

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGETO DE GRADUAÇÃO**

**AVALIAÇÃO QUALITATIVA DA
SENSITIZAÇÃO POR SOLDAGEM TIG DE
UM AÇO AISI 304**

**ROGÉLIO DIAS
GEÉLISSON MORELLO CAZOTTI**

**VITÓRIA – ES
JULHO/2007**

**ROGÉLIO DIAS
GEÉLISSON MORELLO CAZOTTI**

**AVALIAÇÃO QUALITATIVA DA
SENSITIZAÇÃO POR SOLDAGEM TIG DE
UM AÇO AISI 304**

Parte manuscrita do Projeto de Graduação dos alunos Rogélio Dias e Geélisson Morello Cazotti, apresentando ao Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Mecânica.

**VITÓRIA – ES
JULHO/2007**

ROGÉLIO DIAS
GEÉLISSON MORELLO CAZOTTI

**AVALIAÇÃO QUALITATIVA DA
SENSITIZAÇÃO POR SOLDAGEM TIG DE
UM AÇO AISI 304**

COMISSÃO EXAMINADORA:

Prof. MsC. Temístocles de Souza Luz
Orientador

Prof. Dr. Antônio César Bozzi
Examinador

Prof. MsC Flávio José da Silva
Examinador

Vitória – ES, 13 de Julho de 2007.

Aos nossos familiares pela paciência e compreensão em relação aos momentos em que não estávamos presentes.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Temístocles de Souza Luz, orientador deste trabalho, pela oportunidade e suporte oferecido.

Ao Prof. Marcelo Camargo Severo Macêdo, pela viabilização de recursos e pelo apoio.

Ao Prof. Flávio Antônio de Moraes Pinto (Prof. do CEFETES) pela disponibilização de recursos e pela orientação durante a execução do ensaio metalográfico.

Ao Zampieri, técnico do laboratório de metalografia da UFES, por sua colaboração.

À Companhia Siderúrgica de Tubarão pela realização da análise química.

A todos os professores do Centro tecnológico da UFES, que contribuíram para o aprendizado dinâmico e didático.

SUMÁRIO

SUMÁRIO	6
LISTA DE FIGURAS.....	8
LISTA DE TABELAS	10
Capítulo 1	12
1 Introdução	12
Capítulo 2.....	13
2 Revisão Bibliográfica.....	13
2.1. Aço inoxidável austenítico	13
2.1.1. Aplicações	15
2.2. Precipitação de carbonetos	15
2.2.1. Carbonetos $M_{23}C_6$	20
2.3. Soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos.....	23
2.3.1. Crescimento do grão.....	23
2.3.2. Precipitação	24
2.4 Processo de soldagem Tig – GTAW	24
2.4.1 Princípios de operação	25
2.4.2 Variáveis do processo.....	25
Capítulo 3.....	31
3 Objetivo	31
Capítulo 4.....	32
4 Materiais e métodos experimentais.....	32
4.1 Análise preliminar	32
4.2 Determinação de um modelo	32
4.3 Ensaios preliminares.....	33
4.4 Prática da soldagem	34
4.5. Análise metalográfica	36
Capítulo 5.....	39

5 Análises e discussões.....	39
Capítulo 6.....	46
6. Conclusão.....	46
Capítulo 7.....	47
7. Referências bibliográficas.....	47

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Modificações de composição a partir do aço inoxidável austenítico 304, visando propriedades especiais [1].....	14
Figura 2 - Microestrutura de um aço austenítico, mostrando a presença de carbonetos eutéticos na forma de ilhas e filmes [1].....	16
Figura 3 - Microestrutura de um aço austenítico, contendo 0,5% C e 2% Nb, apresentando carbonetos eutéticos de cromo e de nióbio em matriz austenítica [1]	16
Figura 4 - Decomposição do tipo eutetóide da ferrita em austenita e carbonetos em aços ACI-HH [1].....	17
Figura 5 - Inicio da precipitação de carbonetos em função do teor de carbono X temperatura [6].....	18
Figura 6 - Variação do teor de cromo com a distância do contorno de grão após vários tempos de tratamento térmico a 650°C [1].	19
Figura 7 - Micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão mostrando o carboneto $M_{23}C_6$ no contorno de grão da amostra [1]	19
Figura 8 - Precipitado de carboneto $M_{23}C_6$ a 600°C nos contornos de grãos de um aço inoxidável austenítico estabilizado com titânio. Microscopia eletrônica de transmissão [1]... <td>21</td>	21
Figura 9 – Estruturas “step” (a), “dual” (b) e “ditch”(c) [16].....	22
Figura 10 - Representação esquemática do processo TIG [7].....	25
Figura 11 - Ciclo térmico na ZTA [10].....	28
Figura 12 - Ciclo térmico em soldagem [9].	28
Figura 13 - Ciclo térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapa grossa com diferentes energias de soldagem [7].....	29
Figura 14 - Ciclo térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapas de diferentes espessuras. Energia de soldagem: 0,6kJ/mm [7]	30
Figura 16 - Base de apoio do CP (corpo de prova) com o CP montado na posição de soldagem.....	33
Figura 17 - Fonte de soldagem.....	35
Figura 18 – Painel de controle automático do processo	36
Figura 19 - Fluxograma de preparação de amostras [14],	36
Figura 20 – Equipamento de embutimento (a) e peça embutida (b)	37
Figura 21 – Equipamento de ataque eletrolítico [17].....	38
Figura 22 – Efeito produzido na região do cordão de solda devido o efeito campo	40
Figura 23 – Energia de soldagem 0,7 kJ/cm: o índice (1) representa ilhas de precipitados isoladas, o índice (2) representa as bandas de deformação como local preferencial de precipitação.....	43

Figura 24 - Energia de soldagem 1,4 kJ/cm: o índice (1) representa ilhas de precipitados isoladas, o índice (2) representa as bandas de deformação como local preferêncial de precipitação.....	43
Figura 25 - Energia de soldagem 1,5 kJ/cm: o índice (1) representa ilhas de precipitados isoladas, o índice (2) representa as bandas de deformação como local preferêncial de precipitação.....	44
Figura 26 - Energia de soldagem 1,8 kJ/cm: o índice (1) representa ilhas de precipitados isoladas, o índice (2) representa as bandas de deformação como local preferêncial de precipitação.....	44

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Parâmetros para soldagem TIG de aço baixo carbono [12].	34
Tabela 2 – Dados técnicos da fonte de soldagem [13]	35
Tabela 3 – Parâmetros utilizados para a realização da soldagem	39
Tabela 4 - Tabela de referência de um aço AISI 301 [11].....	41
Tabela 5 – Composição química do material.	42

RESUMO

Este trabalho foi desenvolvido para avaliar a extensão sensitizada pela aplicação de energia de soldagem, utilizando o processo de soldagem GTAW (autógena), em um aço inoxidável austenítico AISI 304. O material utilizado nesta avaliação foi uma chapa laminada de 0,8 mm de espessura, que foi exposta a vários níveis de energia. O processo de avaliação foi realizado pela comparação de imagens obtidas por análise melográfica das peças soldadas. Foi utilizada como referência para a análise a norma ASTM A262 prática A e os resultados mostraram que uma maior energia aplicada a peça faz com que um número maior de carbonetos de cromo precipite para regiões de maior energia.

Capítulo 1

1 Introdução

Aço inoxidável é um material com características de alta resistência à corrosão devido ao alto teor de cromo em sua composição (acima de 12%). A resistência ocorre pela formação de uma camada de óxido de cromo (camada passivadora) na superfície do material, permitindo que este material seja utilizado em larga escala em ambientes agressivos.

O aço escolhido neste trabalho foi um aço inoxidável AISI 304, que devido ao seu teor de carbono e níquel, não sofre transformação microestrutural por variação brusca de temperatura. Porém, quando submetido a uma faixa de temperatura de 500°C – 800°C sofre o fenômeno da sensitização.

O fenômeno da sensitização está relacionado ao empobrecimento de cromo nas regiões vizinhas onde ocorre a precipitação de carbonetos, geralmente na forma $M_{23}C_6$, quando submetidas a esse nível de temperatura. Sendo o Cr um dos metais mais propícios a essa formação, por sua afinidade com o carbono. Em função deste empobrecimento, dependendo do ambiente a que esse material seja submetido, poderá ocorrer corrosão intergranular [1].

O aço inoxidável quando aquecido a altas temperaturas tem a tendência de solubilização dos diversos carbonetos previamente precipitados. No entanto, quando o resfriamento se processa em baixas velocidades, na faixa de 800 a 500°C, a precipitação pode ser restabelecida. No caso dos aços inoxidáveis austeníticos, essa precipitação dependerá dos teores de elementos dissolvidos na matriz. O aço inoxidável 304, devido ao teor de carbono tende a gerar precipitados mais estáveis como é caso do $Cr_{23}C_6$, causando nessas regiões a sensitização do mesmo.

No que tange aos processos que oferecem condições favoráveis para ocorrer a sensitização, a soldagem devido à alta concentração energética é o processo mais suscetível a propiciar a sensitização nos aços inoxidáveis auteníticos. Assim, o estabelecimento dos parâmetros adequados é de suma importância, para o controle da sensitização durante a soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, em particular os aços AISI 304 [1].

Capítulo 2

2 Revisão Bibliográfica

O aço inoxidável é uma liga de ferro e cromo que apresenta propriedades físico-químicas superiores aos aços comuns, no que tange a resistência à oxidação atmosférica. As principais famílias dos aços inoxidáveis, classificados segundo a sua microestrutura, são: ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e duplex.

O cromo confere uma excelente resistência à corrosão quando comparado com os aços carbono. Eles são, na realidade, aços oxidáveis. Isto é, o cromo presente na liga oxida-se em contato com o oxigênio do ar, formando uma película, muito fina e estável, de óxido de cromo - Cr_2O_3 - que se forma na superfície exposta ao meio. Ela é chamada de camada passiva e tem a função de proteger a superfície do aço contra processos corrosivos. Para isto, é necessário uma quantidade mínima de cromo de cerca de 12% em massa. Esta película é aderente e impermeável, isolando o metal abaixo dela do meio agressivo. Este processo é conhecido em metalurgia como passivação. Por ser muito fina (cerca de 100 ângstrons) a película tem pouca interação com a luz e permite que o material continue apresentando seu brilho característico.

O aço inoxidável foi descoberto por Harry Brearley (1871-1948), que começou a trabalhar como operário numa produtora de aço com a idade de 12 anos, na sua terra natal Sheffield (Inglaterra) [2].

2.1. Aço inoxidável austenítico

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas formadas basicamente por Fe-Cr-Ni. Estas ligas podem apresentar no estado bruto de fundição, estrutura parcialmente ferrítica ou totalmente austenítica, dependendo de sua composição química. Uma composição rica em cromo favorece a formação da ferrita, enquanto que uma composição rica em níquel favorece a formação da austenita.

Esses aços são paramagnéticos, não podem ser endurecidos por tratamento térmico, mas suas propriedades mecânicas podem ser modificadas por trabalho a frio. Possui uma excelente resistência à corrosão, são muito conformáveis e apresentam excelente soldabilidade.

Embora haja uma variedade muito grande de aços inoxidáveis austeníticos, os da série 300 são geralmente os mais usados. A maioria destas ligas é baseada no sistema 18Cr-8Ni, com elementos de liga ou modificações adicionais para fornecer propriedades originais ou realçadas. O tipo 304 é o precursor desta série da liga (Figura 01), e junto com o 304L,

representa a classe austenítica mais geralmente selecionada. No tipo 316 adiciona-se aproximadamente 2%Mo em substituição a uma quantidade quase igual de Cr para melhorar a resistência à corrosão por pite.

As classes estabilizadas, 321 e 347, contêm adições pequenas do Ti e de Nb, respectivamente, para combinar com o carbono a fim de reduzir à tendência a corrosão intergranular, devido à precipitação do carboneto de Cr.

As ligas 304N e 316N, têm adição de nitrogênio que, devido ao seu tamanho do átomo, atua como o carbono nos interstícios. A adição deste elemento melhora a resistência ao desgaste e a corrosão. Estas ligas têm também a adição de manganês em teores mais elevados para aumentar a solubilidade do nitrogênio na fase austenítica [3].

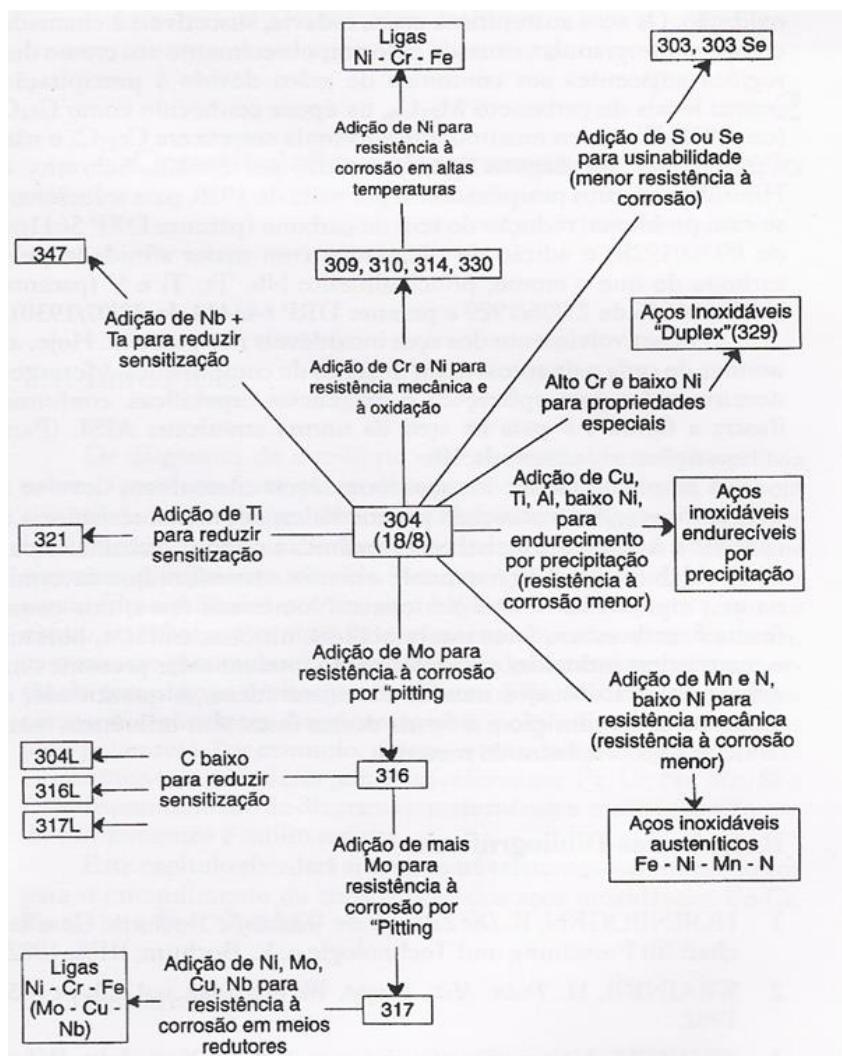


Figura 1 - Modificações de composição a partir do aço inoxidável austenítico 304, visando propriedades especiais [1].

2.1.1. Aplicações

Quatro fatores têm aumentado à tendência da utilização de aços inoxidáveis. São eles:

- Aparência;
- Resistência à corrosão;
- Resistência mecânica.

A aparência brilhante atraente dos aços inoxidáveis, que se mantêm ao longo do tempo com simples limpeza, associada à resistência mecânica, torna esses materiais adequados aos usos na construção arquitetônica, na fabricação de móveis e objetos de uso doméstico e a outros semelhantes.

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis aos diversos meios químicos, permite o seu emprego em recipientes, tubulações e componentes de equipamentos de processamento de produtos alimentares e farmacêuticos, de celulose e papel, de produtos de petróleo e de produtos químicos em geral.

A resistência à oxidação, em temperaturas mais elevadas, torna possível o seu uso em componentes de fornos, câmaras de combustão, trocadores de calor e motores térmicos. A resistência mecânica relativamente elevada, tanto à temperatura ambiente como a baixas temperaturas, faz com que sejam usados em componentes estruturais menores como parafusos e hastes [4].

2.2. Precipitação de carbonetos

Os aços inoxidáveis austeníticos, quando expostos à faixa de temperatura de 400°C a 900°C formam fases que podem ser classificadas em dois grandes grupos: carbonetos e fases intermetálicas.

Os carbonetos podem formar-se tanto durante a solidificação como no estado sólido. Na solidificação formam-se, geralmente, carbonetos complexos de composição eutética, contendo cromo e/ou outros elementos formadores de carbonetos.

Estes carbonetos podem apresentar-se como ilhas isoladas, localizadas em regiões interdendríticas, ou como filmes, delineando a estrutura dendrítica, resultantes de um eutético divorciado como mostra a Figura 02.

Nas ligas que apresentam teores de carbono mais elevados, ou que são submetidas a baixas velocidades de resfriamento durante a solidificação, pode ocorrer a formação de redes de carbonetos de composição eutética, em regiões interdendríticas, devido à segregação de carbono e elementos formadores de carbonetos para essas regiões (Figura 03).

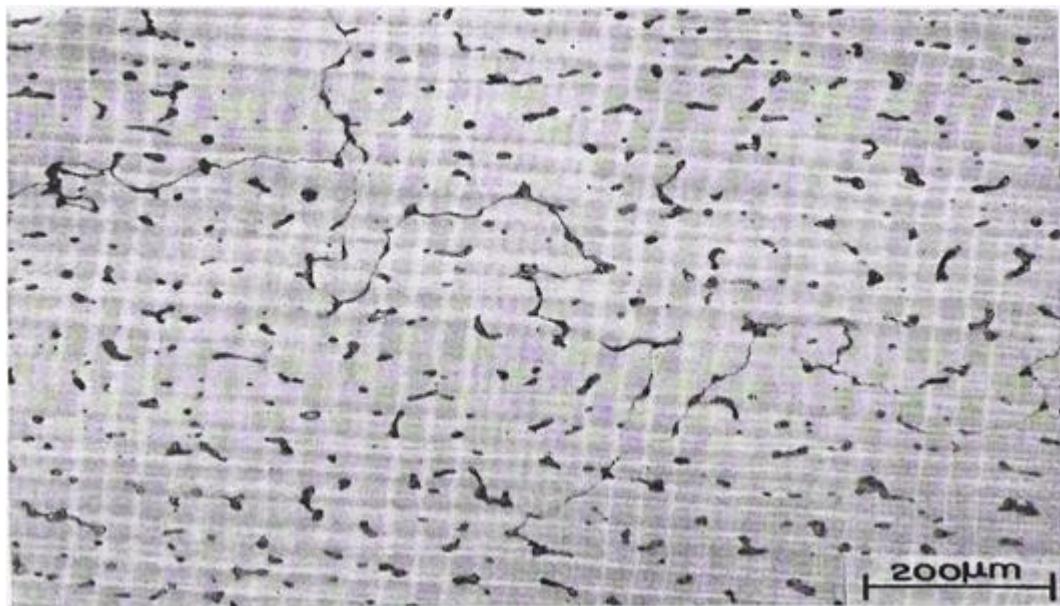


Figura 2 - Microestrutura de um aço austenítico, mostrando a presença de carbonetos eutéticos na forma de ilhas e filmes [1].



Figura 3 - Microestrutura de um aço austenítico, contendo 0,5% C e 2% Nb, apresentando carbonetos eutéticos de cromo e de nióbio em matriz austenítica [1].

Outra possibilidade de formação de carbonetos no estado sólido seria através da decomposição do tipo eutetóide da ferrita em austenita e carbonetos. Esta decomposição foi identificada por Kuo [5] em aços rápidos contendo 18% de W – 4% Cr – 1% V, em aços inoxidáveis apresentando em sua composição 27% Cr – 5% Ni – 1,5% Mo, em aços de composição química semelhante sem a adição de molibdênio e ainda em aços inoxidáveis 18% Cr – 8% Ni – 3% Mo. Nos aços inoxidáveis, os carbonetos foram identificados pela referência [5] como sendo do tipo $M_{23}C_6$. A Figura 04 mostra a decomposição de ferrita em

austenita e carbonetos em aços ACI-HH contendo 2,5% Nb, ocorrida durante o resfriamento do material em molde de areia, após a solidificação [1].

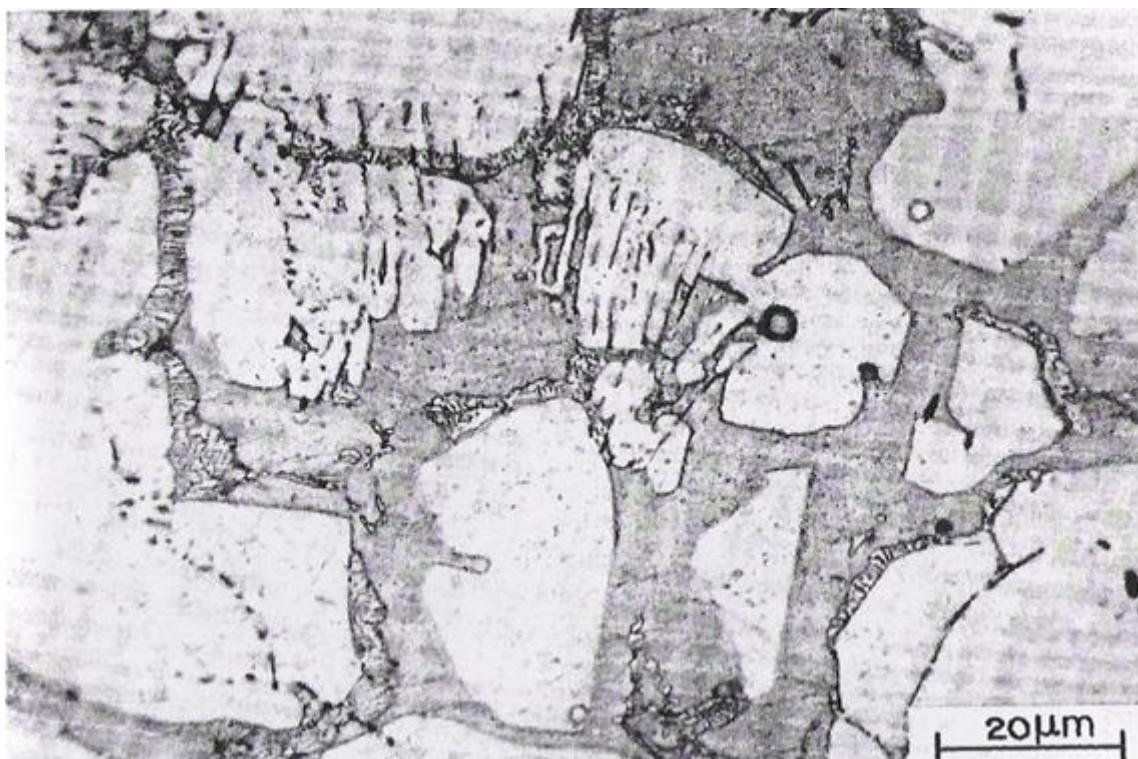


Figura 4 - Decomposição do tipo eutetóide da ferrita em austenita e carbonetos em aços ACI-HH [1].

Após ocorrer a nucleação dos precipitados, havendo energia suficiente, ocorrerá crescimento destes carbonetos. Os precipitados ocorrem nas regiões de maior nível de energia, contornos de grãos e maclas, e o crescimento destes será proporcional ao tempo de permanência à faixa de temperatura de 500°C a 800°C, por se tratar de um processo difusional. As maiores fontes de energia que temos domínio atualmente são processos de soldagem. Processos de soldagem que tem aporte térmico reduzido, como o processo GTAW (processo TIG) em altas velocidades de soldagem diminui a possibilidade do crescimento dos carbonetos devido à exposição na zona de temperatura em questão ser reduzido.

O percentual de carbono é fator preponderante para a formação de carbonetos. Em aços austeníticos AISI 304, o percentual de carbono é baixo, o que não favorece esta formação. A Figura 05 ilustra o tempo necessário para precipitação com a temperatura e percentual de carbono [6].

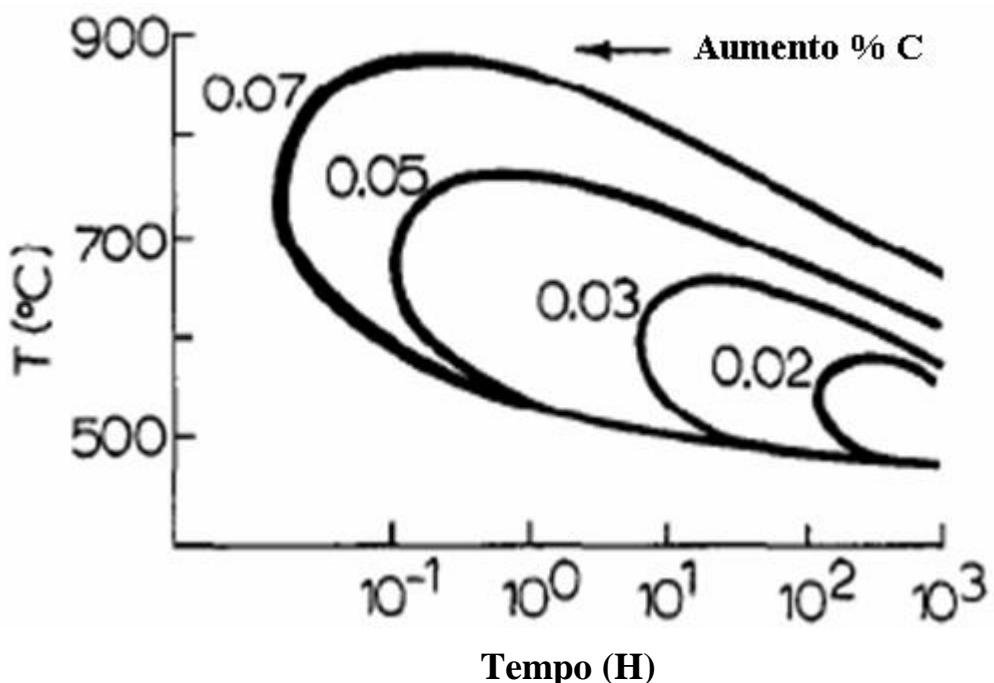


Figura 5 - Início da precipitação de carbonetos em função do teor de carbono X temperatura [6].

O principal problema associado à formação de carbonetos de cromo em aços inoxidáveis é o empobrecimento de cromo nas regiões vizinhas ao carboneto, reduzindo localmente a resistência à corrosão do material.

A corrosão intergranular ocorre mais comumente em aços inoxidáveis austeníticos, ligas de cobre e de alumínio. Nos aços inoxidáveis austeníticos, além da precipitação de carboneto de cromo, fase intermetálicas ricas em cromo, como a fase sigma e nitretos de cromo também podem provocar a corrosão intergranular.

Existem atualmente 5 teorias que tentam explicar a corrosão intergranular:

- Empobrecimento das regiões adjacentes aos contornos de grãos em elementos, principalmente cromo, responsáveis pela resistência à corrosão;
- Formação de constituintes microestruturais, que podem ser removidos seletivamente em determinados meios;
- Enriquecimento do contorno de grão em elementos que produzem dissolução anódica;
- Tensões de coerência nas vizinhanças dos contornos de grãos;
- Formação local de células, onde o carboneto, quimicamente mais estável que a matriz adjacente, atua como catodo.

Uma comprovação inequívoca do empobrecimento em cromo nas adjacências dos contornos de grãos, causado pela precipitação de $(Cr, Fe)_{23}C_6$ em um aço AISI 304, foi obtida por Pohl e colaboradores, utilizando um microscópio eletrônico de varredura analítico. Na Figura 06 são apresentados os perfis de cromo obtidos e na Figura 07 é mostrada a presença dos carbonetos $M_{23}C_6$ nos contornos de grãos [1].

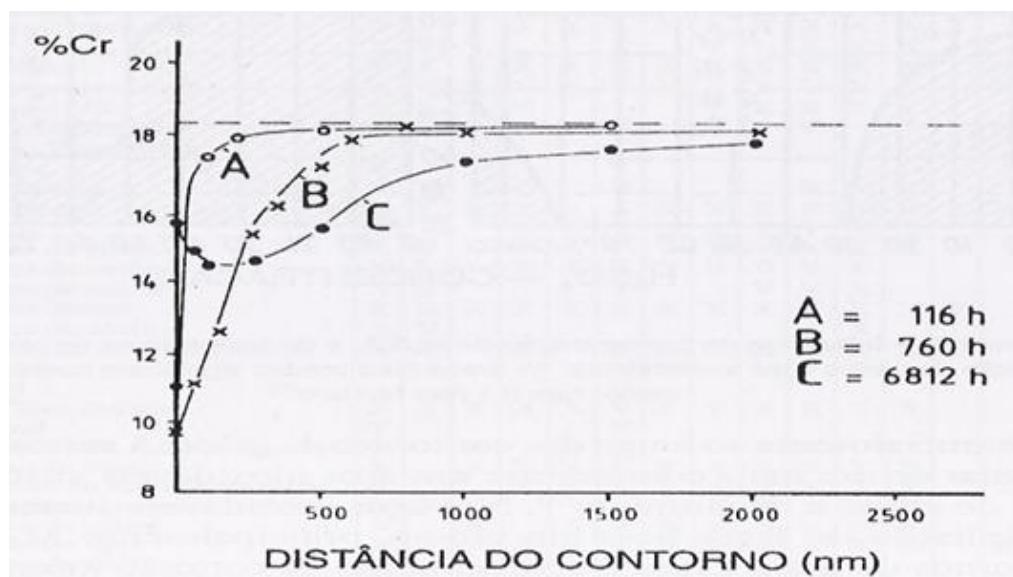


Figura 6 - Variação do teor de cromo com a distância do contorno de grão após vários tempos de tratamento térmico a 650°C [1].

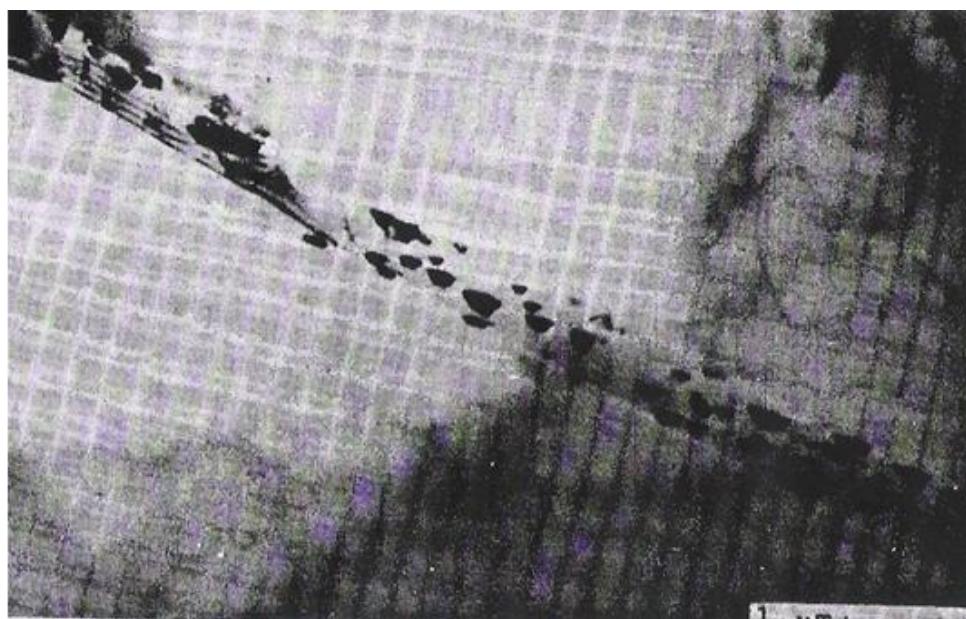


Figura 7 - Micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão mostrando o carboneto $M_{23}C_6$ no contorno de grão da amostra [1].

2.2.1. Carbonetos $M_{23}C_6$

Este carboneto era conhecido como Cr_4C até 1933, quando Westgren mostrou que a fórmula correta era $Cr_{23}C_6$. Ele tem estrutura cristalina CFC com 116 átomos por célula unitária, sendo 92 átomos metálicos e 24 de carbono. Os elementos Fe, Mo e Ni podem substituir os átomos de Cr. O carbono pode ser parcialmente substituído por B e N. O parâmetro de rede mais frequentemente citado na literatura para $Cr_{23}C_6$ puro é 10,638 Å. Este valor aumenta com a introdução de Mo e diminui com a presença de Fe. O teor de níquel neste carboneto é geralmente baixo (menos de 5%) e seu efeito não é discutido na literatura. A história térmica do aço também parece ter influência na composição do carboneto. Segundo Goldschmidt o teor de Fe máximo que o $M_{23}C_6$ pode dissolver é 35% em porcentagem atômica. Por outro lado, Philibert e colaboradores, trabalhando com aço 18% Cr – 8% Ni encontraram para tempos curtos de envelhecimento a 750°C cerca de 45% de Fe no carboneto. Após 24 horas de tratamento este valor caiu para 24%. Da Casa e colaboradores constataram comportamento similar no mesmo tipo de aço. Em aços contendo Mo, como o 316, o aumento do parâmetro de rede com o tempo de envelhecimento pode ser justificado pelo aumento do teor de Mo do carboneto.

Em materiais solubilizados envelhecidos, a seqüência de precipitação nos diversos locais é: contorno de grão, contornos incoerentes de macla, contornos coerentes de macla e finalmente interior dos grãos, em discordâncias. Pode também ocorrer nucleação na interface de inclusões. Neste caso a precipitação é simultânea com a precipitação em contornos incoerentes de macla.

Os precipitados em contornos de grão mantêm boas relações de coerência somente com um dos grãos e crescem preferencialmente naquele com o qual eles são incoerentes. A deformação a frio, após a solubilização e antes do envelhecimento, normalmente favorece a precipitação no interior dos grãos durante o envelhecimento. A Figura 08 ilustra a precipitação do $M_{23}C_6$ em contornos de grãos [1].

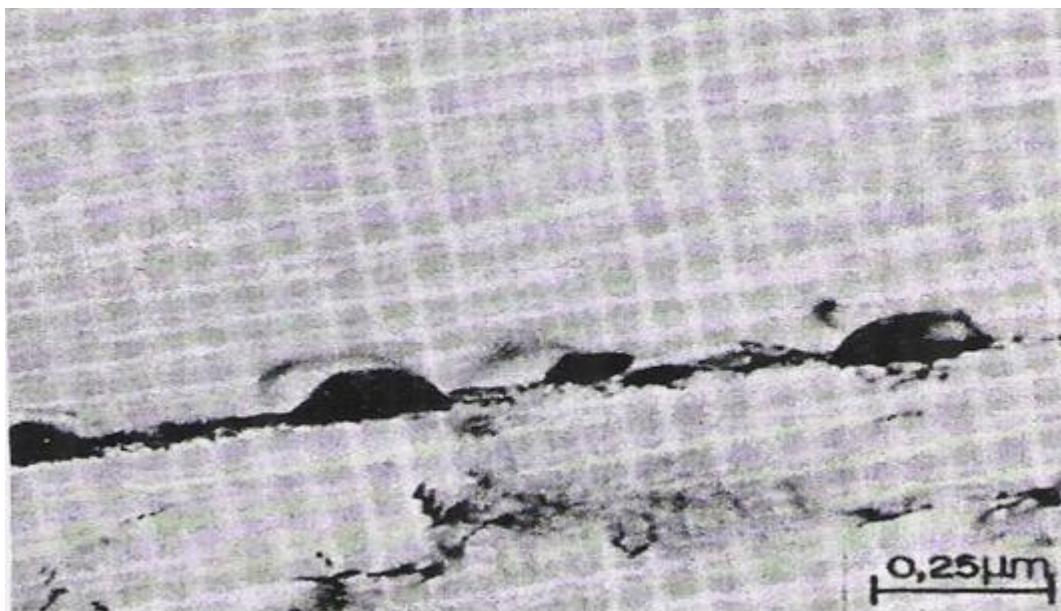


Figura 8 - Precipitado de carboneto $M_{23}C_6$ a 600°C nos contornos de grãos de um aço inoxidável austenítico estabilizado com titânio. Microscopia eletrônica de transmissão [1].

Tanto em aços estabilizados como em aços não estabilizados, ocorre dissolução de carbonetos $M_{23}C_6$ para tempos longos de envelhecimento. Grott e Spruiel constataram a presença de $M_{23}C_6$ em aço estabilizado com titânio (AISI321) entre 550 e 900°C para tempos de envelhecimento de até 4000 horas. Por outro lado Litnaker e Bentley, trabalhando com a mesma liga envelhecida 17 anos a 600°C, não constataram a presença de $M_{23}C_6$. Em aços não estabilizados também ocorre dissolução, pelo menos parcial, do carboneto $M_{23}C_6$.

A precipitação e dissolução podem ser explicadas da maneira que se segue. Abaixo de 900°C precipita-se inicialmente, por razões cinéticas, o carboneto $M_{23}C_6$. O carboneto é praticamente insolúvel nas fases intermetálicas. Em princípio as fases intermetálicas poderiam precipitar-se simultaneamente com o carboneto $M_{23}C_6$, mas devido à difusão mais lenta dos seus elementos constituintes, elas precipitam-se após a precipitação do carboneto. Somente após o empobrecimento quase que completo do carbono da matriz é que ocorre a precipitação de fase intermetálica. Como se sabe, a solubilidade do carbono na austenita aumenta com a diminuição dos teores de Mo e de Cr, causando a dissolução do $M_{23}C_6$.

A fase $M_{23}C_6$ é indesejável nos aços inoxidáveis austeníticos por causar corrosão intergranular, porém o carboneto $M_{23}C_6$ tem efeito positivo na ductilidade em fluência, por dificultar o escorregamento de contornos de grão [1].

A precipitação pode ocorrer sob diferentes formas, e o conhecimento das mesmas é muito importante no estudo de um processo corrosivo. A caracterização da extensão sensitizada para diferentes níveis de energia irá auxiliar na escolha dos parâmetros de

soldagem a ser utilizados para a realização da solda ou a escolha de um outro processo de união que não comprometa a microestrutura do material. Para avaliar a sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos, a referência [16] estabelece três diferentes estruturas, a saber: step, dual e ditch como mostrado na Figura 09.

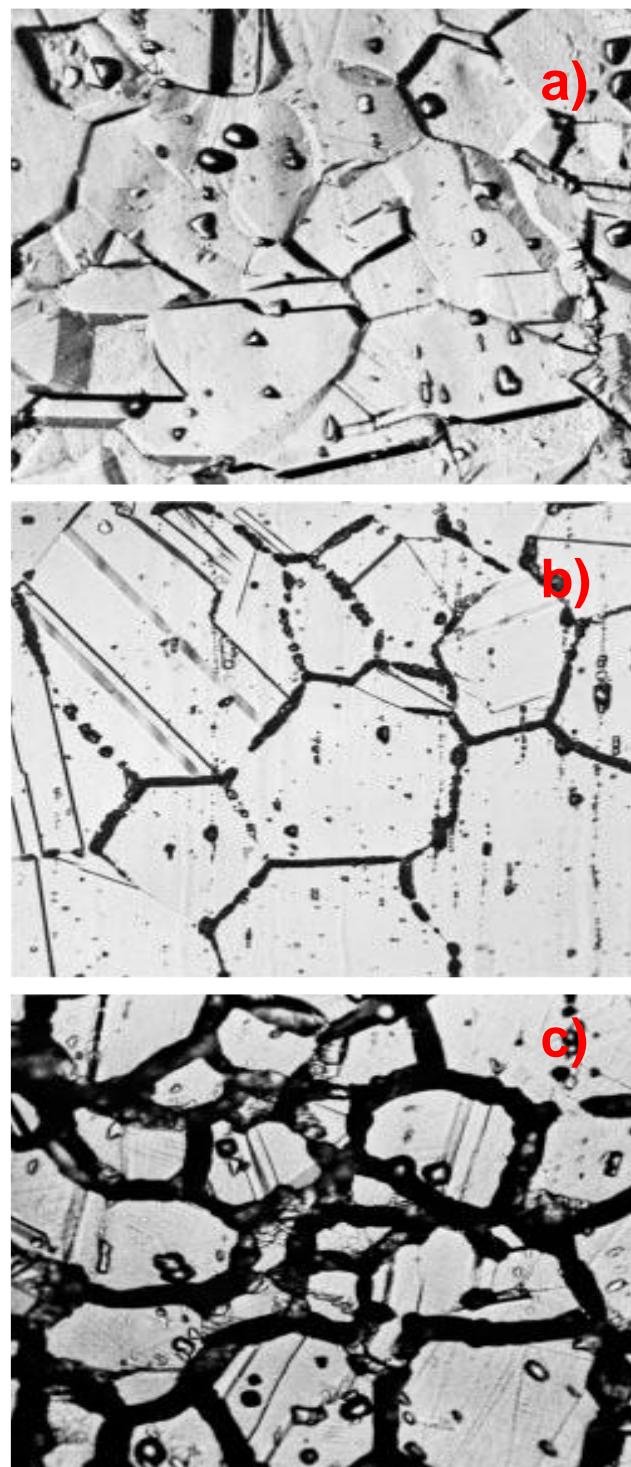


Figura 9 – Estruturas “step” (a), “dual” (b) e “ditch” (c) [16].

Step: existem apenas desníveis entre os grãos.

Dual: há o inicio da precipitação de carbonetos ricos em cromo na região de contorno de grão, mas não é suficiente para circundar completamente os grãos.

Ditch: um ou mais grãos estão completamente circundados, mostrando a existência da sensitização.

2.3. Soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos

Todos os aços austeníticos são relativamente de boa soldabilidade, com exceção dos aços com adição de enxofre para usinagem fácil, pois este elemento causa a fragilidade a quente nas ligas metálicas. Os aços austeníticos, em comparação com aços comuns, apresentam maior coeficiente de expansão térmica, maior resistência elétrica e menor condutividade térmica. O grande problema que pode ocorrer durante a soldagem desses aços é a precipitação de carbonetos nos contornos de grãos da ZTA (Zona termicamente afetada), durante o ciclo térmico de soldagem, prejudicando a resistência à corrosão. Para minimizar este problema e, também, problemas de distorção, recomenda-se soldar estes aços com maior velocidade de soldagem [7].

Como a zona de fusão não é área de interesse desse trabalho, daremos enfoque apenas às alterações ocorridas no material na ZTA. A natureza da ZTA em aços inoxidáveis auteníticos, depende da composição e da microestrutura do metal. As seguintes reações metalúrgicas podem ocorrer no ZTA de ligas austeníticas.

2.3.1. Crescimento do grão

A maioria de aços inoxidáveis são soldados na condição recozida ou laminado a quente, assim que o crescimento do grão é geralmente restrito, a menos que as entradas de calor da solda forem extremamente elevadas. Algum grão coalescido pode geralmente ser observado, mas na maioria dos casos não é considerável. Nos metais de base endurecidos por trabalho a frio, recristalização e crescimento do grão podem resultar em significativo amolecimento na ZTA. Neste caso, a ZTA é distinta, e o tamanho de grão é claramente maior do que aquele do metal base [5].

2.3.2. Precipitação

Desde que a ZTA seja aquecida a temperaturas que se aproximem da temperatura solidus da liga, muitos dos precipitados que estão no metal base podem dissolver-se. Isto pode conduzir a uma super saturação da matriz austenítica durante o resfriamento, tendo por resultado a formação de vários precipitados. Os carbonetos e os nitretos são os precipitados mais prováveis de formar-se na ZTA de aços inoxidáveis auteníticos. Formam-se normalmente ao longo dos contornos de grão. Mesmo que não seja notado em ensaios metalográficos, precipitados de Cr_{23}C_6 e Cr_2N estarão presentes na ZTA de aços inoxidáveis austeníticos. Seu tamanho, distribuição, e morfologia são dependentes da composição da liga e do ciclo do térmico da ZTA [5].

2.4 Processo de soldagem Tig – GTAW

O processo de soldagem TIG ou Gás Tungsten Arc Welding (GTAW), como é mais conhecido atualmente, é um processo de soldagem a arco elétrico que utiliza um arco entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a poça de soldagem. Conforme pode ser notado na Figura 10, a poça de soldagem, o eletrodo e parte do cordão são protegidos através de um gás que é soprado pelo bocal da tocha. No processo, pode-se utilizar adição de material ou não (solda autógena) e seu grande desenvolvimento foi devido à necessidade de disponibilidade de processos eficientes de soldagem para materiais difíceis de se soldar, como o alumínio e magnésio. Assim, com o seu aperfeiçoamento, surgiu um processo de alta qualidade e relativo baixo custo, de uso em aplicações diversas, com inúmeras vantagens [8].

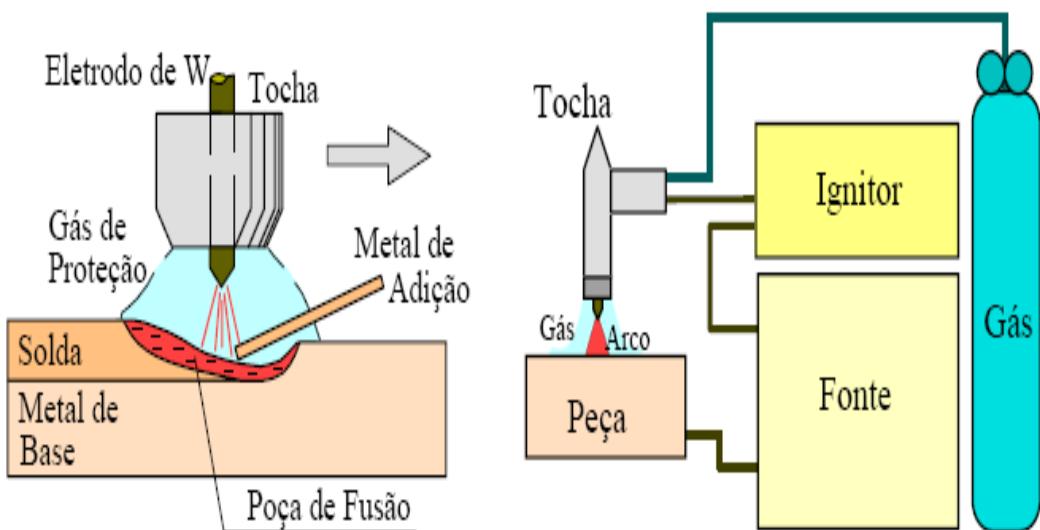


Figura 10 - Representação esquemática do processo TIG [7].

2.4.1 Princípios de operação

O GTAW funciona através do eletrodo de tungstênio (ou liga de tungstênio) preso a uma tocha. Por essa mesma tocha é alimentado o gás que irá proteger a soldagem contra a contaminação da atmosfera. O arco elétrico é criado pela passagem de corrente elétrica pelo gás de proteção ionizado, estabelecendo-se o arco entre a ponta do eletrodo e a peça. Em termos básicos, os componentes do GTAW são: [7].

1. Tocha;
2. Eletrodo;
3. Fonte de potência;
4. Gás de proteção.

2.4.2 Variáveis do processo

As variáveis que determinam basicamente o processo são a tensão do arco, a corrente de soldagem, velocidade de avanço e o gás de proteção. Deve-se considerar que as variáveis não agem especificamente de forma independente, havendo forte interação entre elas.

No caso do gás de proteção, ao utilizar-se o hélio é possível obter uma solda com maior penetração, devido ao maior potencial de ionização deste gás.

Em relação à corrente de soldagem pode-se considerar, de forma geral, que ela controla a penetração da solda, com efeito, diretamente proporcional. Ainda assim, a corrente afeta também a tensão do arco, sendo que para um mesmo comprimento de arco, um aumento na corrente causará um aumento na tensão do arco. As soldagens com corrente contínua em eletrodo no pólo negativo oferecem elevada penetração e maiores velocidades de soldagem, enquanto a corrente alternada é especialmente eficaz quando na soldagem de materiais com óxidos refratários, como alumínio e magnésio, pois se pode realizar a chamada limpeza catódica, quando o eletrodo encontra-se no pólo positivo. A terceira opção, de corrente alternada com eletrodo no pólo positivo, é pouco utilizada devido ao superaquecimento do eletrodo.

A tensão do arco, designação dada para a tensão entre o eletrodo e a peça, é fortemente influenciada por diversos fatores, a saber:

1. Corrente do arco;
2. Perfil da ponta do eletrodo;
3. Distância entre o eletrodo e a peça (comprimento do arco);
4. Tipo do gás de proteção.

Como existe uma relação direta entre a tensão e o comprimento do arco, a tensão é usada para controlar o processo, pois uma vez fixados diversos outros parâmetros, a tensão do arco possibilita o controle do comprimento do arco, que é difícil de monitorar. Por sua vez, o comprimento do arco afeta diretamente a largura da poça. Apesar disso, na maioria dos processos com chapas, o comprimento do arco desejado é o menor possível. Este controle do comprimento do arco pela tensão, entretanto, deve ser feito de maneira cuidadosa, observando-se outros parâmetros que também afetam a tensão como contaminação do eletrodo e do gás de proteção, alimentação imprópria do material de adição, mudanças de temperatura no eletrodo e erosão do eletrodo.

A velocidade de avanço afeta a penetração e a largura no processo, sendo esta última, porém, muito mais afetada. Sua grande importância reside no fato dela determinar o custo do processo por estar intimamente ligada à velocidade do processo. Entretanto, muitas vezes, a velocidade torna-se apenas uma consequência a partir da definição de padrões de qualidade e uniformidade [7].

2.5 Ciclo térmico de soldagem

A maioria dos processos de soldagem por fusão é caracterizada pela utilização de uma fonte de calor intensa e localizada. Esta energia concentrada pode gerar, em pequenas regiões, temperaturas elevadas, altos gradientes térmicos, variações bruscas de temperatura e, consequentemente, extensas variações de microestrutura e propriedades em um pequeno volume de material [9].

Para a execução de uma junta soldada, os parâmetros utilizados não são fixos. Existe uma recomendação de parâmetros adequados, mas sua utilização depende do operador, portanto, na execução de juntas com a mesma especificação geralmente as peças serão expostas a energias de soldagem diferentes.

Na soldagem a arco elétrico o aporte térmico (energia de soldagem) é definido como o calor cedido à junta soldada por unidade de comprimento e é calculado pela equação

$$E = \eta \times \frac{V \times I}{v} \quad \text{Eq. (1)}$$

Onde:

E = Energia de soldagem, em Joules/mm;

η = Eficiência elétrica do processo;

V = Tensão no arco, em Volts;

I = Corrente de soldagem, em Ampéres;

v = Velocidade de soldagem, em mm/s.

Após a soldagem, a dissipação de calor ocorre principalmente por condução na peça das regiões de maior temperatura para o restante do metal [9].

A variação da temperatura em diferentes pontos da peça durante a soldagem pode ser estimada na forma de uma curva denominada ciclo térmico de soldagem (veja a Figura 11). Os pontos mais próximos da junta sofrerão uma variação de temperatura devido à passagem da fonte de calor.

Como pode ser visto no gráfico da Figura 11, uma junta soldada gera no metal base um gradiente de temperaturas que tem diferentes classificações dependendo distância do cordão. Estas temperaturas estão identificadas na Figura 12.

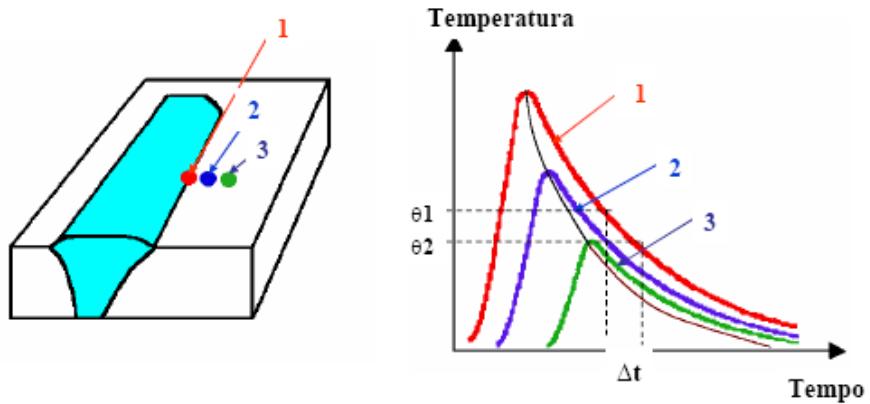


Figura 11 - Ciclo térmico na ZTA [10].

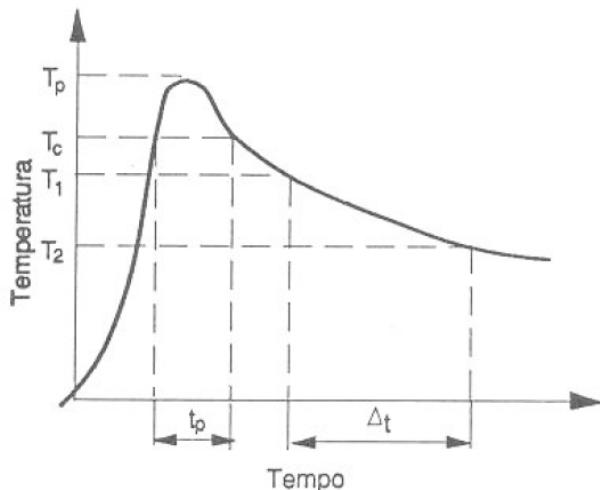


Figura 12 - Ciclo térmico em soldagem [9].

A Figura 11 apresenta os seguintes pontos importantes:

- Temperatura de pico (T_p), que é a temperatura máxima atingida no ponto. T_p diminui com a distância ao centro da solda e indica a extensão das regiões afetadas pelo calor de soldagem;
- Temperatura crítica (T_c), que é a temperatura mínima para ocorrer uma alteração relevante como uma transformação de fase, por exemplo;
- Tempo de permanência acima de uma temperatura crítica (t_p), que é o tempo em que o ponto fica submetido a temperaturas superiores a uma temperatura crítica;
- Velocidade de resfriamento, que é definida por:

$$\frac{T_1 - T_2}{\Delta T} \quad \text{Eq. 02}$$

Se considerarmos o ciclo térmico de cada ponto próximo à junta, podemos dizer que a temperatura de pico (T_p) de cada ponto varia com sua distância ao centro do cordão de

solda. Colocando na forma de um gráfico as temperaturas de pico contra a distância ao cordão de solda obtemos uma curva esquemática semelhante à exibida na Figura 16. Esta curva é conhecida como repartição térmica.

Os ciclos térmicos de soldagem e a repartição térmica são principalmente dependentes dos seguintes parâmetros:

- Tipo de metal de base, relativamente a sua condutividade térmica, pois quanto maior a condutividade térmica do metal, maior sua velocidade de resfriamento;

- Geometria da junta (uma junta em T possui três direções para o escoamento de calor, enquanto uma junta de topo possui apenas duas); por isso juntas em T resfriam-se mais rapidamente que juntas de topo para as mesmas condições de soldagem;

- A espessura da junta aumenta com a velocidade de resfriamento até uma espessura limite; acima desse limite, a velocidade de resfriamento independe da espessura;

- A velocidade de resfriamento diminui com o aumento do aporte térmico e da temperatura inicial da peça e consequentemente a repartição térmica torna-se mais larga.

No que tange à precipitação de carboneto de cromo na soldagem, o tempo é de suma importância para a ocorrência do fenômeno. Como mostrado na Figura 12 a velocidade de resfriamento é um dos parâmetros responsável pela ocorrência da precipitação dos carbonetos de cromo. É sabido que na soldagem, o fluxo de calor dependerá da energia aplicada durante o processo, como pode ser observado na equação 1. Verifica-se que a energia dependerá do processo de soldagem utilizado e no caso específico da soldagem com processo TIG (GTWA), rendimentos (η) da ordem de 0,10 a 0,40. Logo se tem um processo detentor de baixo aporte térmico. Assim sendo, quanto maior o aporte térmico, maior a possibilidade de se aumentar o tempo entre temperaturas de 800°C a 500°C. Essa faixa de temperatura é o nível a qual se processa o fenômeno (Figuras 13 e 14).

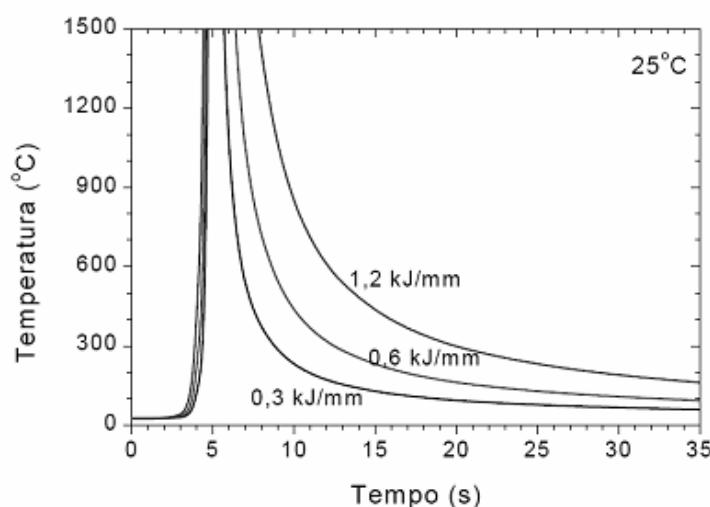


Figura 13 - Ciclo térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapa grossa com diferentes energias de soldagem [7]

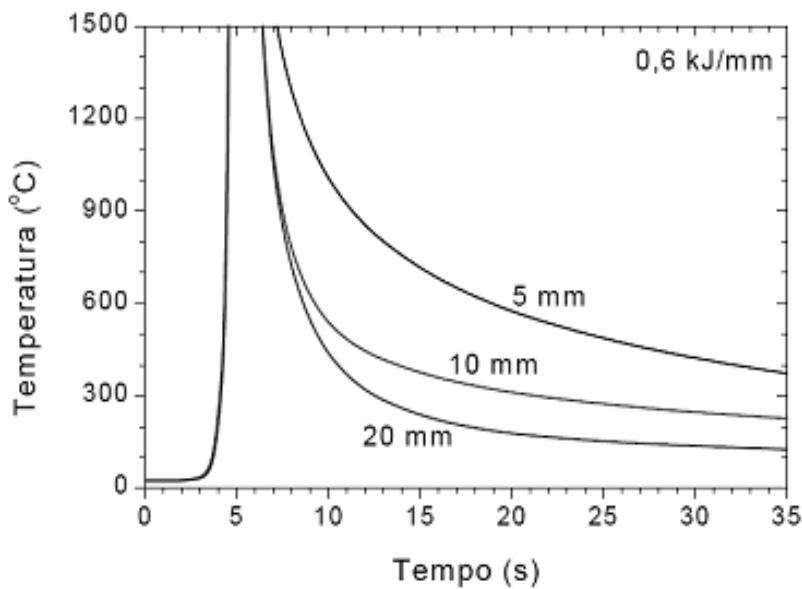


Figura 14 - Ciclos térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapas de diferentes espessuras. Energia de soldagem: 0,6kJ/mm [7]

Segundo Modenesi [7], o fluxo de calor o qual definirá o tempo de permanência na faixa de temperatura de 800°C a 500°C dependerá das características do material a ser soldado e da configuração da junta. A Figura 14 demonstra esse tipo de efeito. Assim dependendo da espessura do material o fluxo de calor se comporta de maneira diferente, de forma bidimensional ou tridimensional como mostrado da Figura 15.

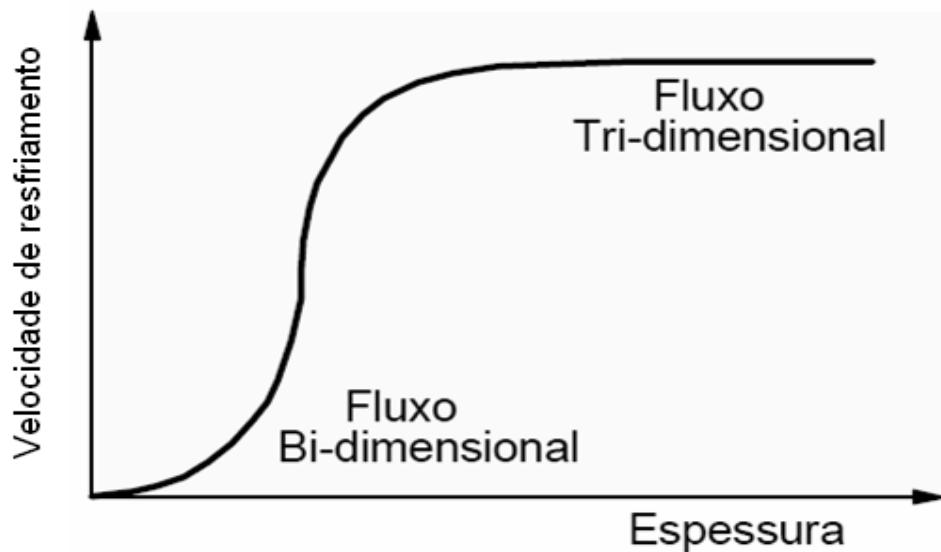


Figura 15 - Variação da velocidade de resfriamento a uma dada temperatura com a espessura da chapa [7].

Capítulo 3

3 Objetivo

O objetivo deste trabalho é a avaliação da energia líquida de soldagem aplicada ao aço AISI 304 através do processo GTAW.

Este trabalho propõe uma metodologia para análise e avaliação qualitativa da sensitização no aço inoxidável AISI 304 utilizando técnicas de processamento de imagens digitais aplicadas às imagens micrográficas obtidas de peças soldadas com diferentes níveis de energia.

Buscou-se constatar a influência do calor adicionado pela soldagem, sobre a precipitação de carbonetos de cromo. As imagens foram geradas de amostras, analisadas micrograficamente e posteriormente avaliadas pelo método comparativo entre as imagens geradas e as imagens existentes na norma ASTM A262 prática A.

Capítulo 4

4 Materiais e métodos experimentais

4.1 Análise preliminar

Antes de se verificar a precipitação de carbonetos na zona termicamente afetada (ZTA), foi proposta, a análise da composição química do material como recebido, para constatar o percentual dos elementos de cromo e carbono, sendo utilizado para obter a relação dos constituintes um análise por espectrômetro e por RX. Assim, a comparação foi feita tomando como referência uma relação apurada dos aços inoxidáveis auteníticos [11], numa avaliação para verificar se o material em análise tratava-se do aço AISI 304 com esperado.

4.2 Determinação de um modelo

Considerando que foi adotado como mecanismo de formação dos efeitos que originariam a precipitação dos carbonetos o processo de soldagem TIG, tornou-se necessário idealizar, de acordo com o espaço da bancada de soldagem, do espectro do cordão de solda necessário para posterior analise, as dimensões do corpo de prova. Desta forma, as dimensões ideais que se enquadram às limitações do processo foram determinadas e estabelecidas medidas padrões do corpo de prova com as seguintes dimensões: 120 mm de comprimento, 50 mm de largura com 0,8 mm de espessura.

O tipo de corte sugerido na norma ASTM 262 A exclui o uso de corte a frio com mecanismo abrasivo para não modificar a microestrutura da peça, portanto, foi escolhida como ferramenta de corte uma guilhotina.

Para evitar distorções na peça pela aplicação da energia de soldagem, estabeleceu-se uma base de apoio para o corpo de prova, escolhendo uma chapa de dimensões superiores ao mesmo e com uma espessura considerável para não ser afetada mediante as variações térmicas que o corpo de prova experimentaria. A base escolhida está mostrada na Figura 16.

Por isso, verificou-se a necessidade de transpassar com furos tanto no corpo de prova quanto na base de apoio, em uma região simétrica ao centro do corpo de prova, com comprimento suficiente para permitir a soldagem no centro da placa e com diâmetro compatível com a especificação do parafuso, que para o presente media 9,5 mm com uma distância entre furos de 70 mm, evitando uma possível interferência ou instabilidade no cordão de solda.



Figura 15 - Base de apoio do CP (corpo de prova) com o CP montado na posição de soldagem.

4.3 Ensaios preliminares

Depois de definidas as dimensões do corpo de prova e da base de apoio, foi necessário a determinação dos parâmetros para a realização da soldagem. Os parâmetros foram escolhidos tomando como referência os dados da Tabela 1 de parâmetros para soldagem TIG de aço baixo carbono, devido o teor de carbono do material analisado, ser semelhante. Esta tabela foi utilizada por não termos encontrado tabela específica para o aço inoxidável em que constasse da espessura da chapa analisada. Foram realizados vários experimentos com parâmetros diferentes, tomados a partir dos dados da Tabela 3, até que se chegasse a valores aceitáveis de estabilidade do arco e qualidade do cordão de solda. Utilizando esses valores foi calculada a energia de soldagem utilizando a equação do aporte térmico Eq (1).

Tabela 1 - Parâmetros para soldagem TIG de aço baixo carbono [12].

Parâmetros de soldagem TIG para o aço baixo carbono								
Espessura do material em mm	Tipo de junta	Diâmetro do eletrodo de tungstênio em mm	Diâmetro do consumível em mm	Corrente-posição plena		Gás		
				tipo	Amperes	tipo	vazão L/min	pressão Kgf/cm ²
0,5	topo	1,6	0,8	cc-	15 - 20	Argônio	4	12
					15 - 30			
0,8	topo	1,6	0,8	cc-	25 - 30	Argônio	4	12
					35 - 50			
1	topo	1,6	0,8	cc-	25 - 35	Argônio	4	12
					35 - 60			

Obs.: A primeira faixa de corrente é para passe de raiz e a segunda faixa é indicada para outros passes.

4.4 Prática da soldagem

Utilizando os dados da Tabela 04, iniciou-se a prática da soldagem. A fonte utilizada para a realização da soldagem está mostrada na Figura 17. Esta é uma fonte (central de soldagem) inversal 450/600 que foi desenvolvida com tecnologia inédita no Brasil, para operar pelos processos MIG/MAG, TIG, PLASMA e ELETRODO REVESTIDO. O nome Inversal foi escolhido para designar a característica “inversora” e universal da fonte. O número 450 ou 600 relaciona-se com o valor em ampéres da corrente máxima que a fonte pode operar. Embora o equipamento tenha sido concebido para ser amplamente abrangente em possibilidades, seu painel de comando, aliado à tampa superior, facilitam a operação com um mínimo de conhecimento. Os dados técnicos do equipamento estão listados na tabela 2

A soldagem foi realizada em CC, pois transfere a menor quantidade de energia para o eletrodo, neste caso um eletrodo de Tungstênio com diâmetro de 2,4 mm, evitando o desgaste prematuro deste. A soldagem foi realizada de modo automático utilizando o equipamento mostrado na Figura 18. Os parâmetros de soldagem foram ajustados conforme manual do equipamento [13].



Figura 16 - Fonte de soldagem

Tabela 2 – Dados técnicos da fonte de soldagem [13]

Tensão de alimentação	220, 380 ou 440 V Trifásica
Tensão em vazio	68 V
Corrente	contínua ou alternada (constante ou pulsada)
Dimensões	0,5 x 0,6 x 1,2 m
Peso	170 Kg
Círculo de arrefecimento	3,5 litros de água destilada
Fator de potência	0,95
Corrente nominal	280 A
Corrente máxima	450 A
Corrente a 100% Fc	280 A / 35 V
Potência nominal	13 kVA



Figura 17 – Painel de controle automático do processo

A principal característica do processo automático que influenciaria na análise do cordão de solda é a manutenção dos parâmetros de energia de soldagem constante, garantido a uniformidade ao cordão. Os parâmetros controláveis do equipamento são: velocidade de soldagem, altura do eletrodo à peça, vazão de gás e corrente de alimentação. Devido à espessura da peça a ser soldada ser muito fina, mesmo com a sua fixação na base de apoio, ocorria no início do cordão, empenamentos que aproximavam a peça do eletrodo e com isso pequenas variações da tensão eram notadas.

4.5. Análise metalográfica

A preparação de amostras para análise metalográfica segue o fluxograma mostrado da Figura 19.

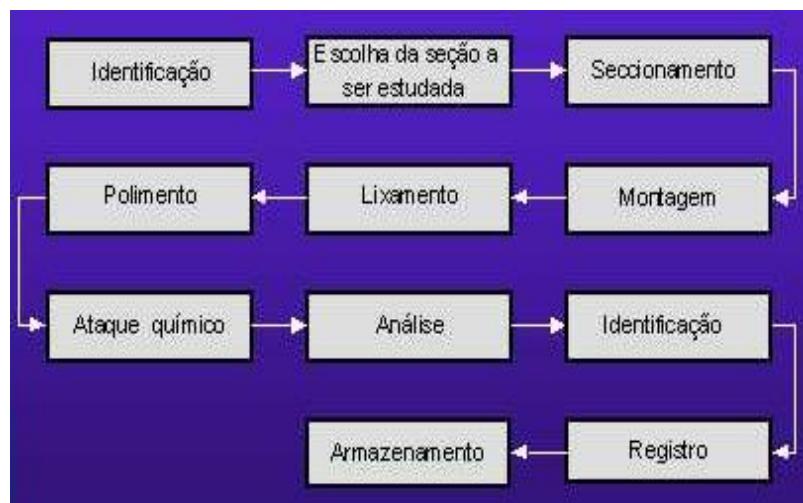


Figura 18 - Fluxograma de preparação de amostras [14],

A primeira etapa da metalografia foi o estabelecimento da região das peças soldadas em que seria realizado o corte dos corpos de prova para análise em microscopia ótica, que conduziriam à observação da precipitação dos carbonetos. O procedimento de corte dos corpos de prova para a análise metalográfica foi feito através de guilhotina, onde devido às dimensões pequenas dos corpos de prova, era necessário produzir o embutimento dos mesmos, possibilitando um lixamento e um polimento que permitisse a obtenção de uma superfície livre de imperfeições, principalmente com uma perfeita planicidade. O embutimento foi realizado a quente com resina termoendurecida [15] a base de cobre, pois para o experimento requeria ataque eletrolítico do corpo de prova. O equipamento de embutimento e uma peça embutida estão mostrados na Figura 20.



Figura 19 – Equipamento de embutimento (a) e peça embutida (b)

O ensaio metalográfico prosseguiu com a preparação do material, conduzindo a peça a um lixamento seqüencial, com a utilização das lixas 320, 400, 600, 1000, 1200 e a um polimento com utilização de solução diluída de pasta de alumina com granulometria de $1\mu\text{m}$ e $0,3\mu\text{m}$ seguindo os padrões do laboratório.

A forma mais usual de detectar a corrosão intergranular dos aços inoxidáveis austeníticos é com o uso dos ensaios especificados pela norma ASTM A 262 (prática A) para observação da microestrutura devido ao ataque eletrolítico em ácido oxálico ($\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4\cdot2\text{H}_2\text{O}$) [16].

O ataque eletrolítico dos corpos de prova foi realizado segundo especificado na norma ASTM A 262 (prática A), utilizando uma solução de ácido oxálico a 10%, $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4\cdot2\text{H}_2\text{O}$, preparada com água destilada e deionizada e reagente padrão analítico. O equipamento utilizado para a realização do ataque eletrolítico está mostrado na Figura 21. As determinações quanto à densidade de corrente de 1 A/cm^2 sugeridas na norma, foram estabelecidas de acordo com a área da seção transversal da peça e a área de exposição ao reagente no aparelho para a prática do ataque eletrolítico.



Figura 20 – Equipamento de ataque eletrolítico [17].

Para se estabelecer um tempo ótimo de ataque, foram realizados vários ataques preliminares e o tempo mais apropriado encontrado foi de 20 a 30 segundos, com corrente de 0,1 A.

Capítulo 5

5 Análises e discussões

Como citado anteriormente, com base nos parâmetros fornecidos na tabela 1, realizamos vários testes de soldagem para atingir-mos os parâmetros nos quais foi possível a abertura, estabilidade e a manutenção do arco elétrico. Estes parâmetros estão mostrados na tabela 3.

Tabela 3 – Parâmetros utilizados para a realização da soldagem

	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Energia de soldagem (kJ/cm)	Vazão (l/min)
CP 01	9,7	22	9	1,42	10
CP 02	9,2	25	9	1,53	10
CP 03	9,2	24	7	1,89	10
CP 04	10,3	24	19	0,78	10

Obs.1: A vazão utilizada é padronizada em função do diâmetro do bocal.

Obs.2: O diâmetro do eletrodo utilizada na prática foi de 2,4mm.

Durante o processo de soldagem, as primeiras tentativas não produziram um resultado satisfatório, pois foi detectada grande instabilidade no cordão, gerando um aspecto não uniforme que não possibilitaria a realização da análise. Após discussão sobre a ocorrência, chegou-se a um consenso que a possível causa do problema fosse um efeito de campo devido interação do corpo de prova e a base de apoio na região do cordão de solda e este efeito causaria desestabilização do arco. O efeito de campo é um fenômeno de deflexão do arco elétrico devido à má distribuição do fluxo de corrente elétrica na peça a ser soldada. Na prática em questão, este fenômeno foi produzido, devido à região de execução da solda estar em contato direto com a base, e o ponto de fixação do pólo positivo estar localizado bem abaixo dessa região, o que causava um aumento da densidade de corrente no centro da solda, provocando estrição do arco elétrico. Devido ao efeito campo, modificações na base de apoio foram sugeridas. Julgando-se necessário desvincular os dois materiais nessa região, conduzindo a um corte na base de apoio, e após a modificação foram obtidos os resultados esperados. O efeito produzido no cordão em função do efeito campo e a posição de fixação do pólo positivo podem ser observados na Figura 22.

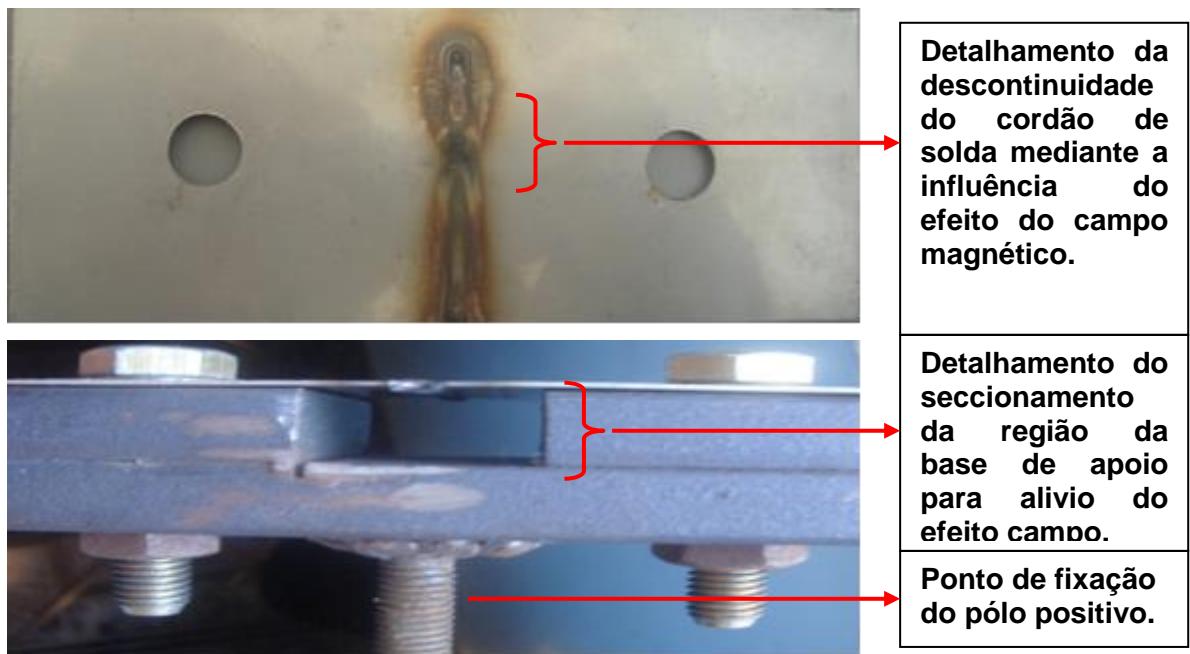


Figura 21 – Efeito produzido na região do cordão de solda devido o efeito campo

Como mencionado anteriormente, as condições favoráveis para ocorrer a precipitação de carbonetos de cromo, ocorrem nas regiões da peça onde o ciclo térmico característico desenvolve uma temperatura em torno de 500°C a 800°C por um maior intervalo de tempo, permitindo assim que ocorra a difusão do carbono na matriz austenítica e como consequência, a associação com o cromo, empobrecendo as regiões vizinhas causando a sensitização do material [1]. Havendo energia suficiente para o desenvolvimento do fenômeno da difusão, é constatada a precipitação preferencial dos carbonetos nas regiões de contorno de grão. Os carbonetos formados se alojam nos contornos de grão, delineando os mesmos. Esta disposição será mais nítida quanto maior for o grau de sensitização podendo, contudo, possuir pontos que apresentam um menor grau de sensitização para a mesma faixa de exposição, determinando nessas condições a possível possibilidade do material não apresentar uma distribuição homogênea em toda a sua extensão.

Neste caso, apenas pontos discretos de precipitados podem ser observados no contorno do grão, diferentemente de um grão com um percentual maior dos principais elementos responsáveis pela sensitização, o grão poderá apresentar-se totalmente delineado. Evidentemente, para um carboneto formado em local onde os percentuais dos constituintes não favorecem para a disseminação de mais carbonetos, a tendência seria para um crescimento preferencial deste carboneto, o que torna mais claro a formação de ilhas isoladas ao redor do grão.

No que tange o comportamento dos corpos de prova durante o período de resfriamento, a configuração do experimento situa-se numa região de fluxo de calor bidimensional (Figura

14), haja vista a baixa espessura do material soldado (0,8 mm). No entanto, segundo a configuração do modelo apresentada pela metodologia observa-se uma concentração de massa muito grande nas periferias das soldagens realizadas. A chapa apresenta uma espessura de 0,8 mm, no entanto a mesma foi fixada através de sobreposição de chapas com espessura acima de 12,7 mm. Com essa configuração tem-se um fluxo de calor maior que o convencional para esse tipo de junta. Com isso, a possibilidade de permanência na faixa de temperaturas de 800°C a 500°C foi menor.

Observando-se a Tabela 3, verifica-se energias muito baixas, inferiores a 0,3kJ/mm. Em comparação à Figura 13, observa-se que o tempo de permanência na faixa de 800°C a 500°C tende a ser muito pequena, podendo ser inferior a 1s.

Após realização da análise química, os valores obtidos foram comparados com os fornecidos pela referência [11] e o teor dos elementos nos sugeriu que se tratava de um aço AISI 301 e não de um AISI 304, como fornecido. Porém, baseado nos teores de C e Cr, este aço apresentaria níveis de precipitados semelhantes aos de um aço 304. Os valores mostrados pela referência [11] estão mostrados na tabela 4 e os obtidos por análise química estão na tabela 5.

Tabela 4 - Tabela de referência de um aço AISI 301 [11].

Elemento	Percentual
C	< 0,15
Si	< 0,75
Mn	< 2
P	< 0,045
S	< 0,03
Ni	6 - 8
Cr	16 - 18

Tabela 5 – Composição química do material.

Elemento	Percentual
C	0,056
Si	0,655
Mn	1,805
P	0,031
S	0,001
Cu	0,134
Ni	6,886
Cr	15,65
Mo	0,186
V	0,085
Nb	0,021
Sn	0,017
Ti	0,008
Al	0,012
B	0,002

Em função dos fatores apresentados, a possibilidade de formação de precipitados similares aos observados na norma ASTM A262 prática A é reduzida. Como citado anteriormente, o processo é governado pela difusão, portanto, considerando a possibilidade da velocidade de resfriamento assumir um valor alto e o percentual de carbono do material ser reduzido, as condições não serão satisfatórias para propiciar à precipitação e crescimento dos carbonetos de cromo, devido à diminuição no tempo de exposição a faixa de temperatura de 800º a 500ºC e a baixa concentração dos elementos responsáveis pela sensitização.

As Figuras de 23 a 26 retratam as regiões submetidas ao aquecimento para o material (AISI 301) soldada. Nas figuras apresentadas é nítida a presença de alguns carbonetos em regiões próximas à zona fundida, região esta que sofreu aquecimento a temperaturas superiores à 800ºC.

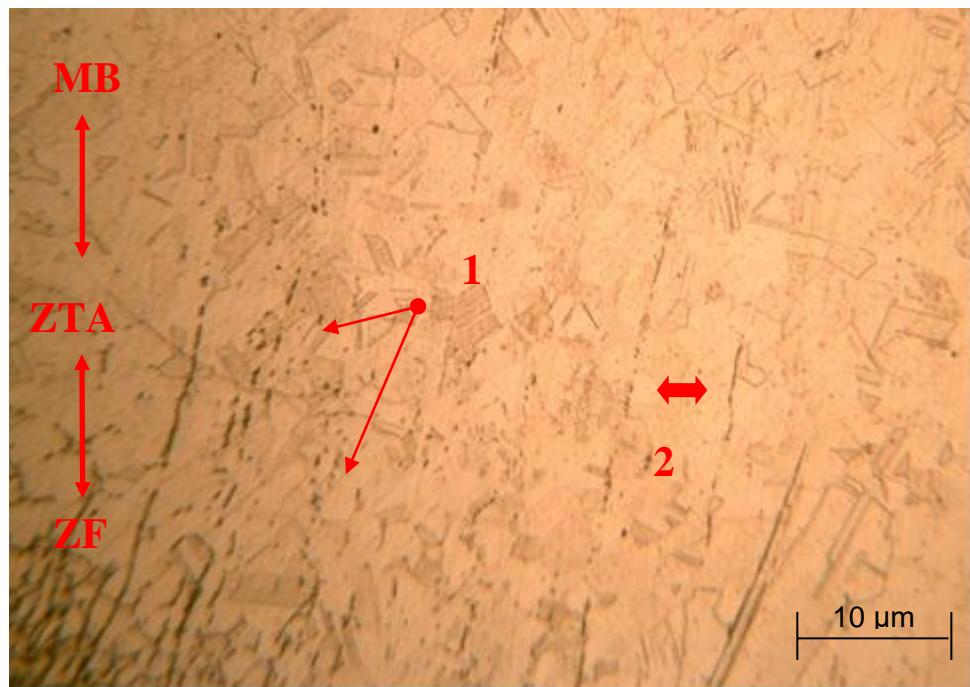


Figura 22 – Energia de soldagem 0,7 kJ/cm: o índice (1) representa ilhas de precipitados isoladas, o índice (2) representa as bandas de deformação como local preferencial de precipitação.

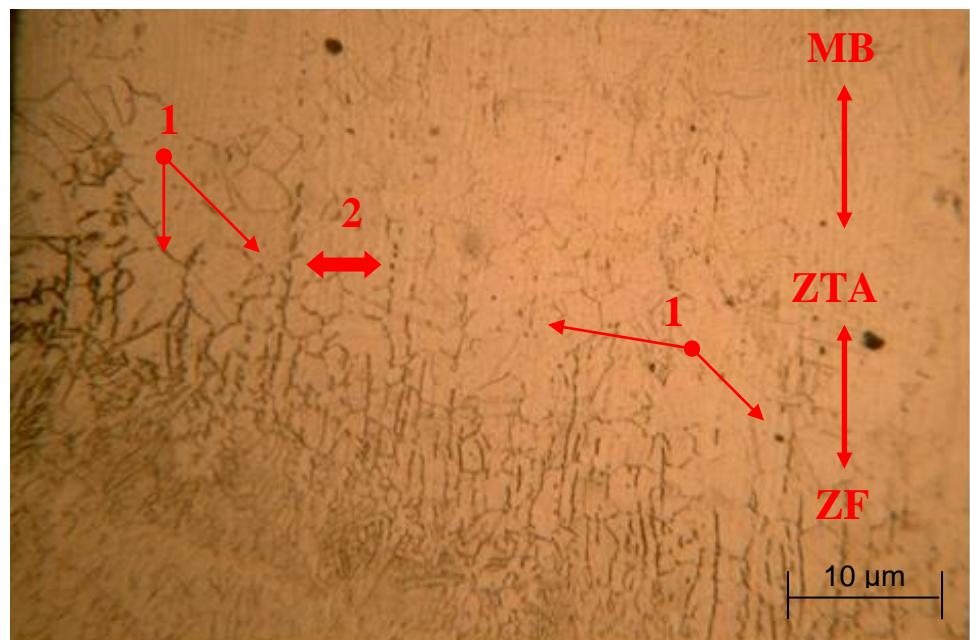


Figura 23 - Energia de soldagem 1,4 kJ/cm: o índice (1) representa ilhas de precipitados isoladas, o índice (2) representa as bandas de deformação como local preferencial de precipitação.

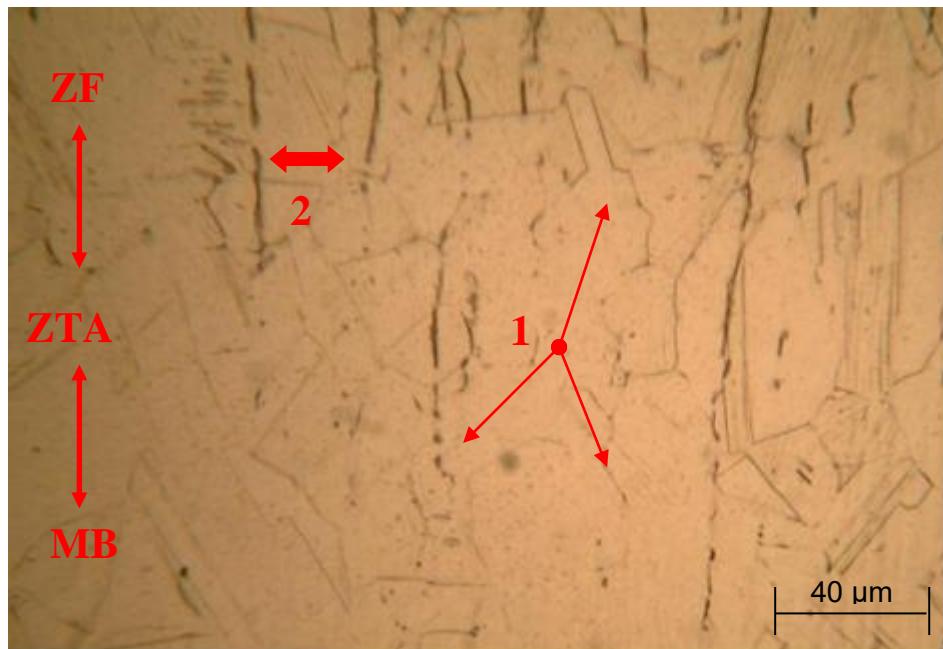


Figura 24 - Energia de soldagem 1,5 kJ/cm: o índice (1) representa ilhas de precipitados isoladas, o índice (2) representa as bandas de deformação como local preferencial de precipitação.

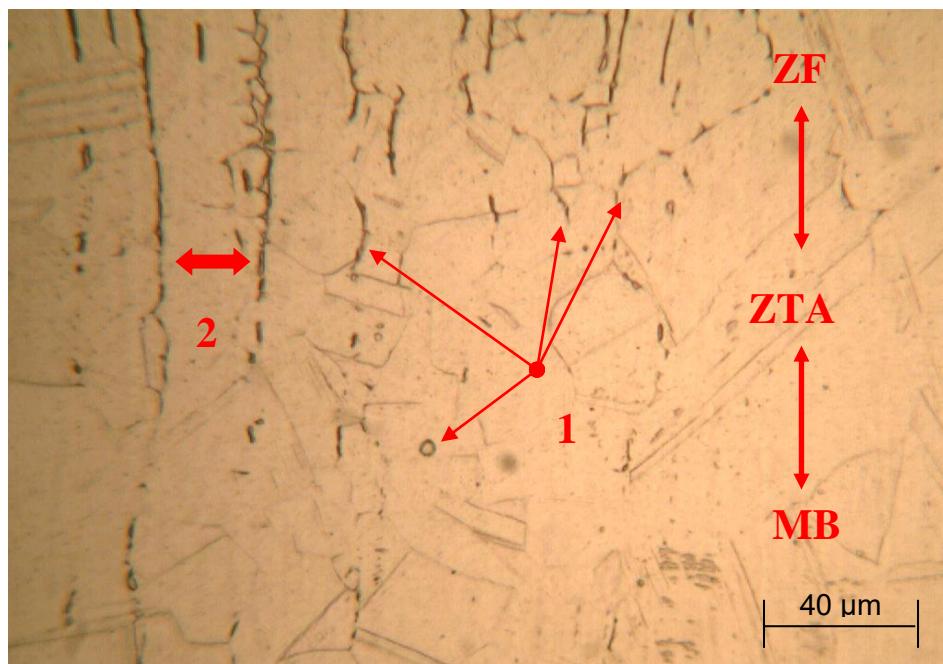


Figura 25 - Energia de soldagem 1,8 kJ/cm: o índice (1) representa ilhas de precipitados isoladas, o índice (2) representa as bandas de deformação como local preferencial de precipitação.

Em uma análise seqüencial, verificamos um crescente aumento do número de precipitados de carbonetos da Figura 22 para a Figura 25. Na Figura 22, onde a energia de soldagem estabelecida foi de 0,78 kJ/mm, observamos pequenas ilhas de precipitados se estendendo na direção do crescimento do grão na ZTA. Os grãos nesta figura não se encontram delineados, e em uma comparação com a norma ASTM A262 predomina-se a estrutura "step". Observa-se ainda a formação de linhas preferenciais de precipitação, ao contrário do esperado, nas bandas de deformação e não nos contornos de grão. A precipitação neste caso se processa próximo a ZF, uma explicação plausível para este efeito pode ser feita quando se inclui o efeito da velocidade de resfriamento, onde temperaturas de 800°C a 500°C se localizam próximo a ZF. Tal observação foi constatada na prática de soldagem onde era possível segurar a chapa logo após a execução da soldagem.

De forma análoga, pode ser conferido o desenvolvimento da formação dos precipitados para as Figuras 23 a Figura 25.

No caso da Figura 25, onde a energia de soldagem foi maior pode ser verificado um maior número de precipitados, podendo em alguma ocasião, verificar a existência da estrutura "dual".

Capítulo 6

6. Conclusão

Como discutido anteriormente, a composição química do aço analisado não apresentou teores dos elementos similares à classificação 304. O teor de carbono do material esteve em um patamar condizente com a literatura, e dessa forma sua influência pode ser sentida com um nível de precipitado muito reduzido. Uma comparação quantitativa não pode ser realizada em relação à variação da distribuição dos elementos na matriz, mas pode ser constatada acompanhando as análises micrográficas uma tendência de locais com um crescimento de grãos mais acentuado do que outros, nos levando a interpretar a possibilidade dos locais que apresentarem os grãos maiores possuir uma concentração maior dos elementos de cromo e carbono.

A configuração da junta tem efeito significante no que tange os efeitos térmicos na ZTA. Nossa avaliação seguiu a literatura, e as consequentes modificações no layout do modelo possibilitou que as conclusões fossem convergentes no que tange a diminuição do nível de precipitação decorrente do aumento do fluxo térmico que ocasionou a diminuição do tempo de exposição da junta a temperaturas críticas de 800°C a 500°C.

As imperfeições geradas durante o processo de fabricação do material afetam sobremaneira os fenômenos que ocorrem no estado sólido. Esta avaliação é tida como clara, pois apresentou na figuras micrográficas a identificação de linhas preferenciais de precipitação, sobrepondo a possibilidade de precipitação de grão nos contornos de grão.

Para chapas finas, o aporte térmico mostrou pouco efeito sobre a precipitação de carbonetos. A influência da espessura da chapa pode ser revertida com a adoção de um layout modificado da junta, deixando claro que o fluxo de calor foi um fator preponderante no nível de precipitados.

O que se pretendia observar era o efeito da energia de soldagem na sensitização do aço, e foi observado que para diminuir o fenômeno, fato que é desejado, quanto menor a energia de soldagem, menor será o grau de sensitização.

Sugestões para os próximos trabalhos:

Sugere-se o estudo eletroquímico da ZTA para a comparação do empobrecimento da região atacada pelo calor.

Levantamento dos potenciais de oxidação de diversas condições, através da simulação em forno.

Capítulo 7

7. Referências bibliográficas

- [1] PADILHA; A. F. & L.C. GUESDES: Aços inoxidáveis austeníticos. In:Microestrutura e propriedades, São Paulo, Editora Hemus, 2004.
- [2] www.universal.pt/site/descobertas/descobertas_ac.html, acessado em 15/04/2007.
- [3] Lippold; John C. e Damian J. Kotecki: Welding metallurgy and weldability of stainless steel, Canada, Wiley Interscience, 2005.
- [4] Tebecheran; Ciro de Toledo: Aços inoxidáveis, Artigo publicado no site: www.pipesystem.com.br/Artigos_Tecnicos/Aco_Inox/Artigo_para_pipesystem_sobre_inox1.pdf, Acessado em 15/04/2007.
- [5] KUO,K. journal of the Iron e steel institute, vol. 181.
- [6] E. A. Trillo, R. Beltran, J. G. Maldonado, R. J. Romero, L. E. Mun; W. W. Fisher, and A. H. Advani, Combined Effects of Deformation (Strain and Strain State), Grain Size, and Carbon Content on Carbide Precipitation and Corrosion Sensitization in 304 Stainless Steel, Department of Metallurgical and Materials Engineering, University of Texas at El Paso, El Paso, TX 79968.
- [7] Modenesi, Prof. Paulo J., Soldagem de ligas metálicas, outubro de 2001, artigo publicado no site: www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/metais_soldab.pdf, acessado em 01/04/2007.
- [8] Bracarense Professor: Alexandre Queiroz, Processo de soldagem TIG, Belo Horizonte, maio de 2000, artigo publicado no site: www.infosolda.com.br/download/61dpb.pdf, acessado em 05/02/2007.
- [9] Artigo Metalurgia da soldagem, ESAB, publicado no site www.esab.com.br/literatura/apostilas/Apostila%20Metalurgia%20da%20Soldagem.pdf, acessado em 19/06/2007.

[10] Artigo da Acesita publicado no site

www.losinox.com.br/downloads/palestra_batatais.pdf, acessado em 01/07/2007.

[11] Matweb, Material property data, www.matweb.com/search/GetKeyword.asp, acessado em 07/07/2007.

[12] Parâmetros para soldagem TIG, Site www.infosolda.com.br/nucleo/downloads/eo.pdf, acessado em 01/07/2007.

[13] Manual de fonte inversal 450/600, www.labsolda.ufsc.br, acessado em 05/07/2007.

[14] Preparação das amostras,

www.cefetsp.br/edu/jcaruso/metalurgia/experimento/sld009.htm, acessado em 05/06/2007.

[15] Struers, www.struers.com/default.asp?doc_id=191&admin_language=9, acessado em 05/07/2007.

[16] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). 1988. Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in austenitic stainless steels, A262-86. [Philadelphia Section 3, v.01.02.p.1-18.]