da martensita. Uma separação mais efetiva é conseguida com a adição de molibdênio, o molibdênio também eleva e controla a temperabilidade, reduz a susceptibilidade a fragilização pelo revenido e possibilita a obtenção de bainita pelo resfriamento contínuo. O cromo, em pequenos teores, eleva a temperabilidade e a resistência mecânica em altas temperaturas. O níquel eleva a

### 2.2 Mecânica da fratura elastico-plástica

A mecânica da fratura elastico-plástica é uma extensão da linear elástica, e a condição em que provavelmente ocorrem a maioria das fraturas dos componentes mecânicos ou estruturais, pois estes são normalmente fabricados de materiais com elevada ductilidade, como no caso dos aços estruturais de baixo carbono.

## 2.2.1 O Método CTOD

Este método baseia-se em hipótese desenvolvida, de forma independente por Wells e Cottrell,[06,07] para os casos onde ocorre a plasticidade de forma significativa. Diferentemente da Mecânica da Fratura Linear Elástica, devido à existência de uma zona plástica de tamanho significativo na ponta da trinca, as duas superfícies da ponta da trinca se separam sem haver um crescimento da mesma. O processo de fratura é controlado inicialmente pela intensa deformação plástica adjacente à ponta da trinca, ou seja, a abertura da ponta da trinca é uma medida desta deformação, como apresentado na figura 2.1. A propagação da trinca inicia-se a partir de um valor crítico desta abertura.[02]



Figura 2.1 – Representação esquemática da deformação plástica na ponta da trinca.[02]

Segundo o exposto anteriormente, fica evidente que, na utilização do método CTOD na previsão do risco de fratura frágil de uma estrutura, existe um valor critico de abertura da ponta da trinca, este valor depende do critério de falha adotado, pode ser o CTOD de início de propagação estável da trinca (CTOD de iniciação), CTOD de início de propagação instável da trinca ou o CTOD de carga máxima (figura 2.2)[08]



Figura 2.2– Tipos de registros de carda versus deslocamento no ensaio de CTOD (08) **2.2.2** 

#### Desenvolvimento do método CTOD

A falha, de elemento trincado, ocorre quando a abertura da ponta da trinca assume um valor critico, com esta constatação, procurou-se relacionar o parâmetro CTOD com situações pratica. Devido a grande dificuldade de monitorar a propagação de uma trinca sob a ação de um carregamento Wells [06] optou por relacionar a abertura da trinca com as deformações plásticas impostas em serviço, o método encontrado foi relacionar o CTOD com uma curva de projeto semi-empírica. Com a coleta de um maior número de dados experimentais a curva de projeto de Well foi sendo otimizada por Burdekin em 1961 e Stone em 1966.[09]

Em 1974 Dawes, [10] baseado em dados experimentais, modifica a curva de projeto de Wells [06], que apresentava um excesso de conservadorismo. Dawes aumentou a segurança na parte inicial da curva, tornando-a mais simples e aumentou a facilidade de aplicação prática do parâmetro CTOD. Esta curva teve seu uso consagrado através da elaboração do documento PD 6493 de 1980.[11]

### 2.2.3 O Modelo de Wells

Este modelo, embora não seja de grande utilização atualmente, tem grande valor histórico, por ser o primeiro com aceitação internacional.

Devido à existência de uma zona plástica na ponta da trinca decorrente de um escoamento generalizado, causado pela intensificação das tensões, passou a existir um campo de tensões plásticas completamente circundado por um campo de tensões elásticas, impossibilitando a aplicação das equações da mecânica da fratura linear elástica, o que levou Wells [06] a desenvolver um modelo para relacionar a abertura da ponta da trinca às tensões atuantes.

Wells considerou uma chapa plana infinita contendo uma trinca plana vazante, com o comprimento equivalente a 2a, submetida a uma tensão trativa uniforme, conforme apresentado na figura 2.3.



Figura 2.3- Trinca do modelo de Wells [06]

27

Wells partiu das expressões desenvolvidas para materiais elásticos, que proporciona o afastamento entre as faces da trinca, no interior da mesma.

$$V = \frac{2\sigma}{E} \sqrt{a^2 - x^2} \to x \le a$$
 2.1

onde:

- V Afastamento de uma face da trinca até o centro da mesma.
- σ Tensão aplicada.
- E Módulo de elasticidade do material.
- *a* Metade do tamanho da trinca.

x - Distância do centro da trinca a ponta da trinca, segundo a direção x.

Da equação (2.1), pode-se concluir que, para materiais elásticos, o afastamento de uma face da trinca assume os seguintes valores:

x = a	$\rightarrow$ V = 0	( na ponta da trinca)
$\mathbf{x} = \mathbf{a} / 2$	$\rightarrow$ V = 1,7 $\sigma$ a / E	
$\mathbf{x} = 0$	$\rightarrow$ V = 2 $\sigma$ a / E	

Wells considerou uma trinca virtual de tamanho (a + rp) onde a é a metade do tamanho da trinca real e rp o raio da zona plastificada, para uma chapa fina, num estado plano de tensões, tem-se:

$$rp = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma y}\right)^2$$
 2.2

se:

Substituindo o comprimento da trinca real a pelo tamanho da trinca virtual (a + rp) na eq. (2.1) tem-se:

$$V = \frac{2\sigma}{E} \sqrt{(a+r_p)^2 - x^2}$$
 2.3

No caso de x = a, na ponta da trinca real, teremos:

$$V = \frac{2\sigma}{E} \sqrt{2ar_p - r_p^2}$$
 2.4

No caso de ter-se uma deformação plástica muito pequena, ou seja, a >> rp pode-se escrever:

$$V = \frac{2\sigma}{E} \sqrt{2ar_p}$$
 2.5

Substituindo os valores da eq. (2.2) para rp num estado plano te tensão, tem-

$$V = \frac{2\sigma}{E} \sqrt{\frac{a}{\pi} \left(\frac{K_I}{LE}\right)^2}$$
 2.6

Para trinca de Wells, tem-se:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$$
 2.7

Pode-se deduzir da eq. (2.7) que:

$$\sigma = \frac{K_I}{\sqrt{\pi a}}$$
 2.8

Substituindo o valor obtido na eq. (2.7) na eq. (2.6), tem-se:

$$V = \frac{2K_I^2}{\pi E.LE}$$
 2.9

Fazendo  $\delta = 2 V$ , onde  $\delta \dot{e}$  a abertura na ponta da trinca real, tem-se:

$$\delta = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{E.LE}$$
 2.10

Considerando-se a equivalência da abordagem baseada no Balanço Energético de Griffith e do Fator de Intensidade de Tensões, tem-se para um estado plano de tensões:

$$G_I = \frac{K_I^2}{E}$$
 2.11

Substituindo o valor da eq. (2.10) na eq. (2.9), e baseando-se num argumento de energia, segundo o qual mais trabalho irreversível deve ser realizado na

zona plástica do que o correspondente à extensão de  $\delta$  sozinha, Wells propôs que a eq. (2.9) deveria ser transformada em:

$$\delta = \frac{G_I}{LE}$$
 2.12

A eq. (2.11) apresenta o valor da abertura de trinca, na ponta da trinca real, para uma determinada taxa de liberação de energia elástica atuante. Usando os valores de eq. (2.10) a eq. (2.11) pode ser escrita como:

$$\delta = \frac{K_I^2}{E.LE}$$
 2.13

A eq. (2.13) determina o valor da abertura da ponta da trinca para um determinado valor do fator de intensidade de tensão, este valor é diretamente proporcional ao valor do fator de intensidade de tensão, e inversamente proporcional ao módulo de elasticidade e à tensão de escoamento do material.

A partir deste modelo, Wells idealizou a sistemática da curva de projeto, cujo objetivo é determinar o tamanho máximo de defeito suportável numa estrutura soldada (Figura 2.4.[12]



Figura 2.4- Curva de Projeto de Wells [12].

### 2.2.4 O Modelo de Dugdale, Burdekin e Stone

Burdekin e Stone [09] deduziram uma expressão, para o valor do CTOD, a partir de um modelo desenvolvido por Dugdale [13], representado na figura 2.5 para estimar o tamanho da região plastificada na ponta da trinca.



Figura 2.5- Modelo de trinca desenvolvido por Dugdale. [12]

Este modelo apresenta uma trinca de comprimento 2a em uma chapa infinita. É tomado um sistema de coordenadas que tem a sua origem no centro da trinca, o eixo das ordenadas estende-se segundo a direção do comprimento da mesma. A chapa é submetida a uma tensão trativa uniforme  $\sigma$  segundo o eixo das abscissas. Sob ação desta tensão, são desenvolvidas nas pontas da trinca, zonas plásticas de comprimento  $\rho$ , na zona plástica, tem-se uma tensão uniforme e constante LE, desenvolvida pelo escoamento do material nesta região. Burdekin e Stone chegaram a seguinte expressão:

$$\delta = \frac{8.LE.a}{E\pi} \ln \left[ \sec \left( \frac{\pi \sigma}{2.LE} \right) \right]$$
 2.14

### 2.2.5 O Modelo de Dawes

A partir da expressão desenvolvida por Burdekin e Stone e baseado em dados experimentais Dawes [10] propôs uma nova expressão para o cálculo do CTOD.

O uso de um instrumento denominado extensômetro de fratura, permite um monitoramento da abertura das faces da trinca durante o ensaio do corpo de prova. Como é difícil determinar experimentalmente o valor de  $\delta$ , achou-se conveniente medir a abertura da boca da trinca (Vg), e relacionar com a abertura da ponta da trinca. O método utilizado e baseado no modelo esquematizado na figura 2.6 que descreve a deformação plástica do corpo de prova como uma rotação em torno de um ponto, localizado a uma distância r (w-a) abaixo da extremidade da trinca inicial de fadiga.[02]



Figura 2.6- Representação do comportamento do corpo de prova no ensaio CTOD [02]

O ponto indicado como centro de rotação aparente, funciona como um ponto de deslocamento nulo, tendo o entalhe usinado mais a trinca de fadiga girando em torno dele. O resultado deste modelo é uma relação geométrica entre Vg e  $\delta$ .

$$\delta = \frac{V_g}{1 + \frac{1(a+z)}{r(W-a)}}$$
2.15

Onde:

Vg - Valor do deslocamento medido pelo extensômetro de fratura;

*a* - Dimensão do defeito no início do ensaio.

z - Distância da face do corpo de prova ao apoio do extensômetro de fratura;

r - Distância do centro de rotação aparente à extremidade da trinca de fadiga;

W - Largura do corpo de prova.

O valor de r varia entre 0 e 1, sua determinação é feita a partir de uma curva de calibração obtida metalograficamente, para aços, e normalmente considerado igual a 1/3. [02]

A equação 2.15 foi utilizada em 1972 na elaboração de um projeto de norma, pela British Standards. Em 1979 foi substituída pela equação abaixo, na norma BS 5762. [02]

$$\delta = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{2E\sigma_{\nu}} + \frac{0.44(W - a)V_p}{0.44W + 0.56a + z}$$
2.16

onde:

- K Fator de intensidade de tensões;
- v Coeficiente de Poisson;
- E Módulo de elasticidade;

 $\sigma_{v}$ - Limite de escoamento;

V<sub>P</sub> - Componente plástico do deslocamento V<sub>g</sub>;

W,  $a \in z$  - Definidos anteriormente.

A eq. 2.16 é uma tentativa de unificar uma situação de fratura elástica ou elástico-plástica que porventura possa aparecer num determinado ensaio. A primeira parcela da equação determina a parte elástica do CTOD, e a segunda parcela, a parte plástica. No comportamento essencialmente elástico, terá V<sub>p</sub> aproximadamente igual a zero e a equação se reduz à primeira parcela. Caso o contrario, uma fratura essencialmente plástica, tem-se a primeira parcela da equação com um valor desprezível em relação ao segundo.

### 2.3 Tratamentos Térmicos

O uso de ligas metálicas na engenharia é baseado principalmente nas suas propriedades mecânicas, ou seja, na capacidade que estas ligas têm de suportar os esforços que estão sujeitas durante o serviço. Estas propriedades estão intimamente relacionadas com a estrutura cristalina das ligas metálicas, que depende principalmente da composição química do material.

Estruturas tais como bruta de fusão, recozidas, encruadas ou obtidas em altas temperaturas e com velocidades de resfriamento das mais variadas, conferem propriedades mecânicas muitas vezes impróprias para o uso. O controle da estrutura dos materiais é um fator decisivo para sua correta seleção e aplicação na engenharia. [14]

Os tratamentos térmicos são o meio mais usual, seguro e eficiente para o controle das estruturas das ligas metálicas e, conseqüentemente, das propriedades mecânicas desejadas para o produto final. A prática correta do tratamento térmico é importante para que haja uma maior confiabilidade nos materiais empregados. Etapas típicas destes tratamentos, tais como temperatura de aquecimento, tempo de permanência nesta temperatura, velocidade de resfriamento e o meio no qual será feito o resfriamento, são determinantes nos resultados finais desejados.

# 2.3.1

### Têmpera

Na maioria dos aços, incluindo os aços de baixa-liga, o objetivo da têmpera é produzir percentuais controlados de martensita (figura 2.7, de forma a controlar a dureza, minimizar as tensões residuais e a possibilidade do surgimento de trincas. A têmpera consiste no aquecimento até atingir a temperatura de austenitização, seguido de um resfriamento rápido e contínuo. [15]



Figura 2.7- Microestrutura típica de martensita. 175x. [16]

A composição da liga é de grande influência na habilidade desta liga em se transformar em martensita, esta habilidade recebe o nome de temperabilidade. A temperabilidade, é uma medida qualitativa da redução da dureza de uma peça, partindo da sua superfície até o seu núcleo. A figura 2.8apresenta uma curva de temperabilidade de ligas de aço, todas contendo o mesmo percentual de carbono e quantidades diferentes de outros elementos de liga. A temperabilidade do aço comum ao carbono cai de forma drástica, no entanto, o mesmo não acontece com os açosliga, onde as curvas apresentam uma queda mais suave. Em todos os casos as durezas na superfície são iguais, pois esta só depende do teor de carbono. [01]



Figura 2.8– Curvas de endurecimento, para cinco ligas de aços diferentes, cada uma com 0,4% de carbono.[01]

O teor de carbono, também influencia na temperabilidade, a dureza em qualquer posição no interior da peça aumenta em função do aumento do teor de carbono como apresentado na figura 2.9[01]



Figura 2.9– Curvas de endurecimento para quatro ligas de aços da série 8600 contendo a concentração de carbono indicada.[01]

A taxa de resfriamento também afeta de forma substancial o resultado da têmpera, ela é característica do meio de resfriamento que entra em contato com a amostra. Severidade da têmpera é o termo usado com freqüência para definir a taxa de resfriamento, os três meios de resfriamentos mais comuns são a água, óleo e o ar. As têmperas realizadas em óleo são adequadas para aços com maiores teores de carbono, pois nestes aços o resfriamento em água pode produzir trincas ou empenos, já o resfriamento ao ar dos aços comuns ao carbono, normalmente, produz estruturas que são quase que exclusivamente perlítica. [17]

Um aumento da temperatura de austenitização aumenta o tamanho do grão da austenita, o que dificulta a formação de ferrita aumentando a formação de martensita.

### 2.3.2 Revenido

O revenido consiste no reaquecimento das peças temperadas, numa temperatura abaixo da temperatura eutetóide, durante um intervalo de tempo predeterminado. Neste tratamento, a ductilidade e a tenacidade da martensita são aprimoradas e as tensões internas, causadas pela têmpera, são aliviadas.

O revenido, em algumas situações, pode reduzir a tenacidade do material, esse fenômeno é conhecido como fragilização por revenido. Aços com concentrações apreciáveis dos elementos de liga manganês, níquel e cromo, e com um ou mais dos elementos antimônio, fósforo, arsênio e estanho na forma de impurezas, são suscetíveis a fragilização por revenido. [01]

Nas observações dos aços, fragilizados pelo revenido, foi constatado que os elementos liga e as impurezas segregam preferencialmente nas regiões de contornos dos grãos. Tal fato causa uma propagação de trinca de forma intergranular, isto é, a trajetória da fratura segue os contornos dos grãos da fase austenítica.

### 2.4 Microestruturas

#### 2.4.1

#### Ferrita

A ferrita, figura 2.10 é uma solução sólida de ferro carbono à temperatura ambiente, possui uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, o que acarreta uma solubilidade máxima do carbono muito baixa, pois a presença do carbono se dá nas posições intersticiais da estrutura. O carbono é o principal responsável pelas propriedades mecânicas do aço, no caso da ferrita, devido a baixa solubilidade, acarreta numa fase relativamente macia.



Figura 2.10 - Fotomicrografia da ferrita 500x .[16]

### 2.4.2

#### Austenita

A austenita, figura 2.11, quando ligada somente com o carbono só é estável a temperaturas acima de 727°C, possui uma estrutura cristalina cúbica de face centrada, apresenta uma solubilidade aproximadamente cem vezes maior que a ferrita.



Figura 2.11 – Fotomicrografia da austenita 325x .[01]

# 2.4.3 Cementita

A cementita ou carbeto de ferro ( $Fe_3C$ ) se forma quando o limite de solubilidade do carbono na ferrita é excedido. A cementita é muito dura e frágil.

# 2.4.4

### Perlita

A perlita consiste em camadas alternadas ou lamelas compostas pelas fases ferrita e cementita. A perlita se apresenta como grãos, figura 2.12, freqüentemente chamados de colônias. Dentro de cada colônia, as camadas têm a mesma orientação, que varia de uma colônia para outra. As lamelas finas e escuras representam a fase cementita, e as camadas mais claras e grossas a ferrita. A perlita apresenta propriedades intermediárias entre macia e dúctil de ferrita e dura e frágil da cementita.



Figura 2.12 – Fotomicrografia da perlita 500x. [16]

A formação da perlita ocorre pela difusão do carbono contido na austenita, a nucleação se dá nos contornos dos grãos da austenita se estendendo para o seu interior, (figura 2.13). O carbono se difunde para longe das regiões da ferrita, que possui baixa solubilidade, em direção as camadas de cementita. A taxa de nucleação da perlita diminui com o aumento da temperatura de austenitização, o que é explicado pelo aumento da energia de ativação (função da temperatura) e pelo aumento do grão da austenita, que diminui a área para nucleação.[01]



Figura 2.13 – Representação da formação da perlita a partir da austenita. [01]

#### 2.4.5 Martensita

A martensita é a microestrutura mais frágil que pode ser produzida numa liga de aço. Sua formação se dá, quando o resfriamento é feito de forma rápida, a partir da temperatura de austenitização, não permitindo a difusão do carbono que, formariam ferrita e cementita. A concentração de carbono na martensita e a mesma da austenita inicial diferentemente das fases ferrita e cementita as quais se diferenciam bruscamente da austenita inicial pela composição devido à difusão do carbono. Sua estrutura cristalina é tetragonal de corpo centrado, os átomos de carbono permanecem como impurezas intersticiais formando uma solução sólida supersaturada. Se esta for aquecida, permitindo a difusão do carbono, ela se transformara rapidamente em outra estrutura.[18]

A martensita pode se apresentar de duas formas distintas. Martensita em ripa ou maciça, figura 2.14, onde os grãos se formam em placas longas e finas, alinhadas paralelamente uma às outras e formando blocos. Esta estrutura é característica dos aços abaixo de 0,6% de carbono. A segunda a martensita lenticular, é característica dos aços com percentual de carbono acima de 0,6%, nesta estrutura, os grãos se apresenta em forma de agulhas.



Figura 2.14 – Fotomicrografia da martensita em placas 1000x. [16]

Assim como a perlita, a bainita é formada pelas fases ferrita e cementita. No entanto, seus arranjos são diferentes da estrutura lamelar da perlita (figuras 2.15 e 2.16).

Na formação da bainita, os grãos originais de austenita, transformam-se em estruturas de ripas finas e estreitas de perlita que são separadas por partículas alongadas de cementita. Essa estrutura é conhecida como bainita superior.

Outra estrutura que pode ocorrer é a bainita inferior, composta de 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.

As transformações perlíticas e bainíticas são concorrentes umas com as outras. Quando uma dada fração de uma liga tenha se transformada em perlita ou bainita, a transformação no outro microconstituinte não é possível a não ser que haja um reaquecimento, para formar austenita.Os aços bainíticos, devido a sua estrutura mais fina, são mais resistentes e mais duros que os perlíticos, ainda assim, possuem uma melhor combinação de resistência e ductilidade.[19]



Figura 2.15–Fotomicrografia da bainita aumento 750 x[20].



Figura 2.16–Fotomicroscopia da bainita aumento 1100 x. [20]