

## **2. Revisão Bibliográfica**

O presente capítulo compreende a soldagem por fusão e seus princípios fundamentais, a soldabilidade dos aços de alta resistência baixa liga e os processos de soldagem Arame Tubular e MIG/MAG. Todos estes pontos serão associados, no possível, aos aços de alta resistência baixa liga e os processos de soldagem envolvidos no presente trabalho.

### **2.1. A soldagem por fusão**

Uma das técnicas de união, maiormente utilizadas é a solda por fusão, onde as bordas de duas partes de material iguais ou dissimilares são aquecidas e levadas até seu ponto de fusão mediante uma fonte de calor, que pode ser termoquímica, elétrica (resistência elétrica, arco elétrico), mecânica (explosão) ou energia radiante (laser, feixe de elétrons) [5,6], sendo solidificada posteriormente. Esta técnica de união pode ser feita utilizando eletrodos consumíveis (adição de material de aporte) ou eletrodos não consumíveis (com ou sem adição de material de aporte). O volume de metal líquido proveniente do metal de adição, no caso de tiver, e o material de base fundido é o que se conhece como poça de fusão.

#### **2.1.1. O arco elétrico**

O arco elétrico é uma descarga elétrica contínua devido a um diferencial de potencial entre dois eletrodos ligeiramente afastados [7], onde a energia térmica do eletrodo negativo (cátodo) é absorvida para a emissão de elétrons [8] que colidem com as moléculas do ar ou gás que se encontra entre os eletrodos, separando suas moléculas em íons, tornando-o condutor. Os elétrons passam ao eletrodo positivo (ânodo) liberando seu calor o que somada ao calor por condução e convecção da coluna plasmática fazendo que o calor de aporte por ampere do arco seja maior neste eletrodo [9].

O uso do arco elétrico como fonte de calor em vários processos de soldagem é importante por duas razões:

- a. A coluna de gás plasmático proporciona altas temperaturas, entre 6000 – 20000 K [8].
- b. É facilmente controlável através de meios elétricos [7].

## **2.2. Transferência metálica**

A importância do controle da transferência metálica tem um efeito grande sobre o aporte térmico ao material de base, o grau de penetração, a estabilidade da poça de fusão e a eficiência de deposição (redução de perda de material por respingos) [9].

A transferência metálica é a transferência de calor e massa de uma gota em estado líquido do material de aporte (eletrodo consumível), a qual esta sujeita à atuação de forças de retenção e de destaque [10]. Quando existe um desequilíbrio no balanço destas forças (força resultante de destaque maior que a de retenção) a gota é destacada em direção da poça de fusão.

A transferência metálica inicia-se com a formação da gota metálica líquida, em um arame consumível, originada pelo aquecimento superficial sobre a ponta do eletrodo devido ao arco. O calor é transmitido por convecção, gerando um fluxo de fluido na gota formada, e um frente de fusão sobre a ponta do arame. Parte deste calor é transmitido por condução ao arame, o qual já esta aquecido volumetricamente pelo aquecimento resistivo, efeito Joule [10, 11].

### **2.2.1. Mecanismo de destacamento da gota metálica**

Existem varias teorias que descrevem o fenômeno de destacamento da gota metálica e prevêm o seu tamanho. Teorias como do balanço de força estática, da instabilidade devido à constricção, da velocidade crítica, da força do plasma e balanço de força dinâmica [12-13]. As teorias que apresentam resultados aproximados com resultados obtidos experimentalmente são as teorias de balanço de força estática e de balanço de força dinâmica. [13-14]. Sendo esta última a que apresenta melhores resultados com correntes abaixo de 200 A [13].

Considerando estas duas últimas teorias e uma soldagem na posição plana, a gota metálica está sujeita ao balanço das forças da tensão superficial, do jato de vapor (forças de retenção,  $F_R$ ), da gravidade, de arraste do plasma, (forças de destaque,  $F_D$ ), eletromagnética, sendo esta última força de retenção ou destaque dependendo da área coberta pelo arco elétrico sobre a gota [12-13].

A influência de cada força vai depender das variáveis do processo de soldagem, na Tabela 1 se encontram as fórmulas de forma resumida para cada força mencionada anteriormente e as variáveis que influenciam em cada uma delas. Outras variáveis como o diâmetro do arame do consumível e o comprimento do arame desde o bico de contato até o material de base, também têm influência sobre estas forças e sobre o diâmetro da gota [12,13].

Tabela 1. Forças atuantes na transferência metálica.

Força atuante	Fórmula	Variáveis
Tensão superficial	$F_\gamma = 2\pi\gamma a\Psi(a/c)$	a: raio do eletrodo [cm] $\gamma$ : Tensão Superficial $C^2$ : constante de capilaridade do metal ( $c^2 = \gamma/g\rho$ ) $\Psi(a/c)$ : função complexa, a qual esta na faixa de 0,6 a 1,0 [9]. Para metais comuns, um valor aproximado calcula-se de: $\Psi(a/c) = 1 - 2,5a$ , $a < 0,15$ $\Psi(a/c) = 0,625$ , $0,15 < a < 1,0$
Força eletromagnética	$F_{em} = \frac{\mu_o I^2}{4\pi} f_2$ $f_2 \left[ \ln \frac{R \sin \theta}{r} - \frac{1}{4} - \frac{1}{1 - \cos \theta} \right]$ $+ \frac{2}{(1 - \cos \theta)^2} \ln \frac{2}{1 + \cos \theta}$	I: Corrente $\mu_o$ : Permeabilidade do espaço livre. R: Raio da gota r: raio do arame $\Theta$ : Ângulo da zona de condução. Fig. 1.
Força da gravidade	$F_g = g\rho V$	g: aceleração da gravidade $\rho$ : massa específica V: volume da gota
Força de jato de vapor ou de evaporação	$F_v = \frac{Q_e^2 I J}{2gH_e \rho_v}$	$Q_e$ : Calor dissipado no anodo ou catodo por evaporação I: Corrente J: densidade de corrente $H_e$ : Calor de evaporação $\rho_v$ : densidade do vapor evaporado g: gravidade
Jato do arraste do plasma	$F_a = \frac{\pi v^2}{2} \rho_g r_g^2 C_a$	v: velocidade do jato do plasma $r_g$ : raio da gota imersa no plasma $\rho_g$ : densidade do gás $C_a$ : coeficiente de arraste (depende do número de Reynolds e, em menor escala da corrente [10])

### 2.2.2. Modos de transferência metálica

A transferência metálica no arco pode ser realizada de três formas básicas: a) Em curto-circuito, b) De forma globular, e c) Em spray ou goticular [15-16]. Formas derivadas como o arco pulsado utilizado no processo GMAW, é um modo de transferência tipo spray que se produz em impulsos regularmente espaçados, no lugar de acontecer aleatoriamente como ocorre no arco spray. [7].

A transferência em curto-circuito se produz quando a gota metálica vai crescendo e atinge à poça de fusão, a força de tensão superficial consegue romper a união existente entre a gota e a ponta do arame absorvendo-a, neste instante se reinicia o arco elétrico. Este tipo de transferência se obtém quando a tensão e a intensidade de corrente são baixas.

A transferência de forma globular é caracterizada pela formação de uma gota relativamente maior do que o diâmetro do arame, a qual cai na poça de fusão pela ação do seu próprio peso. A aplicação tecnológica é difícil, porque não é possível o controle adequado do metal de aporte e porque as vezes provoca falta de penetração e espessuras elevadas. Este modo de transferência se encontra na zona de transição entre o curto-circuito e o arco spray.

A transferência goticular, é caracterizada por um tamanho de gota muito pequena com menor diâmetro do que o arame sendo sua transferência no eixo axial do arco elétrico, característico de altas correntes e altas voltagens, conseguindo-se grandes taxas de deposição. Estes tipos de transferência são amostrados na Fig. 1.

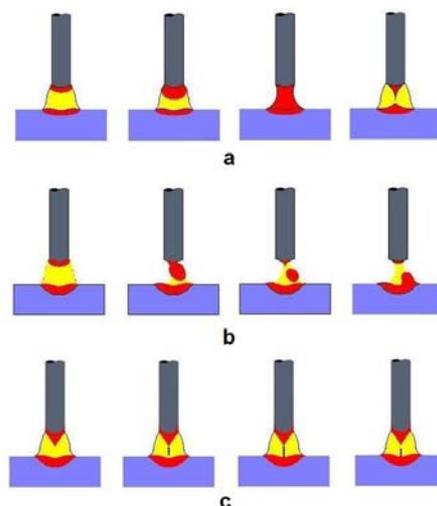


Figura 1. Tipos básicos de transferência metálica, a) Transferência por curto-circuito, b) Transferência globular, e c) Transferência goticular. Adaptado de Hernández [7].

A transferência por arco pulsado realiza-se a partir da ponta do arame até a poça de fusão, onde a gota é destacada por efeito da força eletromagnética, que faz uma constrição na interface líquido sólido da ponta do arame. Utiliza-se uma corrente pulsada de onda simétrica com intervalos de tempo regularmente espaçados, composta de uma corrente de base de baixa intensidade, e uma corrente de pico de alta intensidade. Quando a corrente esta na fase de baixa intensidade, Fig. 2, o arame é aquecido e acondicionado para a formação da gota (a e b), no momento da aplicação da corrente de pico (c) a gota inicia o destacamento para a poça de fusão, sendo absorvida logo (d e e).

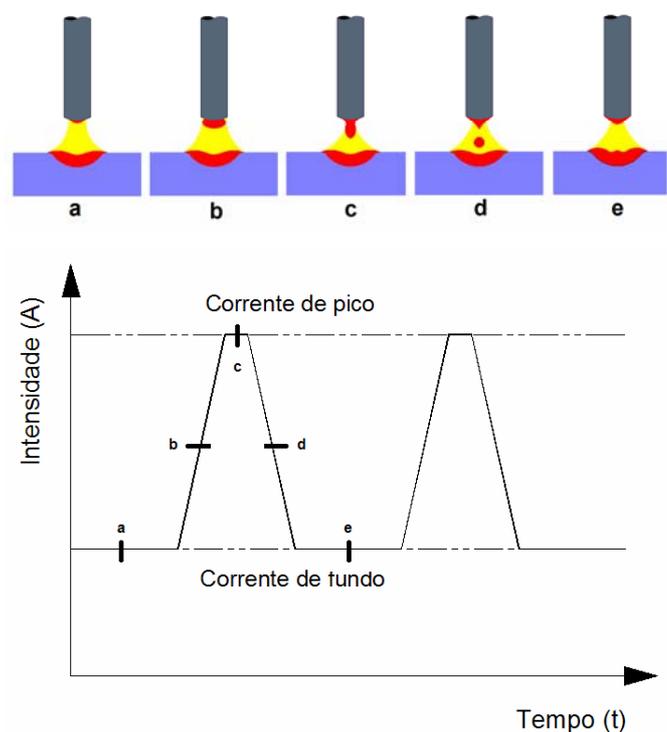


Figura 2. Seqüência de transferência por arco pulsado. Adaptado de Hernandez [7]

### 2.3. O aporte de calor

A energia total gerada em um processo de soldagem é utilizada na formação da gota na ponta do arame, parte é perda por radiação e aquecimento do gás de proteção no arco elétrico e outra parte é absorvida pela peça de trabalho [17]. É esta energia absorvida o que é chamada de aporte de calor, o qual para processos de soldagem por arco elétrico é definido como:

$$H = \frac{VI}{v} \eta \quad (2-1)$$

onde,  $H$  é o aporte de calor (kJ/mm),  $V$  é a voltagem (V),  $I$  é a amperagem (A),  $v$  é a velocidade de soldagem (mm/s) e  $\eta$  é a eficiência térmica do processo de soldagem, a qual vai depender da natureza do material de base, o tipo da fonte de calor e dos parâmetros de soldagem [18].

Esta eficiência varia de processo para processo e segundo Hernández [7] é como se apresenta na Tabela 2.

Tabela 2. Eficiências térmicas de diferentes processos de soldagem

<i>Processo</i>	<i>Eficiência</i>
Oxiacetilénico	35%
Soldagem TIG	20 – 50%
Soldagem MIG/MAG	70 – 85%
Soldagem por eletrodo revestido	70 – 80%
Soldagem por arame tubular	65 – 85%
Soldagem por arco submerso	90 – 99%

## 2.4.

### A poça de fusão

O tamanho e forma da poça de fusão têm uma forte influencia sobre a microestrutura, solidificação, integridade e propriedades mecânicas da junta soldada [18,19]. A sua geometria é influenciada pelo fluxo do fluido e a transferência convectiva de calor na poça. Sobre o fluxo do fluido atuam a força de tensão superficial, força eletromagnética, força de impacto da gota metálica transferida, sendo estas três as mais importantes para processos de soldagem GMAW [20-21]. As forças de flutuação e de arraste aerodinâmico [19, 22-23] geram o fluxo do fluido, afetando a distribuição da transferência de calor, convectiva, na zona soldada [8, 18-20, 22-24].

## **2.4.1. Mecanismos de agitação da poça de fusão**

O efeito em conjunto de cada uma das forças mencionadas anteriormente gera um mecanismo complexo de agitação na poça de fusão, por isso que cada uma é descrita em separado para diferenciar a influencia de cada uma.

### **2.4.1.1. Tensão superficial**

A tensão superficial é a mais influente no movimento do metal líquido na poça de fusão [8, 18, 24]. Dependendo da variação de temperatura e da existência de elementos tenso-ativos (composição) a distribuição espacial da tensão superficial sobre a superfície é modificada [18-19, 25], e a sua vez modificado o fluxo do fluido, sendo o movimento deste último de uma região de baixa tensão superficial a uma região de maior tensão superficial, o que é conhecido como o efeito de Marangoni [20].

### **2.4.1.2. Força eletromagnética**

A força eletromagnética movimenta o fluido verticalmente desde a superfície central da poça para a parte inferior dela, subindo pelas laterais [24-26] Este devido à decomposição da força, em uma força axial e uma radial, onde a primeira puxa a superfície da poça ajudando na penetração e a segunda gera um vórtice toroidal que intensifica a transferência de calor na poça significativamente. Esta força é dominante em altas correntes, já que é proporcional ao quadrado da corrente [23]. A geometria da poça de fusão sob esta força é estreita e profunda [26].

### **2.4.1.3. Força de Flutuação**

É originada pela variação de densidade dentro da poça de fusão como resultado do gradiente espacial de temperatura, movimenta o fluido das regiões mais quentes às regiões mais frias [24-26]. Mas sua influencia não tem um efeito significativo na geometria e transferência de calor na poça de fusão [18, 24-26] já que as velocidades que gera no fluxo estão na ordem de 0.1% da magnitude da velocidade exercida pela tensão superficial [26].

#### **2.4.1.4.**

##### **Força de arraste aerodinâmico**

A força de arraste, devido ao gás de proteção no processo de soldagem, atua sobre a superfície livre da poça de fusão desde o centro até as bordas, incrementando a largura da poça de fusão [24]. Sua influencia é proporcional à área superficial da poça de fusão [20].

#### **2.4.1.5.**

##### **Força de impacto da gota metálica**

A quantidade de movimento das gotas metálicas líquidas transferidas até a poça de fusão exerce uma força de depressão sobre a superfície da poça de fusão, modificando o perfil da superfície livre e geometria e o fluxo do fluido na poça de fusão, fazendo mais complexo a transferência de calor convectiva [19, 21, 27]. Esta influencia vai estar em relação à tensão superficial existente na poça de fusão, a maior tensão superficial menor será a depressão [28]. No caso de existir elementos tenso-ativos (enxofre ou oxigênio) a depressão será maior porque estes reduzem a tensão superficial [18,25].

Assim mesmo Lin et al. [28] tem em consideração a força de depressão sobre a superfície da poça por efeito do arco elétrico a qual tem um efeito marcante a correntes superiores aos 300 A.

#### **2.4.2.**

##### **Vaporização a partir da superfície da poça de fusão**

A temperatura na superfície da poça de fusão é frequentemente maior que a temperatura de fusão dos metais soldados, dando-se lugar à vaporização de elementos de liga do consumível como do material de base. Esta perda resulta em uma mudança da composição final do metal de solda, afetando as suas propriedades finais. Esta mudança vai depender do fluxo de vaporização e da relação superfície-volume da poça de fusão [18]. O mecanismo de vaporização é devido a uma gradiente de pressões, já que a pressão na vizinhança da poça de fusão é maior que a pressão do ambiente, além da perda de elementos de liga, também existe uma perda de calor que pode ajudar no resfriamento do metal líquido da poça de fusão. Os elementos que apresentam maior tendência de evaporação são o Mn e o Fe, e em menor proporção o Cr [29].

### **2.4.3. Reações gás-metal de solda**

Durante a soldagem, o hidrogênio, o nitrogênio e o oxigênio podem dissolver no metal de solda, formando porosidade ou inclusões com a combinação dos elementos de liga. Segundo Debroy et al. [18] nos aços o hidrogênio induz as trincas, o nitrogênio incrementa a resistência ao esforço reduzindo a ductilidade, e o oxigênio promove a formação de inclusões. De forma geral as inclusões danificam as propriedades mecânicas da solda, mas sob um controle no caso das soldas de aços de baixa liga, podem promover o refinamento do grão, melhorando a tenacidade. Sendo o Si e o Mn os elementos desoxidantes mais comuns dos aços ao carbono, os quais causam estes precipitados. Outros elementos desoxidantes utilizados são o Ti, Zr e Al [25].

### **2.5. Solidificação da poça de fusão**

O comportamento da solidificação controla a redistribuição do soluto, a estrutura de solidificação, o tipo e forma de grão, e a distribuição de inclusões e defeitos, tais como porosidade e trincamento a quente [18]. Os cristais que se formam na solidificação da poça de fusão nucleiam nos cristais localizados na interface sólido-líquido, e crescem de forma epitaxial no sentido do gradiente de temperatura ( $G$ ), a uma taxa de solidificação ou de crescimento ( $R_s$ ) a qual esta em função da velocidade de soldagem e o seno do ângulo formado entre o limite da poça de fusão e a direção de soldagem [25, 30].

O tipo de subestrutura de cada grão individual na estrutura da solda por fusão que aparece no metal de solda depende da forma da frente de solidificação, a qual está influenciada pela concentração do soluto do metal líquido e pelo parâmetro de solidificação,  $G/R_s$ . Na medida em que a relação  $G/R_s$  decresce, a microestrutura se torna mais dendrítica, Fig. 3.

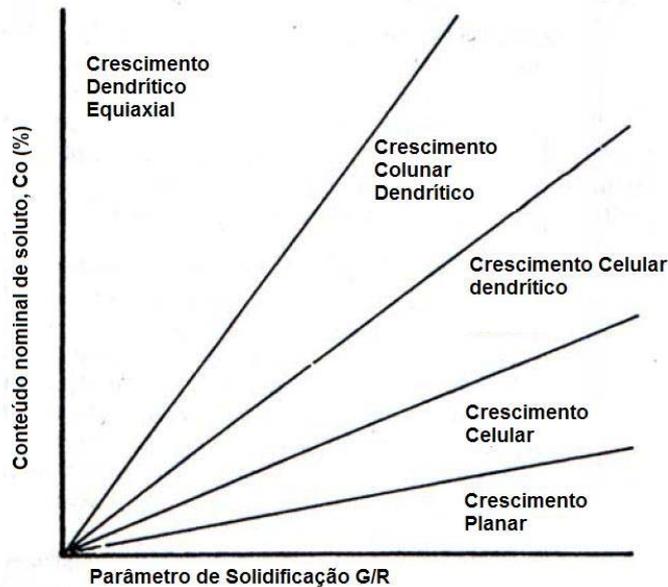


Figura 3. Fatores que controlam os modos de crescimento durante a solidificação dos metais líquidos [25].

A estrutura do grão da solda depende principalmente de três fatores: a) composição (concentração do soluto), b) Parâmetro de solidificação, e c) Forma da poça de fusão. Esta última função direta da velocidade de soldagem. A uma velocidade de soldagem maior que a velocidade de solidificação a geometria da poça adquire a forma de uma gota e a solidificação dos grãos são retos perpendiculares à linha de fusão; a uma velocidade de soldagem igual à de solidificação a geometria da gota adquire uma forma elíptica sendo a solidificação do grão de forma curvada e perpendicular à linha de fusão. No caso dos aços de baixa liga a frente de solidificação se torna mais complexa pela existência de separação dos elementos do soluto entre o sólido e líquido durante a solidificação, existindo um gradiente de composição. Este gradiente de composição gera precipitados na fase líquida os quais podem ser promotores de nucleação, permitindo obter um grão refinado. A agitação da poça de fusão e os movimentos do arco elétrico também contribuem na geração de novos pontos de nucleação, mediante a fragmentação das pontas das dendritas no frente de solidificação. [18]

Bhadeshia et al. [31], explica que nas soldas dos aços de baixa liga, a solidificação começa com a nucleação da ferrita- $\delta$  na linha de fusão, solidificando com um crescimento celular a qual vai se transformando em grãos colunares de austenita. Durante o resfriamento a austenita se transforma em

ferrita alotriomorfa (interfaces  $\alpha$ - $\gamma$  incoerentes e semi-coerentes), a qual cresce por um mecanismo de difusão nos limites dos grãos austeníticos.

Se a temperatura tem uma queda muito rápida a difusão se torna mais difícil e a ferrita cresce como lamelas, chamada de ferrita Widmastätten, a qual nucleia na interface  $\alpha$ - $\gamma$  e cresce dentro da austenita, a qual se torna mais fina na medida em que a taxa de resfriamento é maior. O carbono é rejeitado dentro da austenita ao frente das pontas das lamelas, ao mesmo tempo a ferrita acicular nucleia nas inclusões dentro dos grãos austeníticos e cresce em forma de finas lamelas. O excedente de austenita, à temperatura martensítica decompõe em perlita degenerada e ou misturas de martensita e austenita retida, e devido a que o volume destas é pequeno são chamadas de microfases.

## 2.6. A Zona Termicamente Afetada

A zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) é a região não fundida do material de base adjacente à poça de fusão originada pelos ciclos térmicos próprios da soldagem. Dependendo da severidade destes últimos a ZTA apresentará diferentes características metalúrgicas e de propriedades mecânicas [25]. A sua largura vai estar em função da taxa do aporte de calor, espessura e geometria do bisel da chapa, da temperatura de início e de interpasse [22,32-33].

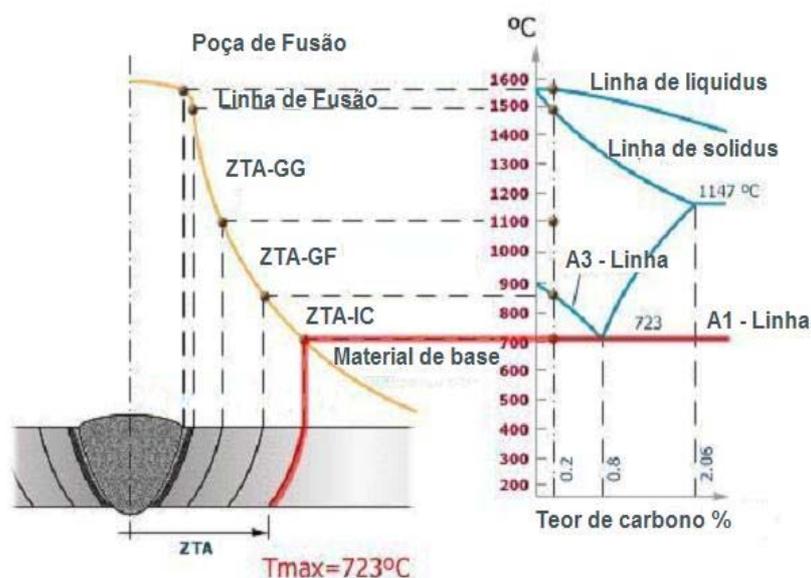


Figura 4. Temperaturas e estruturas da ZAT. Adaptado de Fosca [33].

Da Fig. 4, observa-se que os limites da largura da ZTA correspondem à temperatura de solidus ( $T_s$ ) ao lado adjacente à poça de fusão e à temperatura crítica inferior A1, ao lado da zona não afetada do metal de base. E dependendo da severidade do ciclo térmico da soldagem a ZTA pode ser subdividida, para um aço soldado por fusão, em quatro zonas as quais apresentam diferentes características metalúrgicas e de propriedades mecânicas [8]

A ZTA de um aço soldado por fusão, pode ser dividida em quatro zonas:

Zona de grão grosseiro (ZTA-GG), caracterizada por uma temperatura de pico entre 1100 – 1450 °C da-se início ao crescimento do grão austenítico quando a região atinge uma temperatura superior à temperatura de grão grosseiro (aproximadamente 1200 °C) [25]. Sendo o tamanho do grão austenítico em função da natureza do ciclo térmico de soldagem e da temperatura de formação do grão grosseiro. E a microestrutura resultante nesta região vai depender do tamanho do grão austenítico e a transformação estrutural dentro do grão, a qual esta em função da taxa de esfriamento na junta soldada. [25, 34].

Zona de grão fino (ZTA-GF), uma região onde a temperatura do ciclo térmico se encontra entre Ar3 – 1100 °C, o crescimento do grão austenítico é relativamente lento se obtendo tamanho de grão austenítico pequeno, sendo o alumínio, titânio, nióbio e vanádio como aditivos de refinamento de grão, os quais formam nitretos ou carbeto e atuam como elementos de ancoragem reduzindo ou impedindo o movimento do contorno do grão austenítico. Durante o esfriamento a transformação austenita-ferrita tende a formar estruturas de grão ferrítico-perlítico ou ferrítico-bainítico, já que devido ao alto número de contornos de grão, promove a formação de ferrita de limite de grão enriquecendo à austenita excedente em carbono, podendo transformar este último em perlita ou bainita, o que vai depender da taxa de esfriamento e do conteúdo de carbono e elementos de liga do material de base [30,34].

Zona intercrítica (ZTA-IC), a temperatura que atinge a ZTA esta entre Ar1 – Ar3, a qual é uma região relativamente estreita, transformações parciais são levadas a cabo. No caso de aços ferrítico-perlíticos, durante o aquecimento as ilhas de ferrita transformam rapidamente à fase austenítica, sendo a austenita

enriquecida em carbono [25] e no esfriamento esta austenita rica em carbono pode transformar em perlita, bainita superior, martensita autorevenida ou martensita de alto carbono [34].

Zona subcrítica (ZTA-SC), a uma temperatura menor à Ar1, nesta região normalmente não existe uma mudança microestrutural observável, com exceção de uma degradação de perlita lamelar a partículas esferoidais de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) pode ocorrer, mas é difícil de ser detectado. Assim mesmo o efeito combinado de aquecimento (100 – 300 °C) e esforço residual pode causar envelhecimento de esforço dinâmico. Este fenômeno é associado com uma fina precipitação de impurezas tais como C e N, nas discordâncias dentro dos grãos ferríticos, este fragiliza a integridade da estrutura [25, 34].

## 2.7.

### A soldagem multipasse

Nas soldagens multipasse, as transformações metalúrgicas são ainda mais complexas, já que os passes posteriores geram tratamentos térmicos sobre os passes já executados e ao mesmo tempo na ZTA dos passes anteriores, criando uma heterogeneidade metalúrgica e como consequência, uma heterogeneidade de propriedades mecânicas. Segundo Easterling [30] as consequências das soldas multipasse são:

- Cada ciclo térmico gerado pelo passe subsequente refinará ou normalizará parte do metal de solda anterior.
- O calor de aporte total por cordão é reduzido na medida em que o crescimento de grão é minimizado.
- O passe prévio pode fornecer um preaquecimento o qual tende a incrementar o tempo de resfriamento (será definido mais na frente).
- O passe subsequente tende a recozer parte do passe anterior aliviando tensões residuais.

## 2.8.

### Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Também chamados de aços microligados, podem possuir pequenas quantidades de Mo, Cr, Ni, V, Ti, Nb, B e Zr, os quais produzem um aumento importante na resistência a tração e na tenacidade destes aços, opostamente ao

caso dos aços ao carbono. A utilização destes aços é ampla, maquinarias pesadas, estruturas metálicas, embarcações, oleodutos e vasos de pressão. [33]

### **2.8.1.**

#### **O aço para tubos API 5L X80**

Uma classificação dos aços ABRL para tubos de transporte de petróleo ou gás é a descrita na especificação API 5L [35], a qual especifica a composição química para obter uma determinada propriedade mecânica. Sendo o aço utilizado no presente estudo classificado como um aço API 5L X80, o qual foi produzido utilizando o processo de laminação controlada sem resfriamento acelerado associado a uma composição química cuidadosamente elaborada, porquanto tem demonstrado possuir propriedades mecânicas que atendem as exigências da especificação antes mencionada. [36]

### **2.8.2.**

#### **A fabricação do tubo API 5L X80**

##### **2.8.2.1.**

##### **A laminação controlada**

O processo de laminação controlada utilizada na fabricação das chapas para os tubos API 5L X80 de fabricação brasileira se dão em três fases principais [4]:

Fase 1, à temperatura de 1250 °C o material é reduzido de espessura, deformando os grãos austeníticos a uma geometria alongada, devido a que a temperatura é muito alta, rapidamente novos grãos de austenita poligonal nucleiam e crescem nos contornos da austenita deformada, sendo de menor tamanho em relação aos grãos iniciais. Os passes são realizados até iniciar a recristalização estática, é dizer, os novos grãos de austenita deformados e recristalizados, possuem o mesmo tamanho que dos antigos. Ponto A da Fig. 5.

Fase 2, a uma temperatura abaixo de 1050 °C, a cada passe de laminação a austenita é deformada sem existir recristalização nos contornos de grão, aumentando a relação área-volume da austenita, conseguindo-se uma redução de grão entre o 60 a 80%. Ponto B da Fig. 5.

Fase 3, realizada a uma temperatura próxima à temperatura de transformação austenita-ferrita (Ar3), a chapa é resfriada em água, e no momento de atingir a temperatura Ar3, a ferrita nucleia nos contornos de austenita deformada. Quanto menor for o tamanho do grão austenítico, maior

será o número de sítios onde a ferrita pode nuclear, gerando uma granulometria mais fina. Após a formação dos grãos ferríticos, a chapa é retirada do resfriamento à água e resfria ao ar. Ponto C da Fig. 5.

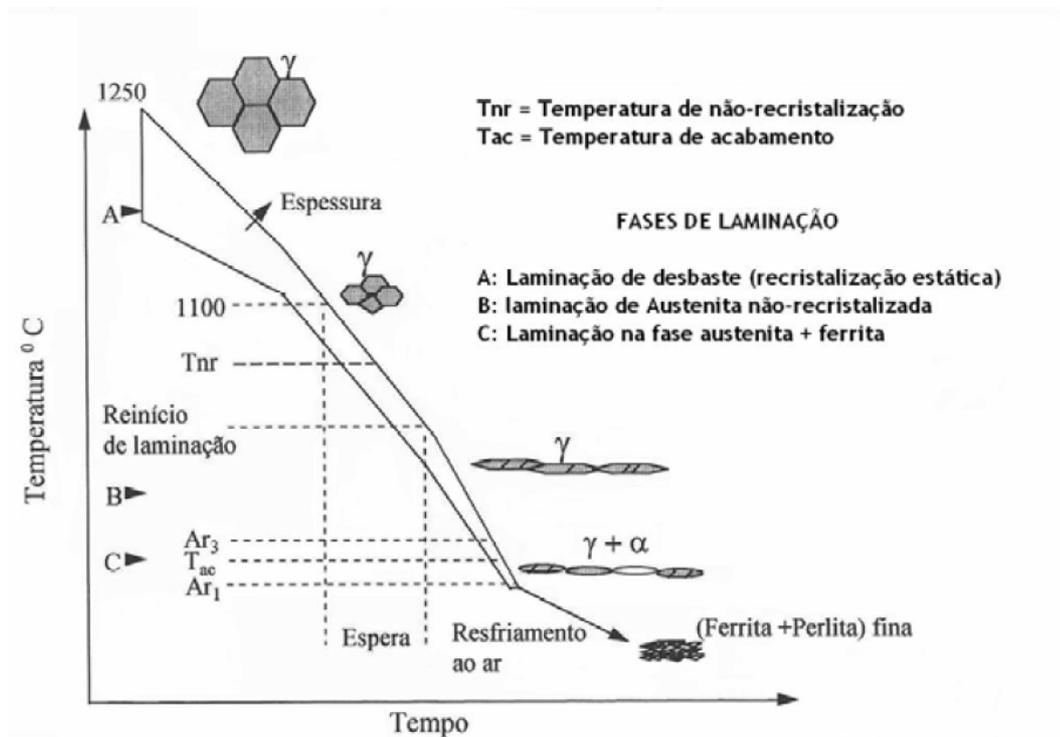


Figura 5. Processo de laminação controlada [4]

### 2.8.2.2. A conformação do tubo

A chapa ABRL de classificação API 5L X80, é conformada mediante o processo UOE, o qual é desenvolvido em três etapas: a) Dobramento da chapa em formato de “U”, b) Conformação da chapa em “U” para “O”. Execução da soldagem longitudinal interna e externa para o fechamento, mediante o processo de soldagem de arco submerso, e c) Depois da soldagem o tubo é submetido a uma Expansão (“E”) interna por pressão hidráulica, para a correção da geometria de acordo às exigências da especificação API 5L [35]. Na Fig. 6 se apresenta parte deste procedimento de conformação UOE.

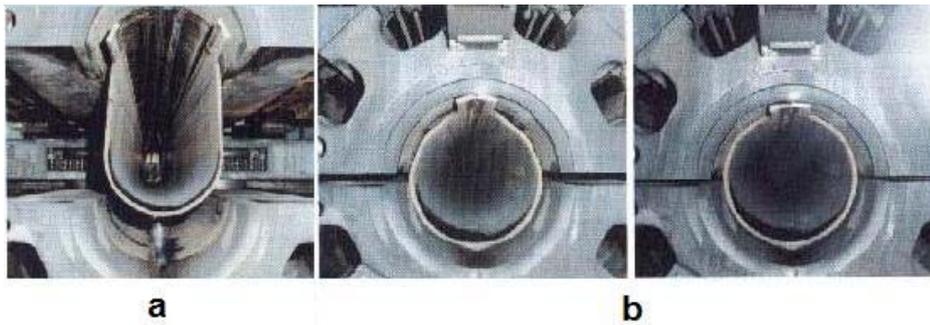


Figura 6. Processo de conformação UOE, a) conformação em U, b) Etapas de conformação em O. Posteriormente o tubo já soldado é expandido (E) por pressão hidráulica.

### 2.8.3.

#### A Soldabilidade do aço de alta resistência e baixa liga

A soldabilidade é relacionada com o conceito da facilidade com a que um material pode ser unido, atingindo propriedades mecânicas requeridas para um determinado serviço. Em geral, uma liga é soldável se possui uma boa tenacidade depois de efetuada a soldagem e sua microestrutura na zona fundida não for fragilizada por causa da diluição como o metal de base [33]. A soldabilidade de um aço é usualmente expressa por um índice chamado de carbono equivalente, o qual correlaciona a composição química do aço com a sua tendência apresentar estruturas frágeis quando este é submetido a um determinado processo de soldagem [22].

#### 2.8.3.1.

##### Cálculo de carbono equivalente (CE)

Para aços com teor de carbono menor a 0,12%, a especificação API 5L [35] considera que o cálculo do carbono equivalente deve ser pela relação dada na equação 2-2. E para um teor de carbono superior a 0,12% deve ser usada a relação dada na equação 2-3.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2-2)$$

$$CE_{IWW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2-3)$$

Segundo Fosca [33], de forma genérica a soldabilidade de aços com um CE inferior a 0,2 – 0,3 % possuem boa soldabilidade, mas em aços com CE superiores a 0,4% existe o risco de fissuração a frio na ZTA.

### 2.8.3.2.

#### O tempo de resfriamento, $\Delta t_{8/5}$

O tempo de resfriamento é outro fator que pode definir a possibilidade de formação de estruturas frágeis na união soldada, tal como a microestrutura martensítica. Este tempo é medido na faixa de temperatura dos 800 a 500 °C durante o resfriamento da união soldada, tendo em consideração o aporte de calor, o tipo da junta, a espessura da chapa e as propriedades físicas do material. [33]

As equações mais amplamente usadas são as de Rosenthal [32] onde considera-se que a fonte de calor transfere toda a sua energia sobre a superfície da chapa e desprezando qualquer perda de calor desde a superfície e os coeficientes físicos são constantes. Definem-se duas equações, uma para chapa grossa, equação 2-4, e outra para chapa fina, equação 2-5, onde a seleção de uma delas vai depender da espessura crítica da chapa, equação 2-6.

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H}{2\pi\lambda} \left( \frac{1}{500 - T_o} - \frac{1}{800 - T_o} \right) \quad (2-4)$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H^2}{4\pi\lambda\rho c d^2} \left( \frac{1}{(500 - T_o)^2} - \frac{1}{(800 - T_o)^2} \right) \quad (2-5)$$

$$d_c = \left[ \frac{H}{2\rho c} \left( \frac{1}{500 - T_o} + \frac{1}{800 - T_o} \right) \right]^{1/2} \quad (2-6)$$

Onde se  $d_c$  é menor que  $d$ , se aplica a equação para chapa grossa e no caso  $d_c$  seja maior se aplica a equação para chapa fina. E  $\Delta t_{8/5}$  é o tempo de resfriamento no intervalo de 800 a 500°C (s),  $\lambda$  é a condutividade térmica (J/s.mm.°C),  $H$  é o aporte de calor (J/mm),  $T_o$  é a temperatura inicial da chapa a soldar (°C),  $\rho$  é a densidade do material (g/cm<sup>3</sup>),  $c$  é o calor específico do material (J/g.°C) e  $d$  é a espessura da chapa (mm).

Dilthey [37] apresenta uma modificação para o caso de aços de baixa liga, onde os coeficientes físicos não têm relevância no cálculo do tempo de esfriamento. Sendo, uma para chapa grossa, equação 2-7, e outra para chapa fina, equação 2-8, onde a seleção de uma delas vai depender da espessura crítica da chapa, equação 2-9. As equações 2-7 e 2-8 são afetadas por um fator de correção o qual está em função do tipo de junta a soldar, alterando o cálculo do tempo de resfriamento. Na Fig. 7 é listado os valores do fatores de correção para cada tipo de junta a soldar.

$$\Delta t_{8/5} = H \left( 0,67 - 5 \cdot 10^{-4} T_o \right) \left( \frac{1}{500 - T_o} - \frac{1}{800 - T_o} \right) F_3 \quad (2-7)$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H^2}{d^2} \left( 0,043 - 4,3 \cdot 10^{-5} T_o \right) \left( \frac{1}{(500 - T_o)^2} - \frac{1}{(800 - T_o)^2} \right) F_2 \quad (2-8)$$

$$d_{c''} = \left[ \left( \frac{0,043 - 4,3 \cdot 10^{-5} T_o}{0,67 - 5 \cdot 10^{-4} T_o} \right) H \left( \frac{1}{500 - T_o} + \frac{1}{800 - T_o} \right) \right]^{1/2} \quad (2-9)$$

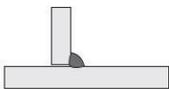
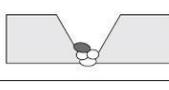
Tipo de Junta	Fator de Solda	
	F2- Dissipação de calor bidimensional	F3- Dissipação de calor tridimensional
	1	1
	0,45 - 0,67	0,67
	0,9	0,67
	0,9	0,9

Figura 7. Fatores de correção para a determinação do tempo de resfriamento,  $\Delta t_{8/5}$ , em função do tipo da junta. [37]

## **2.9. Efeito Microestrutural nas Propriedades mecânicas**

Uma das preocupações principais de toda junta soldada é garantir sua integridade estrutural, devido à heterogeneidade metalúrgica e de propriedades mecânicas, tanto no metal de solda como na ZTA, sendo comparada esta última com o metal de base. Como foi visto anteriormente, esta heterogeneidade é consequência da natureza do ciclo térmico, composição química, taxa de resfriamento e características de transformação de fases, afeta a tenacidade da junta soldada e a sua dureza [25].

Esta heterogeneidade microestrutural é originada pela movimentação dos elementos de liga para a frente da solidificação, resultando em uma composição diferente entre as localizações que solidificam em diferentes tempos [38], as quais podem causar a formação de zonas de fragilidade localizada (ZFL), as quais são causa de fratura frágil. Estes elementos de baixa tenacidade são o constituinte A-M e segregações de impurezas no metal de solda [39]

### **2.9.1. O constituinte A-M (Austenita-Martensita)**

O constituinte A-M esta formado de martensita de alto carbono e austenita retida. Sua formação esta relacionado com as taxas de resfriamento ao qual se submete à junta soldada, sendo a austenita residual muito nociva para a tenacidade [40]. O constituinte A-M pode ser localizado entre os grãos bainíticos assim como nos limites dos grãos de austenita primaria, eles estão ligados a uma incompleta transformação de fase austenita-bainita [41]. Os elementos de liga podem, como não, favorecer a não formação do constituinte A-M. Estes elementos agem de maneira conjunta fazendo complexa sua análise individual, mas algumas pesquisas demonstraram que, por exemplo, o Ti favorecem a redução da formação do constituinte A-M [42] e outros como o Mn contribuem à formação da martensita [43].

O constituinte A-M é classificado morfologicamente em dois tipos: Constituinte A-M alongado e Constituinte A-M massivo. Para tempos de resfriamento curtos, no caso de um aço HT-80, apareceu o constituinte A-M alongado o qual não afeto à tenacidade e encontrou-se que a presença do constituinte A-M massivo reduz a tenacidade. Outras experiências similares com diferentes tipos de aço de baixa liga reportaram que o constituinte A-M alongado é mais nocivo sobre a tenacidade que o constituinte A-M massivo. O efeito da

morfologia do constituinte A-M sobre a tenacidade ainda não há sido aclarada [44].

A maioria das pesquisas na formação do constituinte A-M em juntas soldadas de aços de baixa liga é realizando uma variação da temperatura pico (aporte de calor) e a taxa de resfriamento. Os estudos da formação do constituinte A-M tem sido mas amplamente realizado na ZTA do aço de baixa liga, os estudos sobre o metal de solda não tem sido tão amplamente estudada, mas alguns estudos relatam que a presença do constituinte A-M reduz a tenacidade do metal de solda [44].

### **2.9.2.**

#### **A tenacidade à fratura**

Kim et al [45] determinou para um aço ARBL de 0,26% C (SA106Gr.C) que a ZTA pode possuir melhores propriedades de absorção de energia que o metal de base ao impacto em função da transformação das lamelas de perlita em finos carbeto esferoidais durante os ciclos térmicos, levando a uma fratura de microcavidade dúctil, impedindo o crescimento do grão grosseiro na ZTA. Por outro lado, Lambert et al [46] para um aço ARBL de 0,07% C menciona que a tenacidade à fratura pode apresentar uma diminuição na região da ZTA-GG como conseqüência da quantidade do constituinte A-M e bainita grosseira. Mas, Lancaster [25] manifesta que sempre e quando exista uma largura reduzida das colônias martensíticas pode ser melhorada a tenacidade da ZTA em uma junta soldada ARBL.

Os elementos de liga tais como o alumínio, titânio, nióbio ou vanádio ajudam a refinar o grão formando partículas de nitretos e carbonitretos que permitem impedir o crescimento do grão. Mas também as porcentagens em peso destes elementos possuem uma faixa, na qual os elementos de liga são de beneficio. Dolby [47], para o caso do boro determinou para um aço C-Mn microligado soldado mediante o processo de arco submerso, que porcentagens em peso por encima de 0,004% de B começavam a degradar a resistência ao impacto da junta soldada. Lee [48] também faz referência a este fato para um aço EH36 com laminação controlada de 0,18 % C soldado mediante o processo de arame tubular, porcentagens de boro altas no material de aporte diminuem a resistência ao impacto da junta soldada.

### 2.9.2.1. A superfície da fratura

A superfície da fratura oferece uma informação adicional aos resultados obtidos mediante os ensaios de impacto. Os aspectos da superfície da fratura para uma carga monoatômica, segundo Strohaecker [49] podem ser classificados em três tipos: a) Coalescimento de microcavidades, b) Clivagem, e c) Intergranular.

A fratura por coalescimento de microcavidades trata-se de uma fratura dúctil onde inicialmente existe um descolamento das inclusões (partículas de segunda fase) com respeito à matriz metálica. Este descolamento dará lugar a cavidades que envolvem as inclusões. O crescimento e união destas microcavidades (coalescimento de microcavidades) é que acarretará a ruptura do corpo. Na Fig. 8 pode ser observado uma imagem obtida por MEV de uma região dúctil.

A fratura por clivagem trata-se de uma fratura frágil por separação de planos cristalinos com pouca deformação, este tipo de fratura é geralmente encontrado em aços com alto teor de carbono, O aspecto superficial deste tipo de fratura é apresentada na Fig. 9.

A fratura intergranular trata-se de uma fratura totalmente frágil, onde o plano de propagação da fratura é realizado pelos contornos do grão. Este tipo de fratura se dá em microestruturas de grãos grosseiros. Na Fig. 10 pode ser observado a superfície deste tipo de fratura.

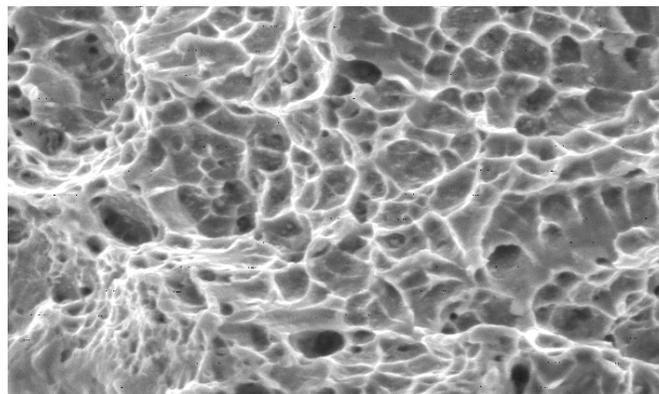


Figura 8. Microcavidades na superfície da fratura, imagem obtida por MEV [49]

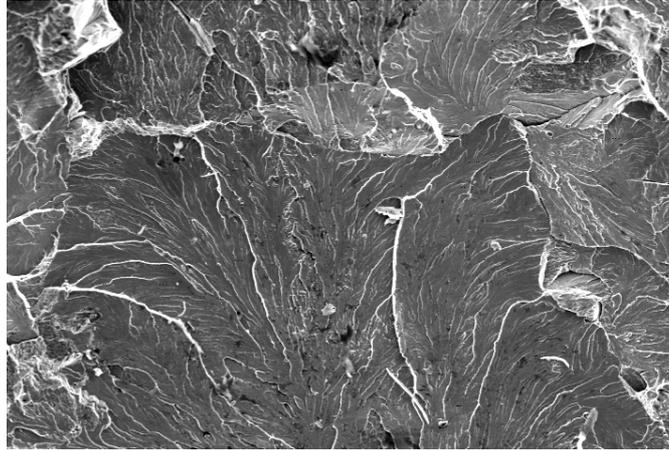


Figura 9. Aspecto das facetas de clivagem com "rios" característicos que indicam o sentido local de propagação da fratura, imagem obtida por MEV [49]

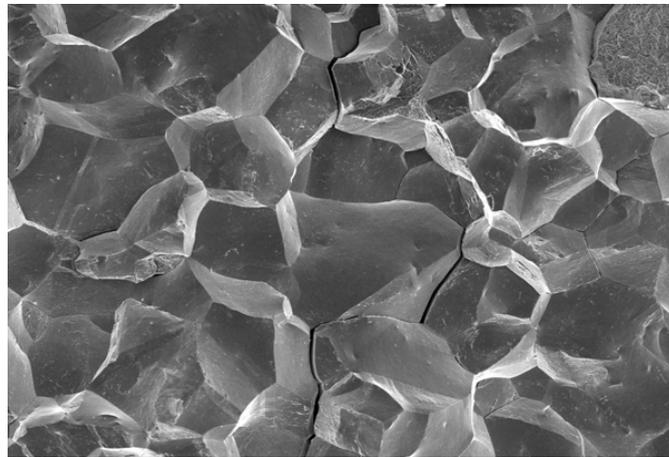


Figura 10. Fratura intergranular, imagem obtida por MEV [49].

Algumas descrições, das particularidades que podem ser encontradas na superfície são descritas a continuação [50]:

- No início da fratura, perto da usinagem do entalhe, a superfície de fratura é dúctil, ainda a baixas temperaturas. Este é pelo fato de que para qualquer condição de fratura existe uma deformação plástica na ponta da trinca.
- A presença de uma microcavidade dúctil isolada na superfície de fratura está associada a inclusões não metálicas. E no caso de sulfeto, é sempre observada na sua vizinhança uma pequena deformação plástica, resultando em uma ampla cavidade.
- Na temperatura de transição dúctil-frágil, a superfície de fratura apresenta uma superfície misturada que contém microcavidades

dúcteis e zonas frágeis. Dependendo do tamanho de entalhe e da geometria do corpo para um mesmo material, a temperatura de transição pode variar.

- A fratura frágil por clivagem ou intragranular esta geralmente restrita a um ponto cristalino no centro da superfície de fratura.
- Ocasionalmente se formam trincas secundarias e crescem na direção normal ao plano principal da fratura, assim as microcavidades dúcteis são equiaxiais sobre o plano principal de ruptura no qual um esforço normal de tensão é aplicado, eles aparecem alongados ou deformados no caso das trincas secundarias.

### 2.9.3.

#### A dureza da junta soldada

Na literatura se da maior importância à dureza da ZTA, devido ao fato que esta é considerada como um indicador de problemas potenciais como o trincamento a frio e corrosão sob tensão [33] e a norma ASTM A370 [51] menciona que pode ser relacionada à resistência a tração. A dureza da ZTA é função da composição química, principalmente do teor de C, e da taxa de resfriamento. [33]

Lancaster [22] faz menção que para um aço ARBL os valores medidos de dureza na ZTA, para uma distância entre 1 a 2 mm abaixo da borda superior da junta soldada, devem estar entre 300 a 350 HV, sendo aceitável como máximo 350 BHN (366 HV), para não ser susceptível a trincamento. E deve ser como máximo 250 HV a uma distância entre 1 a 2 mm acima da borda inferior, para não ser susceptível a trincamento por corrosão sobre tensão.

A máxima dureza, de forma geral, é encontrada na proximidade da linha de fusão, já que nesta zona se atinge a velocidade máxima de resfriamento e a máxima temperatura da ZTA, já que o tempo de permanência a alta temperatura é maior.

Fosca [33] menciona que uma das relações desenvolvidas para determinar a dureza da junta soldada é a proposta por Suzuki, equação 2-10, a qual tem em consideração o  $P_{CM}$  e o tempo de resfriamento, apresentando uma variação de  $\pm 20$  HV nos resultados de cálculo.

$$HV = H + \frac{K}{1 + \exp[a(\log t_{8/5} - Y_5)]} \quad (2-10)$$

Onde:

$$a = a_k / K$$

$$H = 884C + 287 - K$$

$$K = 237 + 1633C - 1157P_{CM}$$

$$a_k = 566 + 5532C - 2880P_{CM}$$

$$Y_5 = -0,03 - 6C + 7,77P_{CM}$$

A validade é para uma composição química que se encontre dentro das faixas seguintes: C< 0,33; 0,48<Mn<2,6; Si<0,65; Cu<0,47; Cr<1,06; Ni<2,06; Mo<0,66; V<0,07; Nb<0,06; Ti<0,02; B<0,002 e Al<0,06.

## 2.10. Soldagem de Dutos

Na soldagem circunferencial de dutos o uso do processo de soldagem por eletrodo revestido vem se utilizando desde os anos 1920 e é ainda amplamente utilizado devido a ser um processo relativamente simples, aplicável em toda posição e versátil para todo tipo de espaço. O fator limitante deste processo é a taxa de deposição que possui, gerando uma taxa de produção relativamente baixa quando comparado com processos semi-automáticos ao longo da construção de um duto e a necessidade de mais equipes de trabalho para realizar os passes de soldagem e manter uma produção adequada. Sendo o passe de raiz o mais crítico e o qual requer de soldadores com maior habilidade [22, 52].

### 2.10.1. A soldagem mecanizada e semi-automática

A aplicação de outros processos para a soldagem circunferencial tais como MAG, soldagem por atrito, soldagem por laser e soldagem por forja ainda se encontram em pesquisa [52-53], sendo o processo MAG para o passe de raiz o de maior otimização e produtividade [52] e a sua aplicação possui bons resultados segundo o reportado por Hillenbrand et al [54] e Motohashi et al.[55]

Antes de passar a descrever as experiências obtidas mediante o uso do processo MAG, é necessário diferenciar uma soldagem mecanizada frente a uma semi-automática. Uma soldagem mecanizada é aquela na qual o operador

controla os parâmetros de soldagem e acompanha a execução da soldagem realizada integralmente pelo mecanismo de solda. Na soldagem semi-automática a soldagem é realizada por um soldador, responsável pela iniciação e interrupção da soldagem, quem leva a tocha mantendo os parâmetros de soldagem pré-estabelecidos.

O número dos resultados obtidos na soldagem circunferencial de dutos com processos semi-automáticos é escassa na literatura existente, e de forma geral, estas experiências são mais de campo e poucas vezes registradas ou divulgadas. Uma destas poucas experiências registradas é reportada por Hillenbrand et al [54] e Biermann et al [56], na soldagem do duto Ruhrgas na Alemanha, onde foi utilizado o processo MAG CRC-Evans ® (soldagem mecanizada) para o passe de raiz e demais passes. O material utilizado foi um tubo de aço API 5L X80 de 48" de diâmetro com espessuras entre 18,4 mm e 19,3 mm, fabricado de uma chapa laminada com resfriamento acelerado e 0,08% C de  $P_{cm} = 0,204$  e de microestrutura bainítica. Os resultados de impacto na linha central da junta soldada estiveram na faixa de 58 – 110 J para uma temperatura de  $-28^{\circ}\text{C}$ . [56] Mas mudanças microestruturais da ZTA na foram reportadas. Neste procedimento foi utilizado uma mistura de argônio com  $\text{CO}_2$  para os passes de raiz e acabamento, e para os restantes  $\text{CO}_2$  puro, Tabela 3.

Tabela 3. Procedimento típico de soldagem circunferencial por GMAW mecanizado de um duto X80 [55]

<i>Passe</i>	<i>Consumível (AWS)</i>	<i>Aporte de Calor (kJ/mm)</i>	<i>Gás de proteção</i>
Raiz	ER70 S-G	0,37	Ar/ $\text{CO}_2$ – 75/25%
Quente	ER90 S-G	0,31	$\text{CO}_2$ – 100%
Enchimento	ER90 S-G	0,90	$\text{CO}_2$ – 100%
Acabamento	ER90 S-G	0,86	Ar/ $\text{CO}_2$ - 75/25%

Motohashi et al [55] avaliaram a soldagem de um aço para tubo API 5L X80 de 30" de diâmetro e 17,5 mm de espessura de 0.07% C e  $P_{CM} = 0,20$ , fabricado por laminação controlada sem resfriamento acelerado, pelos processos de soldagem de eletrodo revestido e MAG. Uma característica importante neste estudo foi a não utilização de preaquecimento, simplesmente foi controlado que a temperatura entres passes para o processo de eletrodo revestido não excedesse os  $150^{\circ}\text{C}$  e para o processo MAG não excedesse os  $50^{\circ}\text{C}$  e os

consumíveis foram o E11016-G e o ER100 S-G, respectivamente. Este último utilizou um gás misturado de Ar/CO<sub>2</sub> 80%/20%. Eles reportaram que o aporte de calor que permite obter boas características de resistência ao escoamento no processo por eletrodo revestido esta entre 1,6 – 2,4 kJ/mm e para o processo GMAW esta entre 0,9 – 1,3 kJ/mm. Ver Fig. 11 e Fig. 12, respectivamente. Ambos processos foram comparados em função da formação de ferrita acicular no metal de solda em função do aporte de calor, observando-se que o processo GMAW permite obter maior porcentagem de ferrita acicular a menores aportes de calor e processo por eletrodo revestido permanece quase constante, Fig. 13, mas para ambos processos foi reportado valores semelhantes de energia absorvida no impacto, entre 100 – 150 J. Da Fig. 11 e Fig. 12, se observa que o processo MAG permite obter melhores limites de escoamento em comparação ao processo por eletrodo revestido.

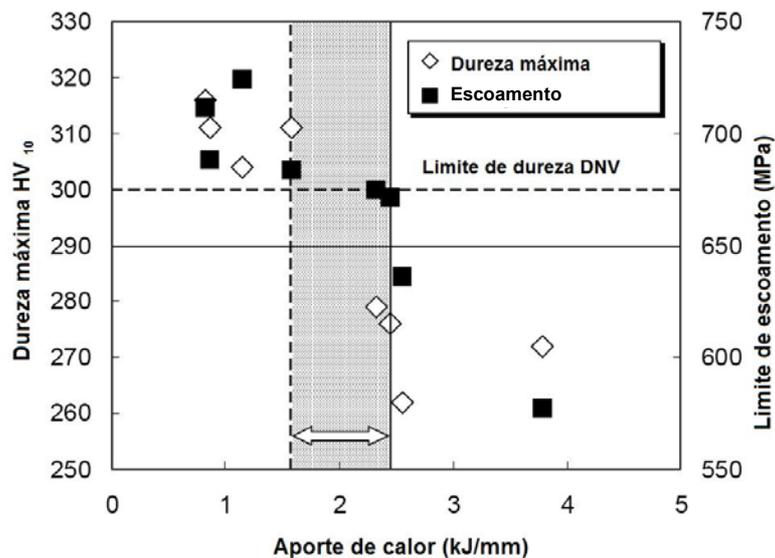


Figura 11. Faixa de aporte de calor no processo por eletrodo revestido que permite obter uma junta soldada íntegra em um aço API 5L X80. [55]

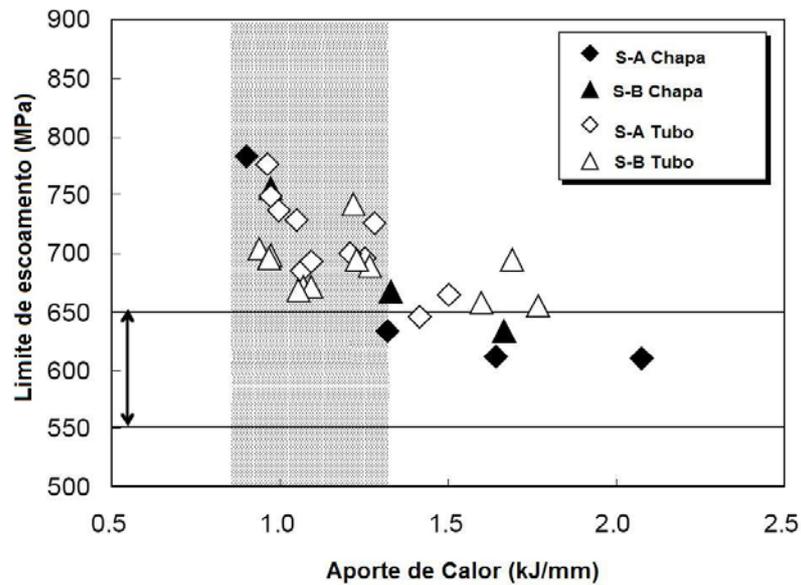


Figura 12. Faixa de aporte de calor no processo GMAW que permite obter uma junta soldada íntegra em um aço API 5L X80. [55]

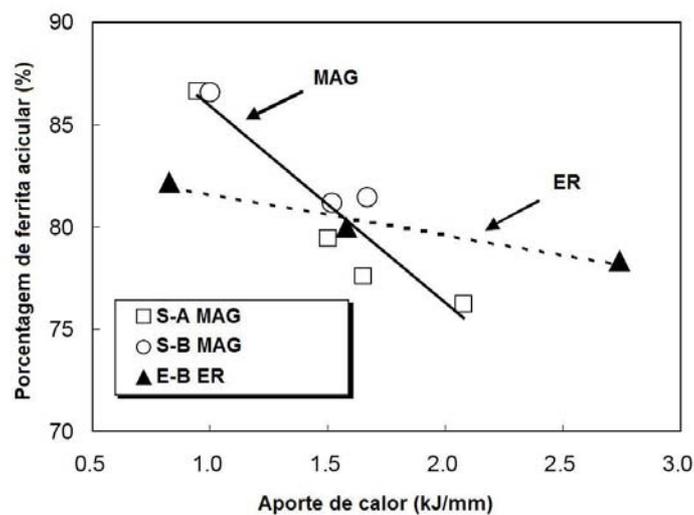


Figura 13. Efeito do aporte de calor na formação de ferrita acicular. [55]

O projeto do Cheyenne Pipeline [57] utilizou, para algumas juntas, soldagem mecanizada (MAG CRC-Evans®) e soldagem por eletrodo revestido para passes de raiz e quente e arame tubular para os demais passes. O material utilizado foi o aço API 5L X80 de 36"/30" de diâmetro com espessuras entre 0,464" a 0,667". Sendo um dos consumíveis utilizados para o processo de arame tubular o E101T1-GM-H8 (consumível utilizado no presente trabalho), com gás de proteção misturado Ar/CO<sub>2</sub> 75%/25% com o qual se obtiveram resultados de impacto para -5°C entre 45 a 113 J para o metal de solda e para ZTA entre 58 a 212 J, e de tração entre 683 – 759 MPa.

No projeto do III Friendship Oil Pipeline [58] foi utilizado processo MAG por curto-circuito de corrente controlada STT® para o passe de raiz e para os demais passes o processo por arame tubular, em um tubo de aço L450MB (API 5L X65) de 32" de diâmetro e 11,8 mm fabricado com soldagem helicoidal. Nos primeiros 35 km construídos os defeitos encontrados no passe de raiz foram falta de fusão e falta de penetração, com índice de reparos de 0,92% (7 juntas reparadas de 761).

Do anterior, a combinação dos processos de soldagem MAG de curto-circuito com corrente controlada e de arame tubular, até o momento, parece ser o procedimento que permitirá obter uma maior produtividade na construção de dutos.

## **2.11. Processos de soldagem por arco elétrico**

Atualmente, existe uma forte tendência na utilização de processos de soldagem que possuam maior taxa de deposição, menor perda de material de aporte e que possam operar consistentemente por longos períodos de trabalho. Este é o caso dos processos MIG/MAG e de arame tubular, os quais vêm substituindo o processo de soldagem por eletrodo revestido [22,52].

### **2.11.1. Os gases de proteção**

São usados basicamente três gases como proteção durante a solda: a) Argônio (Ar), b) Hélio (He), e c) Dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>). Estes três gases se utilizam tanto separadamente como misturados entre si. Outros gases podem ser incrementados em alguns casos em pequenas quantidades, tais como, oxigênio, hidrogênio e nitrogênio. A finalidade da proteção gasosa é proteger a poça de fusão do ar circundante e manter o arco elétrico estável [7].

- O Argônio fornece uma eficiente proteção devido a sua alta densidade, o que o faz menos sensível a corrente de ar. Permite realizar um fácil início de arco devido a sua baixa energia de ionização, permitindo ao mesmo tempo uma boa estabilidade do arco. Gera uma alta penetração devido à concentração do calor na zona central do arco.
- O Hélio possui um aporte térmico elevado o que permite obter cordões amplos e de grande penetração, mas não permite obter uma boa

estabilidade do arco quando comparado ao argônio, ademais devido a sua baixa densidade requer de uma vazão muito elevada para uma correta proteção, pelo qual não resulta ser muito econômico.

- Dióxido de carbono, gás ativo, o qual é muito usado com os processos MIG/MAG e arame tubular, a vantagem principal é que permite obter uma grande penetração com alta velocidade de solda a um baixo custo. Sua desvantagem é que produz grande quantidade de respingos e a superfície da solda apresenta ligeira oxidação. Normalmente é utilizado em misturas com argônio para diminuir suas desvantagens.

### **2.11.2.**

#### **Processo de soldagem com arame tubular**

Trata-se de um processo que mistura as características da solda por eletrodo revestido, do arco submerso e o processo MIG/MAG. E, ao igual que o processo MIG/MAG, a sua fonte fornece uma voltagem constante com corrente contínua, utilizando o calor gerado pelo arco elétrico estabelecido entre o arame consumível e a peça de trabalho [7].

Este processo possui duas variantes, pode ser autoprotegido (FCAW-S) ou com proteção gasosa adicional, a qual pode ser um gás inerte, gás ativo ou mistura destes. Segundo o Hernández [7] a eleição da variante vai depender das propriedades mecânicas desejadas, o tipo de arame disponível e do tipo de união. Geralmente usa-se o processo FCAW-S onde se usaria a solda com eletrodo revestido, e o FCAW-G naquelas aplicações onde se seleccionaria o processo MIG/MAG.

#### **2.11.2.1.**

##### **Vantagens e desvantagens**

As vantagens deste processo são: a) Alta taxa de deposição quando comparado com o processo MIG/MAG, b) É possível soldar em toda posição, c) benefícios metalúrgicos que pode ser ganho pelos agregados contidos no fluxo, quando comparado ao processo MIG-MAG, d) maior penetração quando comparado com o processo MIG/MAG, e e) boa qualidade do metal de solda de superfícies suaves e sanas [17,59]. As desvantagens são: a) requer de remoção de escória, e b) geração de grande quantidade de fumaça quando comparado com o processo MIG/MAG e o processo de eletrodo revestido.

### 2.11.2.2. Os consumíveis

Os consumíveis usados neste processo são os arames tubulares e, quando usados, os gases de proteção. Basicamente existem dois tipos de arames tubulares, um arame sem costura e outro de fechamento por costura, onde este último possui varias configurações de seção transversal dependendo do grau de enchimento desejado, Fig. 14. A maior taxa de enchimento permite obter maiores velocidades de deposição e quantidade de elementos de liga é maior.

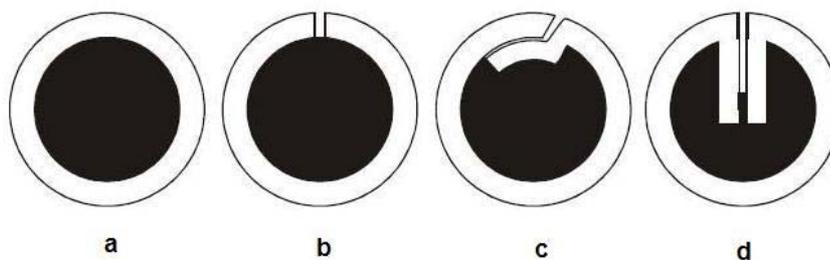


Figura 14. Seção transversal do arame tubular, a) arame sem costura e b) arame com fechamento de topo, c) arame com fechamento sobreposto, e d) arame com fechamento por dobra simples. Adaptado de Dilthey [15].

Existem três tipos de arames utilizados nos processos FCAW-G, cada um deles está caracterizado pelo modo de transferência metálica, arames rutilicos, arames básicos e arames de núcleo metálico (Metal cored). Os arames rutilicos possuem um sistema de escória em base a  $TiO_2$  e o tipo de arco é tipicamente caracterizado pela transferência de tipo spray com pequenas quantidades de respingos. A taxa de deposição é alta e a soldagem é possível em todas as posições [17]. Os arames básicos se caracterizam por uma transferência globular e muitas vezes irregular devido a seus compostos desoxidantes,  $MgO$ ,  $CaCO_3$ ,  $CaF_2$  e  $CaO$ , Utilizado em soldagens sobrecabeça e vertical, requiere grande habilidade do soldador. Permite obter boas propriedades mecânicas ao impacto no metal de solda e possui baixos níveis de difusão de hidrogênio. Os arames de núcleo metálico possuem uma alta eficiência de deposição devido às partículas metálicas adicionadas no seu fluxo, com uma mínima quantidade de escória. Utilizados na sua maioria para soldas de grande espessura. [60]

O gás de proteção possui uma alta influência sobre as características do arco, o modo de transferência, as dimensões do cordão de solda, penetração e propriedades de molhabilidade da poça de fusão, propriedades mecânicas do metal de solda e microestrutura do metal de solda [17]. No processo FCAW-G é mais usado uma mistura de gases de inertes e ativos. Estas misturas são formuladas considerando a composição do fluxo dos arames, para o caso dos arames rútilicos as misturas mais utilizadas são Ar-CO<sub>2</sub> em porcentagens 75-25, 90-10 e 95-5. Quanto maior a porcentagem do gás inerte nas misturas com CO<sub>2</sub>, maior será a eficiência da transferência dos desoxidantes que se encontram no fluxo do arame. A maior porcentagem de CO<sub>2</sub> o gás se torna mais oxidante resultando em uma redução do Mn e Si da poça de fusão, o que pode reduzir a tenacidade no metal de solda [60].

### **2.11.2.3. Efeito dos parâmetros de soldagem**

Existem basicamente quatro parâmetros de soldagem influentes neste processo de soldagem: a corrente, a tensão de soldagem, a extensão livre do eletrodo (stick out) e, no caso do processo FCAW-G, a vazão do gás de proteção.

- a. A corrente é diretamente proporcional à velocidade de alimentação do arame e segundo Pitrun [17] existe uma relação linear entre o conteúdo de hidrogênio no metal de solda devido a que ao incrementar a corrente a transferência metálica é de tipo spray facilitando a absorção de hidrogênio como o resultado de um incremento de área por unidade de volume nas gotas.
- b. A tensão de soldagem pode afetar a aparência, qualidade e propriedades da soldagem. A tensão de soldagem é proporcional ao comprimento do arco, um arco demasiado longo pode resultar em excessivo respingo, cordões largos e irregulares, e para arco de comprimento curto pode resultar em excessivo respingo e cordões estreitos, convexos e com pouca penetração [60].
- c. A extensão livre do eletrodo, segundo Pitrun [17], pode influenciar significativamente no conteúdo de hidrogênio no metal de solda, com menor presença de hidrogênio a maior comprimento da extensão livre do eletrodo, devido a um incremento do tempo que investe o arame

em aquecer pelo efeito Joule facilitando vaporizar resíduos líquidos, como umidade. Com uma extensão do extremo livre do eletrodo curta e uma alta corrente, existe menos tempo disponível para evaporar qualquer resíduo, antes mencionados, o que gera maiores conteúdos de hidrogênio no material de solda.

- d. A vazão do gás de proteção, influência diretamente na qualidade da soldagem. Uma vazão baixa resulta em uma pobre proteção da poça de fusão o que pode dar lugar a porosidade e oxidação. Uma vazão excessiva gera turbulência e mistura com o ar circundante, o efeito será o mesmo que com baixa vazão de gás [60].

#### **2.11.2.4. Aplicação**

Este processo é uma alternativa mais produtiva quando comparado com os eletrodos revestidos em muitas situações, e sua aplicação é majoritariamente na indústria naval, construção e fabricação de estruturas metálicas, recuperação de peças e construção de ductos [17,61].

#### **2.11.3. Processo de soldagem MIG/MAG**

Este processo utiliza como fonte de calor o arco elétrico estabelecido entre o eletrodo consumível (arame sólido) e o material que vai ser soldado. Cujas fontes fornecem uma tensão constante, capaz de trabalhar a elevadas intensidades de corrente contínua (geralmente menores de 500A) [7]. De um modo geral o processo MIG/MAG, trabalha com polaridade inversa (eletrodo ao positivo), permitindo um arco elétrico controlável. O sistema de proteção para este processo utiliza um gás, o qual pode ser inerte ou ativo. O tipo de gás vai depender da posição de soldagem e das recomendações do fabricante do arame consumível. Sendo chamado processo MIG quando usa um gás inerte e processo MAG quando usa um gás ativo ou mistura de gás inerte com gás ativo.

##### **2.11.3.1. Vantagens e desvantagens**

As vantagens que este processo possui são: a) pode ser utilizado para qualquer tipo de material; b) uma alta taxa de deposição; c) soldar em todas as posições; d) realiza soldagens longas, diminuindo a sobreposição entre cordões

sendo ideal para soldagem circunferencial; e) não requer eliminar escória, já que não existe. As desvantagens: a) O equipamento de solda é mais caro e complexo do que para o processo por eletrodo revestido, b) Dificil utilização em espaços restritos c) É sensível ao vento e correntes de ar, e d) É um processo muito sensível à variação de parâmetros elétricos de operação do arco de soldagem [61].

A versatilidade que o arco elétrico permite, faz dele um processo de vanguarda, porque regulando os parâmetros de voltagem e amperagem, conseguem-se quatro tipos de transferência metálica: globular, curto-circuito, goticular (tipo spray) e por arco pulsado. Onde o tipo de transferência vai estar essencialmente influenciado pela intensidade de corrente [62].

### **2.11.3.2.**

#### **Processo de soldagem STT®**

O processo MIG/MAG cada vez ganha mais área de ação na soldagem, pesquisas e melhoramento em sistemas eletrônicos aplicados para máquinas de soldagem, há permitido melhorar, controlar e regular a corrente, melhorando o controle da transferência metálica [63]. Atualmente no mercado existem vários tipos de processo MIG/MAG de curto-circuito de corrente controlada de aplicação específica, tais como o CSC (Controlled Short Circuit), CMT (Cold Metal Transfer), RMD (Regulated Metal Deposition), STT (Surface Tension Transfer) e entre outros.

O processo de soldagem STT® é um processo onde a corrente é controlada e seu princípio tem base na transferência por curto-circuito somada a uma transferência spray controlada (transferência por arco pulsado), o que permite fazer um controle do aporte de calor na poça de fusão e reduz a perda de material por respingos. Sendo sua aplicação inicial para a indústria de chapas de automóveis [64], posteriormente, após pesquisas, começo a utilizar-se na soldagem de passes de raiz para dutos.

#### **2.11.3.2.1.**

##### **Descrição do processo STT®**

A fonte de solda STT®, a qual tem como princípio os tipos de transferência que se dão no processo MIG/MAG, gera uma transferência controlada do metal de aporte à poça de fusão dentro de parâmetros predefinidos e mediante um circuito de detecção da variação da voltagem com respeito ao tempo ( $dV/dt$ ), que

vai regulando e controlando os parâmetros do arco elétrico na medida do avanço da solda. A fonte instantaneamente reage em todas as fases da transferência metálica, de acordo com a situação real no arco. O controle da corrente é independente do operador e trata-se de um procedimento automático. [58,64]

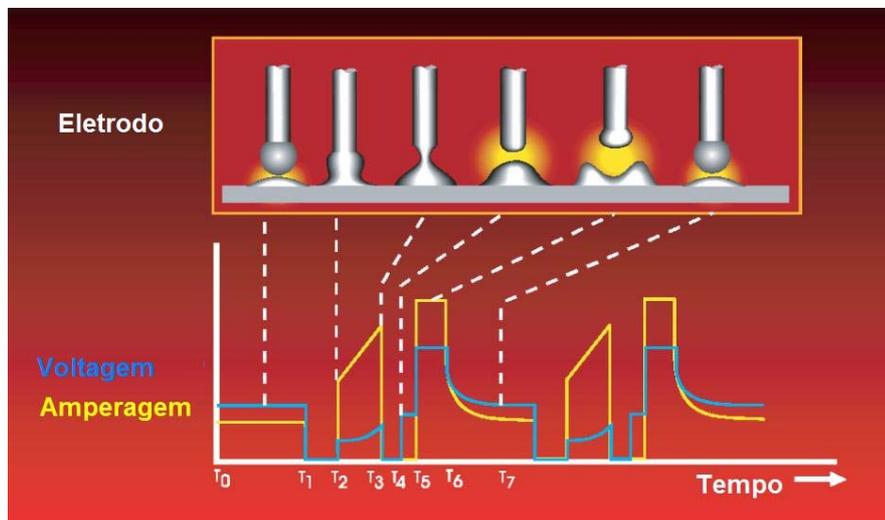


Figura 15. Gráfica Tensão – Corrente em função do tempo para o processo STT®. [65]

O controle da corrente e apresentada na Fig. 15, as quais são detalhadas a seguir [65]:

1. Corrente de base ( $T_0 - T_1$ ): esta é o nível de corrente do arco antes do curto-circuito na poça de fusão. O eletrodo se aproxima à peça de trabalho, Fig. 16a.
2. Tempo da gota ( $T_1 - T_2$ ): pouco antes o eletrodo completar o curto (na corrente de base), o sensor de tensão de arco detecta que o arco foi extinto e a corrente é reduzida para a mínima necessária para o contato gota/poça (0,75 milisegundos). Uma corrente extremamente baixa (10 A) promove o molhamento da gota ao invés de sua expulsão explosiva. Fig. 16b.
3. Modo de constrição ( $T_2 - T_3$ ): a corrente é elevada causando o destacamento da gota desde a ponta do arame. Uma alta corrente é fornecida ao extremo livre do eletrodo de maneira controlada para evitar o respingo explosivo. Fig. 16c.
4. Separação da gota metálica ( $T_3 - T_5$ ): após ter reduzido a corrente para eliminar o respingo, é restabelecido o arco a um corrente de nível mais baixo da corrente de base para evitar a explosão da transferência

de curto-circuito. Em  $T_4$  ocorre a separação da gota com corrente baixa. Fig. 16d.

5. Incremento do plasma ( $T_5 - T_6$ ): a corrente é novamente elevada e uma separação uniforme controlada toma lugar e cria o cordão de solda com pouco respingo. Fig. 16e.
6. Etapa plasmática ( $T_6 - T_7$ ): este é o período do ciclo onde a corrente do arco é reduzida desde o incremento plasmático ao nível da corrente de base. Reduz a agitação da poça de fusão e permite um ajuste do aporte térmico. Fig. 16f.

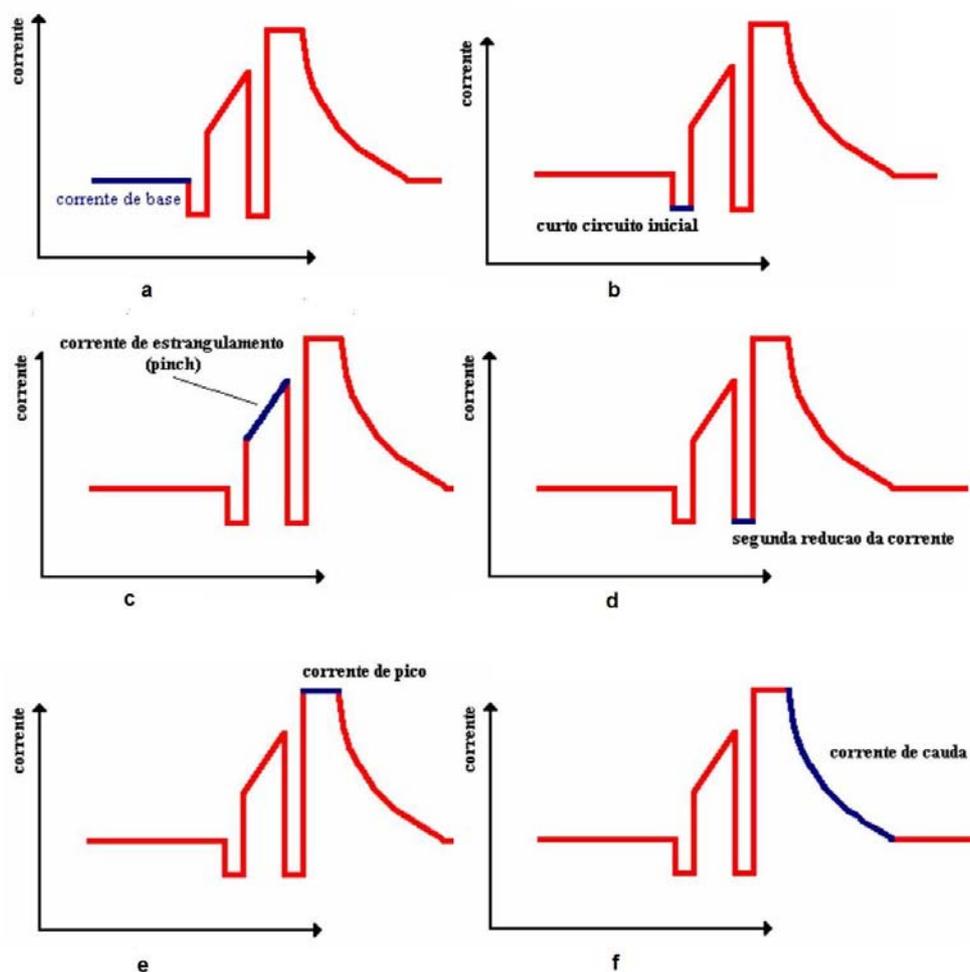


Figura 16. Gráficos de acompanhamento do controle da corrente pela fonte STT®[58].

### 2.11.3.2.2. Vantagens e desvantagens

Segundo DeRuntz [65] o controle da corrente neste processo confere as seguintes vantagens:

- Uma soldagem com aporte térmico controlado, reduzindo as discontinuidades metalúrgicas por transformações de fases, assim como menor distorção do material.
- Um controle adequado da corrente diminui a perda de material de aporte por respingos e ao mesmo tempo o calor transferido na gota metálica é entregue por completo à poça de fusão.
- Um cordão estreito, uniforme e de boa penetração
- Velocidade de soldagem maior em relação à transferência só por curto-circuito.
- A sua versatilidade permite soldar em todas as posições.

As desvantagens apresentadas são:

- Precisa de operadores qualificados, devido à necessidade de uma boa seleção dos parâmetros de soldagem.
- O custo da fonte de poder em comparação com uma fonte convencional MIG/MAG, é muito maior.