

AVALIAÇÃO DA TENACIDADE AO IMPACTO DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304 EM JUNTAS SOLDADAS

Marcos Alexandre Fernandes

Mestrando da Universidade São Francisco/PPG-ECM
eng_marcosfernandes@yahoo.com.br

Maurício de Carvalho Silva

Professor da Faculdade Politécnica Jundiaí
macasi11@yahoo.com.br

Neide Aparecida Mariano

Professora da Universidade São Francisco/PPG-ECM
neide.mariano@saofrancisco.edu.br

Resumo

O aço inoxidável austenítico AISI 304 é largamente utilizado em indústrias químicas, farmacêuticas e extração de petróleo. Sendo que em diversas destas aplicações é necessário o uso do processo de soldagem. Tal processo pode afetar de forma deletéria as propriedades mecânicas deste material. O objetivo deste trabalho é avaliar a tenacidade ao impacto de juntas soldadas de aço inoxidável AISI 304, através do ensaio de impacto Charpy tipo A. Os corpos-de-prova foram retirados de uma chapa com 12,7mm de espessura e com um chanfro 1/2V, foram soldados em dois passes utilizando o processo MIG/MAG. Nesses corpos-de-prova, os entalhes foram posicionados na zona afetada pelo calor (ZAC), próximo à zona de fusão e a energia média absorvida na temperatura ambiente foi de 20J. Esta redução drástica na energia de impacto absorvida pode ser atribuída às fases intermetálicas formadas durante o processo de soldagem, localizadas na região de grãos grosseiros da ZAC.

Palavras chaves: aço inoxidável austenítico; solda; tenacidade.

Abstract

The austenitic stainless steel AISI 304 is widely used by chemical and pharmaceutical industries as well as for oil extraction. Moreover, many of these applications require using the welding process. This process can deleteriously affect the mechanical properties of this material. The objective of this study is to assess the impact toughness of the welded joints of AISI 304 stainless steel, by means of the Charpy type A impact test. The test specimens were taken from a 12.7 mm thick plate with a 1/2V chamfer, and were welded in two steps using the MIG/MAG process. In these specimens, the indentations were positioned in the area affected by the heat (ZAC), near the fusion area and the mean energy absorbed in the room temperature was of 20J. This drastic reduction of the absorbed energy impact can be attributed to the intermetallic phases formed during the welding process, located in the region of the ZAC coarse grains.

Keywords: austenitic stainless steel, welding; toughness.

1. Introdução

Em 1896 o setor de física do laboratório da empresa Krupp-, em Essen na Alemanha, passou a ser chefiado pelo Dr. Breno Straub. Em 1906 o primeiro metalurgista, Dr. Eduard Maurer, começou a trabalhar neste setor. Maurer desenvolveu um trabalho experimental em Paris na área de tratamentos térmicos de aços, como tese de doutorado, em 1908 em Aachen. Entre 1908 e 1910, Straub e Maurer trabalharam com aços ao cromo e cromo-níquel, sendo que em 1910 introduziram os aços contendo 35% de níquel e 13 a 14% de cromo.

Em 1912 o inglês Harry Brearly, estudava uma liga Fe-Cr (13%) e quando estava realizando observações metalográficas verificou que a liga fabricada resistia à maior parte dos reagentes que utilizavam na época em metalografia. E foi Brearly que deu o nome a liga, chamando-a de “*Stainless steel*” que traduzindo quer dizer “aço que não mancha” (Padilha & Guedes, 1994).

Em 17 de outubro de 1912, a empresa Krupp deu entrada no setor de patentes do império alemão em Berlim ao pedido de patente DRP. 304126 (“Fabricação de objetos que exigem alta resistência à corrosão...”). Esta patente foi pouco depois, em 20 de dezembro de 1912 completada por outra DPR. 304159. Surgiram os aços inoxidáveis austeníticos V2A (V de *Versuch*, que significa experiência, e A de *Austenit*) contendo 20% de cromo, 7% de níquel e 0,25% de carbono (Padilha & Guedes, 1994).

A indústria química e as aplicações em altas temperaturas tinham então à sua disposição uma nova classe de materiais mais adequada para suas instalações em meios agressivos.

O descobrimento dos aços inoxidáveis significou um grande avanço no desenvolvimento de materiais resistentes à corrosão e à oxidação. Os aços inoxidáveis eram, todavia suscetíveis à chamada corrosão intergranular causada pelo empobrecimento em cromo nas regiões adjacentes aos contornos de grãos devido à precipitação de carboneto nestes locais. Para solucionar este problema, reduziu-se o teor de carbono e adicionou-se elementos com maior afinidade pelo carbono do que o cromo. Com isto, evita-se a formação de carbonetos de cromo nas regiões citadas (Padilha & Guedes, 1994; Callister, 2006).

A ampla utilização dos aços inoxidáveis austeníticos deve-se a uma combinação favorável de propriedades, tais como: resistência a corrosão e à oxidação, resistência mecânica a quente, trabalhabilidade e soldabilidade (Padilha & Guedes, 1994; Callister, 2006).

Pesquisadores ingleses, franceses e alemães foram os primeiros a observar esse fato e a desenvolver ensaios que permitissem avaliar o comportamento dos materiais em função da variação de temperatura. O objetivo era averiguar o comportamento dos materiais em baixas temperaturas (Padilha & Guedes, 1994; Callister, 2006).

Ao ensaiar os metais ao impacto, verificou-se que há uma faixa de temperatura relativamente pequena na qual a energia absorvida pelo corpo-de-prova cai apreciavelmente. Esta faixa é denominada temperatura de transição. O intervalo de transição é influenciado por certas características como: tratamento térmico, tamanho de grãos, encruamento, impurezas, elementos de liga, processos de fabricação, orientação do corpo-de-prova. Para os metais com estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada), como cobre, alumínio, níquel, aço inoxidável austenítico etc., não há temperatura de transição, ou seja, os valores de impacto não são influenciados pela temperatura. Por isto, esses materiais são indicados para trabalhos em baixíssimas temperaturas, como por exemplo, tanques criogênicos. Estes materiais também são aplicados em equipamentos das indústrias químicas, farmacêuticas, têxtil, do petróleo, do papel e celulose, nos equipamentos hospitalares, permutadores de calor, válvulas e peças de tubulações, etc. (Callister, 1999; Villares, 1991).

Em diversas destas aplicações é necessário o uso de operação de soldagem. A soldagem é o principal processo industrial de união de metais. Processos de soldagem e processos afins, são também largamente utilizados na recuperação de peças desgastadas e para aplicação de revestimentos de características especiais, freqüentemente de aço inoxidável sobre superfícies metálicas. Esta grande utilização se deve a diversos fatores e, em particular, à sua relativa simplicidade operacional. Apesar de sua utilização ampla, processos de soldagem e processos afins afetam mecânica, térmica e

metalurgicamente, em geral de uma forma intensa, o material soldado, assim como, regiões vizinhas a esta. Como resultado, pode ocorrer nestes locais alterações de microestrutura e de composição química, o aparecimento de um elevado nível de tensões residuais, a degradação de propriedades (mecânicas, químicas, etc.) e a formação de descontinuidades (Modenesi, 2001).

Durante os ciclos térmicos experimentados na soldagem, principalmente na zona afetada pelo calor (ZAC) e, dependendo do tempo de permanência no intervalo de temperaturas entre 650°C – 950°C podem ser precipitadas fases intermetálicas, como a fase sigma, que prejudicam as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão destes materiais. Além disso, na zona bruta de fusão e vizinhanças, pode-se notar a formação de ferrita delta (δ) com estrutura cristalina CCC (Cúbica de fase centrada).

Quando a soldagem é realizada em passes múltiplos, a probabilidade de existência dessas fases aumentam, pois as mesmas podem ser formadas durante o primeiro passe e crescer ou formar novas fases nos passes subsequentes. A maioria dos estudos feitos têm sido desenvolvidos na zona afetada pelo calor, principalmente na região mais próxima da linha de fusão (Villares, 1991; Mills, 1997).

Em alguns casos, trincas podem surgir no metal base adjacente à linha de fusão após soldagem. Esta forma de fissuração é muito menos comum do que a fissuração da zona fundida podendo ocorrer na soldagem com elevado grau de restrição ou de seções relativamente espessas (acima de 20mm) de certos tipos de aços inoxidáveis, particularmente os que contêm nióbio. As trincas formadas podem ser intergranulares, iniciando-se na zona afetada pelo calor (ZAC) ou nas regiões não misturadas e parcialmente fundida e se propagar para zona afetada pelo calor (ZAC). Alternativamente, as trincas podem se iniciar na superfície da peça adjacente à margem da solda e se propagar internamente na direção normal à superfície ou seguindo o contorno da solda (Modenesi, 2001; Mills, 1997).

As condições térmicas na soldagem estão caracterizadas por altos picos de temperatura, altos gradientes localizados de temperatura e rápidas flutuações destas temperaturas. Essas

mudanças têm grandes efeitos metalúrgicos, que para serem estudados, é preciso estabelecer os ciclos térmicos em cada ponto da solda para conhecer a natureza de fenômenos que esses ciclos geram. Por exemplo, na zona afetada pelo calor (ZAC) o balanço microestrutural é determinado pelas condições de aquecimento e resfriamento, pela temperatura máxima atingida e pelo tempo de permanência nessa temperatura (Villares, 1991; Giraldo, 1998).

O processo MAG – GMAW “*GÁS METAL ARC WELDING*” é utilizado para juntas mais espessas, aferindo uma maior produtividade. Trabalha-se, comumente, com corrente contínua. Transferência Spray (com gás de proteção de Ar com cerca de 2% O₂), e por curto circuito (com misturas Ar – CO₂ ou Ar-He-O₂-CO₂) podem ser usadas. Arames tubulares para soldagem destes aços já são comuns (Modenesi, 2001; Neves, 2004).

Os aços inoxidáveis austeníticos são relativamente simples de soldar, com exceção dos que contêm adição de enxofre para usinagem fácil. Esses aços apresentam coeficiente de expansão térmica maior (cerca de 45%), maior resistência elétrica e menor condutividade térmica dos que os aços baixo carbono. Nos aços com teor de carbono superior a 0,06%, carbonetos podem ser precipitados nos contornos de grão da zona afetada pelo calor (ZAC), durante o ciclo térmico de soldagem, prejudicando a resistência à corrosão (Modenesi, 2001; Souza, 1974).

2. Materiais e Métodos

Aços e Corpos-de-prova

As normas internacionais geralmente especificam a posição da retirada dos corpos-de-prova, nos produtos siderúrgicos, pois a região de onde eles são retirados bem como a posição do entalhe tem fundamental importância sobre os valores obtidos no ensaio. Neste trabalho, retirou-se corpos-de-prova tanto no sentido longitudinal como no transversal de laminação (Tebecherani, 1999).

A composição química do aço inoxidável austenítico AISI 304 que foi utilizado no presente trabalho está apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço estudado (% em peso)*

C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	Cu
0,037	0,43	1,13	0,002	18,06	8,03	0,10	0,043

*Nobrinnox – certificado de qualidade N° 4260

A partir de uma chapa retangular lisa com 12,5mm de espessura, 250mm de largura e 500mm de comprimento foram extraídas trinta amostras de seção quadrada de 10mm de lado e comprimento 55mm, sendo quinze amostras no sentido longitudinal e quinze amostras no sentido transversal de laminação da chapa. A orientação do entalhe no metal base na forma de um V, para o ensaio de Charpy tipo A apresentou um desvio do centro do entalhe com relação ao centro do corpo-de-prova inferior a 0,13mm, num valor médio de posição do entalhe de 27,63mm. Conforme ilustrado nas Figuras 1 e 2 a amostra foi preparada para o ensaio, conforme norma ASTM E23-02a.



Figura 1 – Disposição da traçagem dos corpos-de-prova sentido de laminação da chapa (longitudinal e transversal).



Figura 2 – Maçariqueiro executando o corte dos corpos-de-prova AISI 304.

Foi retirado também quatro corpos-de-prova quadrados, cujas medidas para o ensaio no metal soldado foi de 100mm, sendo duas destas amostras com chanfros tipo 1/2V a 45°, efetuando assim uma soldagem neste material pelo processo MAG utilizando consumíveis de soldagem (arames e gases) cuja a composição

química está apresentada na Tabela 2 e 3 respectivamente. A Figura 3 ilustra os corpos-de-prova extraídos.

O processo de soldagem utilizado foi o MAG-GMAW “GÁS METAL ARC WELDING” cujos parâmetros de soldagem e equipamentos utilizados estão especificados na Tabela 4 e na Figura 4 pode-se observar a execução do processo de soldagem.

Tabela 2 - Composição química do arame utilizado (% em peso)*

C	Mn	Cr	Si	Mo	Ni	S	Cu
0,013	1,746	19,837	0,815	0,024	10,500	0,012	0,048

*Weld-Inox Certificado de qualidade N°041520 ER-308-LSI AWS 5.9-93

Tabela 3 - Composição química do gás utilizado (% em peso)*

Argônio	CO ₂
96%	4%

*White Martins–Star gold Clean (catálogo do fabricante)



Figura 3 – Quatro corpos-de-prova aço inoxidável austenítico, com entalhe de charpy tipo A sem o processo de soldagem.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem*

Descrição	CP 1	CP 2
Espessura metal base	12,7 mm	12,7 mm
Chanfro	1/2 V	1/2 V
Medidas das chapas	100mm x 100mm	100mm x 100mm
Quantidade de passes	2 passes	2 passes
Voltagem 1° passe	18 V	18 V
Amperagem 1° passe	150 A	150 A
Voltagem 2° passe	20 V	20 V
Amperagem 2° passe	200 A	200 A
Voltagem 3° passe	-	-
Amperagem 3° passe	-	-
Temp. Inicial Peça	31° C	31° C
Temp. Final	425° C	365° C
Temperatura média	228° C	198° C

*Processo: MAG – GMAW; Equipamento: ESAB – LAB 400; Termômetro: Minipa; TAG: TE 003

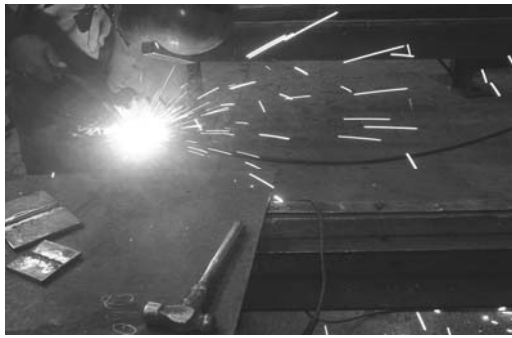


Figura 4 – Soldador executando soldagem no aço inoxidável austenítico – 304.

Após a soldagem foi retirado de cada corpo-de-prova três amostras com seção quadrada de 10mm de largura e 55mm de comprimento. O entalhe foi feito na zona afetada pelo calor (ZAC) na forma de um V, com desvio do centro do entalhe em relação ao centro do corpo-de-prova inferior a 0,13mm, num valor médio de posição do entalhe de 27,63mm. As Figuras 5 e 6 ilustram o corpos-de-prova cuja a preparação foi baseado na norma ASTM E23-02a.

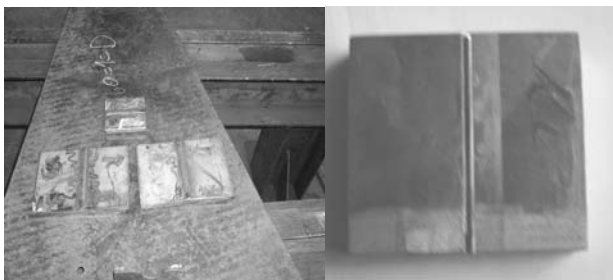


Figura 5 – Corpos-de-prova soldados de aço inoxidável austenítico com o entalhe tipo A para ensaio de Charpy na zona afetada pelo calor (ZAC).

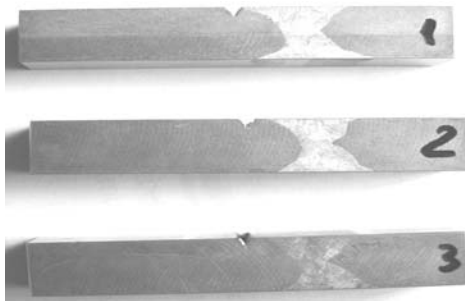


Figura 6 – Corpos-de-prova CP1 / CP2 / CP3 aço inoxidável austenítico 304 – Nas medidas para o ensaio de Charpy tipo A com entalhe na zona afetada pelo calor (ZAC).

Os primeiros trinta corpos-de-prova retirados inicialmente da chapa retangular lisa

com 12,7mm de espessura, 250mm de largura e 500mm de comprimento foi tomado como referência o sentido de laminação do material, longitudinal e transversal. Esses corpos-de-prova foram submetidos a um resfriamento por dez minutos nas temperaturas de -196°C , -100°C , -50°C , -10°C e 25°C .

O método de ensaio utilizado foi Charpy tipo A baseado na norma ASTM E370-03a. Para a realização dos ensaios, foi utilizado o equipamento LBM 016 com um pêndulo de impacto de 750 J (Lousenhausen PSW 75 Kg).

Os seis corpos-de-prova retirados das chapas submetidos ao processo de soldagem foram ensaiados da mesma maneira, porém, foram executados na temperatura ambiente, não sendo submetido a nenhum processo de resfriamento.

3. Resultados e Discussão

Os valores de máxima energia absorvida obtidos no material AISI 304, em diversas temperaturas de trabalho sem o processo de soldagem e tomando como referência os dois sentidos de laminação, estão apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 – Valores de energia absorvida em diversas temperaturas de trabalho em relação à laminação e entalhe (longitudinal e transversal), da chapa.

Temperaturas	Corte Laminação Longitudinal Entalhe Transversal	Corte Laminação Transversal Entalhe Longitudinal
	Valores Médios em Joule	Valores Médios em Joule
-196°C	287	138
-100°C	296	153
-50°C	277	171
-10°C	348	187
25°C	338	241

* Labmat

Os resultados para os corpos-de-prova que foram soldados pelo processo (MAG) nas temperaturas de 365°C e 425°C , de energia

absorvida na zona afetada pelo calor (ZAC) estão na Tabela 6.

Tabela 6 – Valores de energia absorvida na zona afetada pelo calor (ZAC) após soldagem.

Temperaturas Finais °C	Valores Médios em J
365°C	24
425°C	14

*Labmat

Devido à redução drástica da energia de impacto absorvida na zona afetada pelo calor (ZAC), quando comparado ao metal base, foi executado o ensaio de metalografia para averiguar as fases formadas na zona afetada pelo calor (ZAC) e vizinhanças. As Figuras 7 a 11 mostram as regiões aonde foi executado a metalografia, assim como, as microestruturas encontradas em cada região.

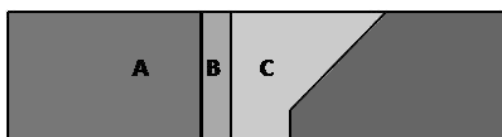


Figura 7 – Mapeamento das regiões aonde foram executados a Metalografia: **A** - Metal Base (MB) análise metalográfica; **B** - Zona Afetada pelo Calor (ZAC) análise metalográfica; **C** - Metal de Solda (MS) análise metalográfica.

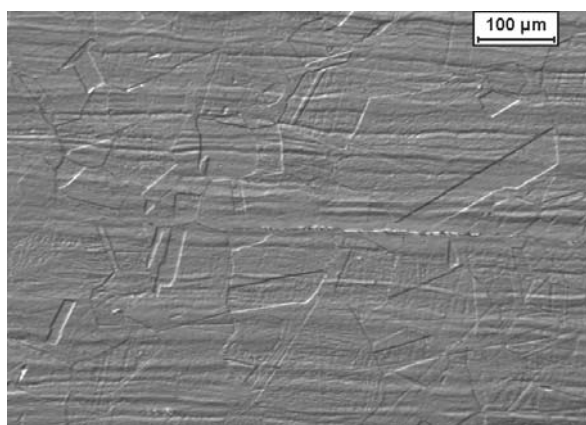


Figura 8 – Metalografia - Região A – Metal base (MB), ataque Oxálico 10% 6V cc, aumento 200x, microestrutura – Austenita + carbonetos + martensita induzida por deformação. OBS.: foto com luz polarizada.

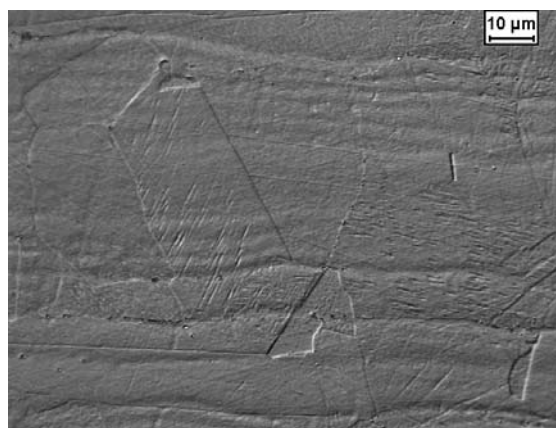


Figura 9 – Metalografia - Região A – Metal base (MB), ataque Oxálico 10% 6V cc, aumento 500x, microestrutura – Austenita + carbonetos + martensita induzida por deformação. OBS.: foto com luz polarizada.

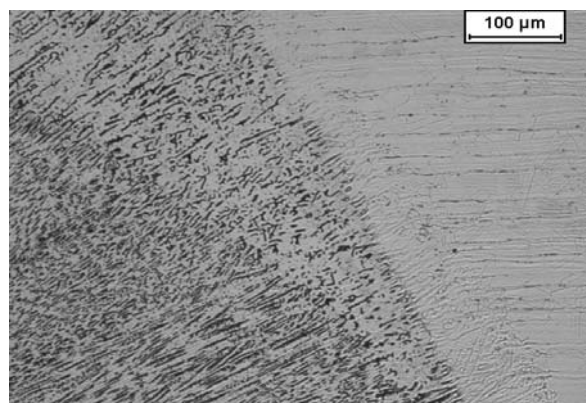


Figura 10 – Metalografia - Região B – Zona Afetada pelo Calor (ZAC), ataque Oxálico 10% 6V cc, aumento 200x, microestrutura – Indícios de formação de ferrita-δ.

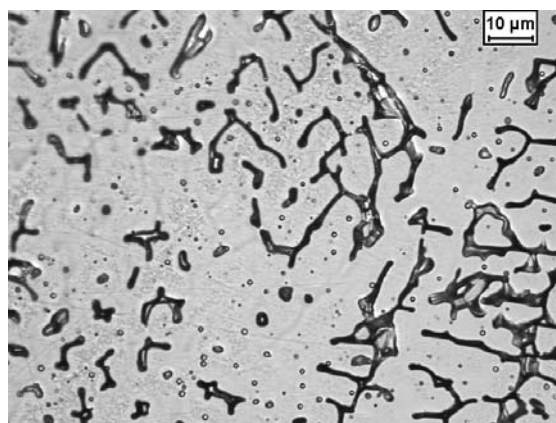


Figura 11 – Metalografia - Região C – Metal de solda (MS), ataque Oxálico 10% 6V cc, aumento 500x, microestrutura – formação de ferrita-δ.

Após a constatação da formação de ferrita delta (δ) nas regiões B e C, ou seja, na zona afetada pelo calor (ZAC) e no metal de solda (MS), utilizando o equipamento ferritoscópio, obtive em percentual, a quantidade de ferrita- δ apresentada em cada região.

Tabela 7 – Resultados referente à porcentagem de ferrita- δ encontrada nas regiões A B e C.

Regiões	Porcentagem	Conclusão
A - MB	Média de 0,6%	Atribuída a martensita induzida por deformação
B - ZAC	Média de 4,5%	Atribuída a ferrita- δ
C - MS	Média de 7%	Atribuída a ferrita- δ

Diante das situações de baixa energia absorvida após soldagem e a formação de ferrita delta (δ) foi utilizado o diagrama de Schaeffler para se estimar a microestrutura e as características de uma solda resultante de um determinado procedimento. Na Figura 12 apresento o diagrama de Schaeffler mostrando as regiões de desenvolvimento de problemas típicos na soldagem de aços inoxidáveis.

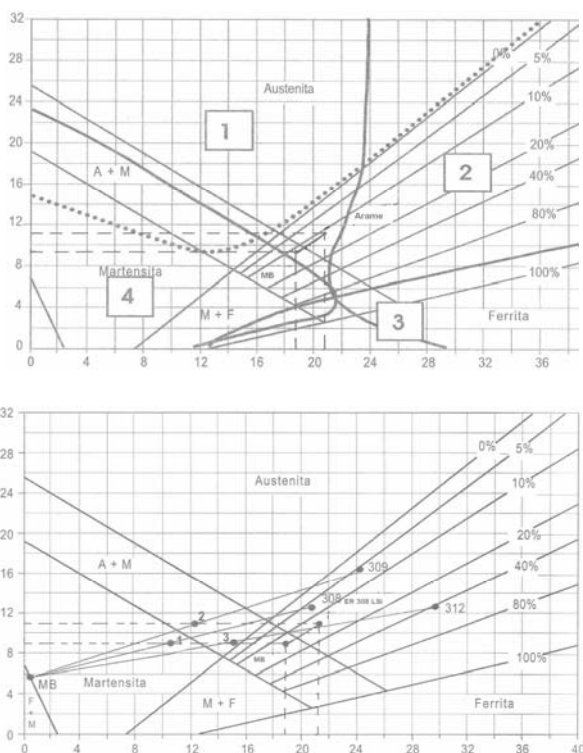


Figura 12 – Diagrama de Schaeffler entre o metal base (MB) e o metal de solda (MS) (Modenesi, 2001).

4. Conclusões

Com os resultados obtidos, é possível relacionar as seguintes conclusões:

4.1 Após a prática do ensaio de corpos-de-prova (sem soldar) Charpy tipo A do aço inoxidável austenítico AISI 304 em diversas temperaturas percebe-se os valores de tenacidade ao impacto para a direção longitudinal de laminação são maiores do que para a direção transversal. Os valores médios são 300J e 160J respectivamente.

4.2 Após a prática do ensaio de Charpy tipo A do aço inoxidável austenítico AISI 304, submetido ao processo de soldagem, em altas temperaturas os valores de impacto absorvido são baixíssimos (entre 14 e 24J) demonstrando que os parâmetros utilizados para este aço, apresentado neste trabalho, teve fundamental influência nos resultados obtidos.

4.3 Concluindo desta forma que, o processo de soldagem nestes aços inoxidáveis austenítico, devido o tempo de permanência em altas temperaturas, prejudica a tenacidade ao impacto do material, se for comparado o valor de energia absorvida pela zona afetada pelo calor (ZAC) com o metal base. Esta redução drástica na energia de impacto absorvida pode ser atribuída à ferrita formada durante o processo de soldagem, localizada na região de grãos grosseiros da ZAC.

4.4 No diagrama de Schaeffler aonde os valores são calculados entre o cromo e o níquel equivalente o metal base (MB) apresentou uma microestrutura austenítica + martensítica, já o metal de solda (MS) ficou próximo a região 2, onde é caracterizada pela formação de ferrita delta (δ) após aquecimento entre 300°C e 500°C. Estas formas de precipitação causam, em geral, uma redução na ductilidade e tenacidade do material.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem à empresa Labmat, ao Prof. Rodrigo Magnabosco, pela realização dos ensaios no laboratório da FEI e ao soldador Marcos Roberto pelo apoio.

6. Referências

- ASMT - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS; *Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials* (ASTM E23-02a); *Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products* (ASTM E370-03a), Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, vol. 03-01, 1991.
- CALLISTER, William D. *Ciência e Engenharia de Materiais Uma Introdução*: 6º ed. Salt Lake City Utah: Ltc, 2006.
- GIRALDO, C.P.S. *Precipitação de aços inoxidáveis*: Tese de doutorado apresentada na Universidade Nacional da Colômbia, 1998.
- MILLS W.J., *International Materials Reviews Fracture toughness of type 304 and 316 stainless steels and their weld*: volume 42 number 2, USA: ASM International, 1997.
- MODENESI, Paulo J. *Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis*: Osasco, Senai – 2001
- NEVES, Maurício David Martins. *Processos Metalúrgicos de Fabricação Soldagem*, Laboratório de Materiais UNIFEI. São Paulo, 2004.
- PADILHA, A. F. & GUEDES L.C., *Aços Inoxidáveis austeníticos*: São Paulo: Hemus Editora, 1994.
- SOUZA, Sérgio Augusto. *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos*: 4 ed. São Paulo Edgard Blucher, 1974.
- TEBECHERANI, Ciro Toledo Piza. *Aços Inoxidáveis*: São Paulo, 1999.
- VILLARES, *Aços Inoxidáveis martensíticos, austeníticos e aços endurecíveis por precipitação*: São Paulo, 1991.

Marcos Alexandre Fernandes
E-mail: eng_marcosfernandes@yahoo.com.br
Endereço: Rua Porto Feliz, 172 Vila Lemos
Campinas/SP CEP: 13100-468