

LAGAS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICAS AO MANGANÊS E ALUMÍNIO:
CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E SOLDABILIDADE [1]

José Eduardo S. A. Brandão [2]
Paulo Villani Marques [3]
Vicente T. Lopes Buono [3]

RESUMO:

Fez-se um estudo comparativo, em termos de soldabilidade metalúrgica, entre ligas austeníticas do sistema Fe-Mn-Al e aços inoxidáveis austeníticos convencionais ao Cr e Ni, objetivando compilar informações disponíveis na literatura e propor direções para continuidade da pesquisa e desenvolvimento experimental sobre a soldagem destas ligas alternativas, isentas de Cr e Ni.

ABSTRACT:

A comparative study, in terms of metallurgical weldability, was performed between austenitic Fe-Mn-Al alloys and conventional Cr-Ni stainless steel, aiming at compiling literature data and proposing directions for the continuity of research and experimental development of the welding of these alternative alloys without Cr and Ni.

1. INTRODUÇÃO:

O sistema Fe-Mn-Al tem sido pesquisado no Brasil [1-13] com o objetivo de se obter ligas inoxidáveis austeníticas, isentas de Cr e Ni, com possibilidade de uso opcional e competitivo em relação aos aços inoxidáveis austeníticos convencionais.

[1] Contribuição Técnica encaminhada ao I Seminário Brasileiro sobre Aços Inoxidáveis - São Paulo-SP, outubro de 1980.

[2] Eng^o Metalurgista, M. Sc., Prof. Assist. PUC/MG, ISOMONTE S/A.

[3] Físico, M. Sc., Prof. Assist DMT-UFMG.

Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG
Rua Espírito Santo, 35 - 2^o andar - Centro
30.160 - Belo Horizonte - M. G.

O interesse nacional [14] e mundial [15-18] por estas ligas e suas propriedades promissoras parece irreversível, já que patentes de produção industrial já foram anunciadas desde a década de 80 [19, 20].

A pesquisa e o desenvolvimento destes materiais se fundamentam na possibilidade de substituição parcial ou total do Cr e/ou Ni nos aços inoxidáveis pelo manganês, por seu efeito austenitizante, e pelo alumínio, pela formação de óxidos protetores.

Como matéria prima para confecção de utensílios, peças e componentes de uso generalizado, estas ligas serão submetidas a processos de conformação mecânica, térmicos e de união, sendo a soldagem por fusão um método prático e versátil, dentre outros, nesta última classe de processos.

Como este método implica em alterações microestruturais localizadas, mais ou menos intensas, com consequentes variações nas propriedades originais do material, seu conhecimento e controle são fundamentais para o desempenho adequado de componentes soldados.

Assim, neste trabalho é feito um estudo comparativo entre ligas Fe-Mn-Al e aços inoxidáveis da série 300, aproveitando o comportamento metalúrgico similar de seus elementos de liga, notadamente o alumínio/cromo e o manganês/níquel, e a extensa literatura e conhecimentos já adquiridos na soldagem dos aços inoxidáveis convencionais.

Cabe ressaltar que a literatura sobre a soldabilidade de ligas do sistema Fe-Mn-Al é relativamente pobre, determinando assim o caráter exploratório deste trabalho, que se enquadra dentro de um projeto mais amplo de estudo desta família de ligas, mais precisamente de ligas com 30% Mn, 6% Al e carbono entre 0,4 e 0,6%, que vem sendo desenvolvido pelo Departamento de Engenharia Metalúrgica da EE-UFMG.

A análise comparativa apresentada a seguir teve por princípio as seguintes proposições:

- Os dados sobre a soldagem dos aços inoxidáveis da série 300 foram colhidos em livros, artigos técnicos e catálogos;
- Os dados sobre a soldagem das ligas Fe-Mn-Al foram levantados a partir de experimentações em laboratório e na literatura ora disponível;
- Para permitir a comparação, deu-se ênfase às ligas Fe-Mn-Al essencialmente austeníticas como metal de base, com substituição total de Cr e Ni;
- Ligas bifásicas ($\alpha + \gamma$) como metal de base são citadas apenas para enriquecer o trabalho.

Finalmente, deve ser dito que a soldabilidade foi considerada sob os seguintes aspectos: processos de soldagem, consumíveis, metalurgia da soldagem e procedimentos de soldagem.

Ao final do trabalho são apresentadas observações conclusivas e listadas sugestões de encaminhamento de pesquisa experimental, visando coordenar esforços para acumular e sistematizar conhecimentos sobre o comportamento metalúrgico das ligas Fe-Mn-Al submetidas a ciclos térmicos de soldagem.

2. PROCESSOS DE SOLDAGEM:

A soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos pode ser feita por qualquer processo por fusão, resistência, fricção ou eletroescória, desde os mais comuns, como eletrodos revestidos, TIG, MIG ou arco submerso, até os menos usuais, como feixe de elétrons, LASER e plasma [21, 20].

Para as ligas Fe-Mn-Al, estudos tem sido feitos com o processo TIG, sem adição de metal, corrente contínua, polaridade direta [22-24], com resultados satisfatórios, observando-se um arco estável durante toda a operação de soldagem.

Em trabalhos com ligas bifásicas 55,5Fe-36,5Mn-7,4Al-0,13C austeno-ferríticas, Buschinelli e co-autores [22,23] observaram problemas de fusão com polaridade direta no processo TIG sem adição, responsabilizando a camada de óxidos, supostamente Al_2O_3 , que sobrenadava na poça de fusão, por tal efeito. Apesar disso, acredita-se que os meios de limpeza superficial disponíveis tanto em laboratório quanto em ambiente industrial sejam capazes e suficientes para remover a fina camada oxidada que poderia servir como obstáculo para a obtenção de uma junta soldada por fusão.

Referências à soldagem por feixe de elétrons [22] são preliminares e limitadas ligas bifásicas, enquanto que com o processo arame tubular [25] foi experimentado depositar material do tipo Fe-20Mn-4,5Al a partir de um eletrodo tubular de aço SAE 1003 com Mn e Al contidos no fluxo interno, obtendo-se relativo sucesso quando se utilizava uma mistura binária de CO_2+Ar como gás de proteção.

Com base nestas informações, acredita-se que se os metais de base forem soldáveis metalurgicamente, peças de ligas Fe-Mn-Al possam ser unidas e recuperadas por soldagem pelos processos até agora usados na soldagem de aços inoxidáveis convencionais.

3. CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM:

Para a soldagem de aços inoxidáveis convencionais, dispõe-se de eletrodos consumíveis na forma de eletrodo revestido, vareta, fita, arame sólido e arame tubular, sendo possível depositar metal inoxidável a partir de eletrodos com alma de aço carbono (eletrodos sintéticos), com alma parcialmente ligada (eletrodos semi-sintéticos) ou com alma totalmente inoxidável (eletrodos inoxidáveis) [26,27].

Além dessa gama relativamente grande de consumíveis e de processos, tem-se ainda disponíveis eletrodos estabilizados ao Nb

e eletrodos com baixo teor de C (eletrodos da classe L - "Low carbon") e ainda eletrodos com revestimentos adequados para a soldagem com corrente contínua ou alternada, do tipo "15" ou "16", conforme a AWS [28].

A perda de elementos de liga durante a soldagem, notadamente de Cr e Ni, é compensada através de consumíveis com teores destes elementos elevados em relação ao exigido para o metal de base, como ilustrado na Tabela I.

TABELA I - Composição Química do Metal de Base (AISI) e do Metal de Adição (AWS A5.4 e A5.9).

TIPO	% em peso, mínimo e máximo	
	Cromo	Níquel
AISI 304	18,00 - 20,00	8,00 - 10,50
AWS E 308	18,00 - 21,00	9,00 - 11,00
AWS ER 308	19,50 - 22,00	9,00 - 11,00
AISI 310	24,00 - 28,00	10,00 - 22,00
AWS E 310	25,00 - 28,00	20,00 - 22,50
AWS ER 310	25,00 - 28,00	20,00 - 22,50
AISI 321	17,00 - 19,00	9,00 - 12,00
AWS E 347	18,00 - 21,00	9,00 - 11,00
AWS ER 347	19,00 - 21,50	9,00 - 11,00
AISI 316	16,00 - 18,00	10,00 - 14,00
AWS E 316	17,00 - 20,00	11,00 - 14,00
AWS ER 316	18,00 - 20,00	11,00 - 14,00

Para processos com proteção gasosa inerte, TIG e MIG, o argônio, o hélio e misturas destes ou com oxigênio têm sido usadas com frequência, porém o uso de misturas binárias de Ar+CO₂ e ternárias de Ar+CO₂+O₂, típicas do processo MAG, são possíveis de serem usadas na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, desde que devidamente balanceadas com eletrodos com teores adequados de Cr e Ni.

Fluxos para soldagem ao arco submerso podem ser quimicamente neutros ou ativos, com a possibilidade de adicionar outros elementos de liga e compensarem teores de Cr e Ni, quando necessário.

Com relação às ligas Fe-Mn-Al, os trabalhos até agora divulgados referem-se à soldagem TIG sem adição, visando principalmente o estudo das variações microestruturais devidas ao ciclo térmico de soldagem.

Na soldagem TIG com proteção de argônio, observou-se que a composição química do metal de base e do metal fundido permanece essencialmente a mesma, sendo este um dado importante para o futuro desenvolvimento de consumíveis de soldagem, particularmente os que não envolvem o uso de fluxos e revestimentos. A Tabela II apresenta algumas observações experimentais.

TABELA II - Análise química do metal de solda (MS) e do metal de base (MB), % em peso [24].

LIGA	LOCAL	Fe	Mn	Al	Si	C	P	S
1 AB	MB	60,20	32,44	6,22	1,10	0,47	0,018	0,007
	MS	60,21	32,44	6,23	1,13	0,49	0,019	0,008
2 CD	MB	60,72	31,00	6,14	1,22	0,46	0,014	0,008
	MS	59,88	32,55	6,62	1,27	0,50	0,017	0,008

OBS.: Nitrogênio menor que 60 ppm em todos os casos.

Contudo, deve ser observado que na elaboração destas ligas há a necessidade de se usar técnicas especiais para se evitar perdas de Mn, Al e C, fato que também deverá ser considerado na concepção de fluxos e revestimentos para soldagem.

Buschinelli e co-autores [22], em ligas $\alpha+\gamma$, também observaram similaridade dos teores de Fe, Al e Mn no metal de base e metal de solda para os processos TIG sem adição em atmosfera de argônio e feixe eletrônico, enquanto que Lippert [25] depositou soldas com 20Mn-4,5Al a partir de um arame tubular de aço carbono, como citado anteriormente, sugerindo o uso de eletrodos sintéticos. Neste mesmo trabalho, obteve-se resultados operacionais satisfatórios utilizando-se a mistura binária 78Ar-25CO₂, porém o

autor chama a atenção para a possível perda de Al. Com 99Ar-10₂ e Ar puro ocorreu porosidade e falta de fusão nas soldas, sendo isto creditado, em parte, à umidade contida no fluxo interno ao arame.

4. METALURGIA DA SOLDAGEM:

Além de representar o maior grupo de aços inoxidáveis em uso, os austeníticos não apresentam transformações de fase no estado sólido, ou seja, mantém uma microestrutura austenítica na zona termicamente afetada durante todo o ciclo térmico de soldagem. A Tabela III lista a composição química e as propriedades mecânicas dos principais aços inoxidáveis da série AISI 300 [21].

A ausência de transformação martensítica e a boa tenacidade destes aços fazem com que estes não sejam susceptíveis à fissuração a frio, também conhecida como fissuração pelo hidrogênio.

Em termos de junta soldada, a microestrutura da solda difere em alguma extensão daquela do metal de base nos aços inoxidáveis convencionais. Estes aços são normalmente fornecidos após tratamento térmico de estabilização, isto é, aquecidos a temperaturas entre 1000 e 1100 °C e resfriados rapidamente ao ar ou em água, de modo a permitir a recristalização de sua matriz encruada e manutenção do carbono em solução sólida, resultando em uma estrutura austenítica com a menor quantidade possível de outros constituintes, em particular carbonetos [30]. Já o metal de solda pode apresentar quantidades variáveis de ferrita delta à temperatura ambiente, prevista pelo diagrama de equilíbrio do sistema Fe-Cr-Ni (70% Fe), e pelos diagramas de Schaeffler e DeLong, respectivamente figuras 1,2 e 3, sendo que a morfologia e a quantidade desta fase dependem da composição química (relação Cr/Ni) e da velocidade de resfriamento. Quanto maior esta velocidade, menor a extensão da transformação δ/γ .

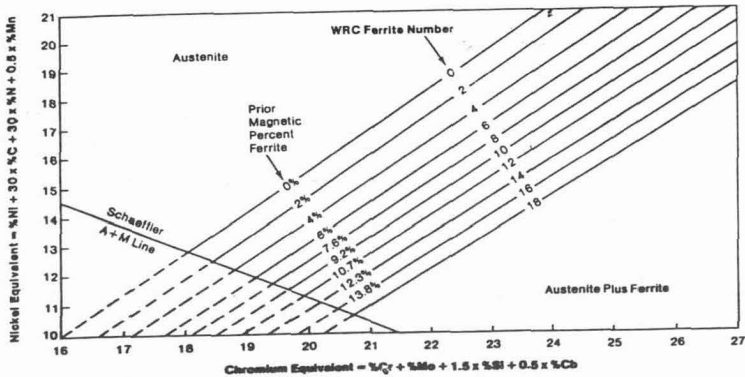


Fig. 3 - Diagrama de DeLong para metal de solda de aço inoxidável. [21]

A ocorrência de ferrita delta na zona fundida, dentro de certos limites, é desejável, pois, juntamente com outros fatores, favorece a resistência à fissuração a quente da solda. Além disso, a presença de ferrita delta na solda em certas quantidades é benéfica do ponto de vista da resistência à corrosão, tenacidade a baixas temperaturas e influi ainda nas propriedades magnéticas da junta [30].

A susceptibilidade à fissuração a quente na solda de aços inoxidáveis ao Cr e Ni pode ser minimizada ou evitada com um controle do nível de impurezas (P e S) no metal de base e/ou adição, do teor de N_2 absorvido durante a soldagem e da quantidade de ferrita delta formada na ZF, normalmente desejável entre 5 e 15% [31,32].

A decomposição da ferrita delta pode ocorrer, quando esta é exposta a temperaturas entre 600 e 850 °C, resultando na precipitação de uma fase fragilizante (fase σ) nos contornos de grão, com uma conseqüente perda de utilidade do material. Isto pode acontecer quando o teor de ferrita é superior a 10% ou quando o teor de cromo é elevado, acima de 25% [33].

Fissuração na ZTA pode ocorrer imediatamente após a soldagem e tem sido detectada nos aços contendo Nb, soldados com alto grau de restrição ou com espessuras acima de 18 mm. Evidências de formação de filmes líquidos de baixo ponto de fusão (liquação) têm sido observadas nas regiões submetidas a altas temperaturas e têm sido usadas para explicar este tipo de fissuração, que se intensifica com o aumento do tamanho de grão do metal de base devido ao ciclo térmico de soldagem.

Outro tipo de fissuração pode ocorrer na ZTA de aços inoxidáveis Cr/Ni ao Nb e Ti, conhecido como fissuração ao reaquecimento, durante tratamento térmico pós-soldagem ou durante serviço a alta temperatura. A causa para este tipo de trincamento é atribuída à formação de finos precipitados de carbonetos intergranulares que fragilizariam o material.

Quanto à corrosão, o uso de metal de adição com composições similares à do metal de base (Tabela I) e o controle da quantidade de ferrita no metal de solda geralmente são suficientes para se evitar problemas na solda. Entretanto, pode ocorrer corrosão intergranular preferencial nas regiões do metal de base aquecidas a temperaturas da ordem de 650 °C, causada pela precipitação de carbonetos do tipo $Cr_{25}C_6$ nos contornos de grão austeníticos, que levaria a um empobrecimento de cromo na matriz, nas regiões próximas dos contornos de grão, de forma que o material perderia localmente suas características de inoxidabilidade. A figura 4 ilustra o que foi dito.

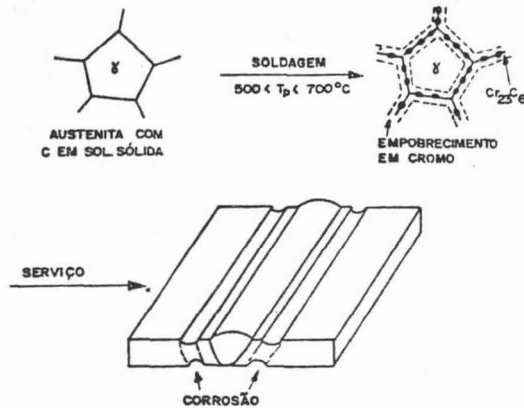


Fig. 4 - Mecanismo de corrosão intergranular baseado no empobrecimento de Cr das regiões adjacentes aos contornos de grão. [30]

O risco de corrosão intergranular pode ser minimizado pelo uso de metais de base estabilizados ao Nb e/ou Ti ou de baixo teor de carbono (tipo L), por um tratamento térmico de solubilização ou estabilização do componente soldado ou pelo uso de um processo de soldagem de alta intensidade, de modo a reduzir o tempo de permanência do material na faixa de temperatura crítica. No metal depositado, o problema pode ser solucionado pelo uso de consumíveis estabilizados ao Nb (eletrodo revestido e arame para MIG) ou ao Ti (varreta para TIG).

Corrosão sob tensão pode ocorrer devido à ação indireta da soldagem que causa tensões residuais que favorecem este tipo de corrosão.

Em resumo, a série 300 é, dentre aquelas dos aços inoxidáveis, a que apresenta melhor soldabilidade, tendo seu comportamento e seus problemas sido já intensamente estudados e equacionados, acumulando assim um extenso conhecimento e bibliografia sobre o assunto.

Por outro lado, as ligas inoxidáveis ao Mn/Al podem ser fornecidas após tratamento térmico de homogeneização a 900 °C seguido de resfriamento em água, garantindo assim uma microestrutura monofásica CFC (γ) [6,24], como a mostrada na figura 5.

Pelos diagramas até então conhecidos para o sistema Fe-Mn-Al, espera-se que acima de aproximadamente 1000-1100 °C ocorra uma região de estabilidade bifásica α/γ [2,3,6,7]. A figura 6 mostra um corte isotérmico do diagrama Fe-Mn-Al a 1000 °C.

Constatou-se em ligas austeníticas 32Mn6Al0,45C que o metal de base apresentou uma subregião da ZTA onde coexistem a austenita e a ferrita que é susceptível de transformação durante o ciclo térmico de soldagem TIG sem adição de metal, diferentemente dos aços inoxidáveis convencionais, como mostra a figura 7.

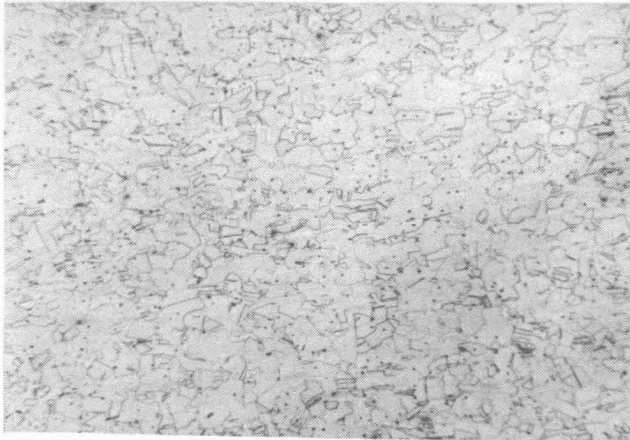
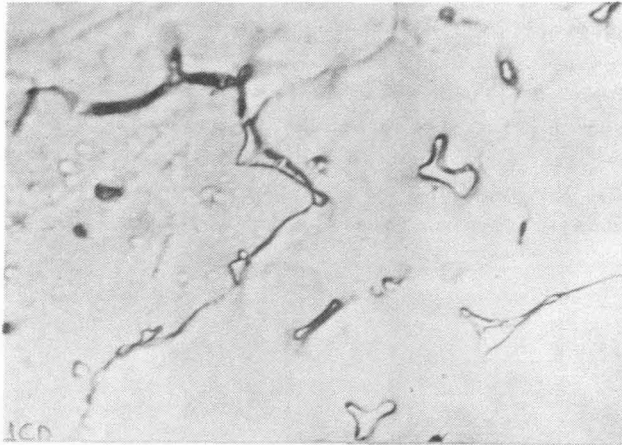


Fig. 5 - Microestrutura austenítica de uma liga 32Mn-6Al-1,25Si, com 0,45%C. [24]. Tamanho de grão ASTM: 7,8. Dureza HV5: 179, Tratamento térmico: 900 °C/1,5 h. Resfriamento em água. Nital 4%, 100 X.

Crescimento de grão austenítico também pode ser observado, compondo assim a morfologia da ZTA, vista também na figura 7.

A figura 8 mostra, em detalhe da figura 7, a subregião da ZTA onde coexistem a ferrita e a austenita.



**Fig. 8 - Microestrutura típica ferrita + austenita da ZTA da solda da liga 32Mn-6Al-0,45C.
Nital 4% - 1600 X. [24]**

Quanto à zona fundida, no estado como soldada, verificou-se a presença de uma estrutura bruta de fusão típica, caracterizada pela presença de ferrita intradendrítica na matriz austenítica, como mostrado na figura 8, sugerindo uma solidificação dendrítica primária em austenita, induzindo o aparecimento da 2ª fase entre os ramos dendríticos.

A presença da ferrita, tanto na ZTA quanto na ZF parece não afetar a soldabilidade metalúrgica destas ligas, nos teores encontrados, em média de 2,2%, medidos através de medidor magnético, com apalpador puntual.

Como para os aços inoxidáveis ao Cr/Ni, diagramas para predição do teor de ferrita modificados para Fe-Mn-Ni-Cr e Fe-Mn-Ni-Al têm sido propostos [34,35], além, é claro, da possibilidade de se medir o teor de ferrita diretamente em amostras metalográficas ou, indiretamente, pela capacidade de magnetização da solda.

Lippert [25] detectou teores de 1,8 e 2,1 de ferrita (Ferrite Number - FN) em ligas com 1,0 e 0,5%C, respectivamente, alcançando valores de resistência mecânica acima de 90 ksi.

Para ligas austeníticas com carbono mais elevado (30Mn8Al0,75C), constatou-se [24] presença de trincas transversais e longitudinais ao eixo do cordão de solda TIG sem adição. Como pretende-se centrar o desenvolvimento em ligas de médio e baixo teor de carbono, a ocorrência de fissuração a quente em ligas com teor de carbono acima de 0,75% pode contribuir para o estudo e caracterização do sistema Fe-Mn-Al, sugerindo um limite de carbono que representa um compromisso entre resistência mecânica e soldabilidade.

Neste sistema também se detectou diferentes produtos de decomposição da austenita no envelhecimento, tais como a fase Mn- β , rica em Mn, a fase K, carboneto complexo tipo $(Fe,Mn)_xAlC_x$ e o composto intermetálico tipo $FeMn_4$, que seriam fases responsáveis por fragilização e perda de resistência à corrosão, existindo indicações de que um aumento na dureza, devido à fase K, seria considerável, tornando estas ligas endurecíveis por precipitação [9,10].

5. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM:

Em função da extensa gama de estudos e informações até então compiladas, é possível dizer que, para os aços da série 300, estão definidas as principais variáveis, essenciais ou não, que

determinam procedimentos de soldagem que qualificariam soldas com características aceitáveis pelas principais normas e códigos de projeto e soldagem utilizados.

Como exemplo, pode-se citar [30]:

- Não necessidade de pré-aquecimento na soldagem;
- Controle do teor de ferrita na zona fundida e de elementos de liga e impurezas no eletrodo, para evitar fissuração a quente;
- Possibilidade de utilização de aços e eletrodos estabilizados ao Nb e/ou Ti ou baixo C, para evitar corrosão intergranular;
- Possibilidade de tratamento térmico de solubilização ou estabilização a aproximadamente 860 °C, para evitar corrosão intergranular e
- Utilização de baixa energia de soldagem.

Já para as ligas Fe-Mn-Al seriam as seguintes as considerações:

- Pré-aquecimento: A ZTA formada por uma subregião de crescimento de grão e outra bifásica ($\alpha+\gamma$) sugere que este deve ser evitado;
- Necessidade de se controlar o teor de C, Mn e N_2 na liga, devido serem elementos formadores de fases fragilizantes;
- Não sensível à corrosão intergranular;
- Limitação no teor de C nas ligas comerciais soldáveis ($< 0,45\%$);
- Tratamentos térmicos de solubilização ou estabilização para restituir a microestrutura austenítica original e
- Energia de soldagem: normalmente se requer uma união com a menor energia possível operacionalmente, que garantiria, no mínimo, uma menor "agressão" à junta soldada, em termos de ZTA.

6. OBSERVAÇÕES FINAIS:

Apesar do sistema Fe-Mn-Al ser objeto de pesquisa e caracterização a nível nacional e internacional, nota-se que estudos de soldabilidade de sua família austenítica são escassos.

O fato de se querer levar adiante estudos ligados às aplicações industriais destas ligas não prejudica o programa de desenvolvimento e aquisição de conhecimentos básicos da sua metalurgia mas contribui, já que as transformações microestruturais devidas ao ciclo térmico de soldagem ajudam a compreender mais estes fenômenos, num universo mais restrito.

Propõe-se em seguida alguns encaminhamentos para continuidade da pesquisa de soldabilidade, numa tentativa de compilação e sistematização de informações:

- Caracterização mecânica das juntas soldadas;
- Estudo da susceptibilidade à corrosão intergranular de juntas soldadas com diferentes aportes de energia;
- Estudo da influência do C, Mn e N₂ na soldabilidade metalúrgica das ligas;
- Soldagem TIG e MIG com adição, em um e/ou vários passes;
- Levantamento do ciclo térmico de soldagem, para correlação com a microestrutura resultante e
- Estudo comparativo de gases/misturas e sua influência nas propriedades físicas, químicas e mecânicas das juntas soldadas.

7. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. TSCHIPTSCHIN, A. P. et alli. Aço Inoxidável Austenítico ao Manganês e Alumínio. Metalurgia, ABM 36(2), 1980. pp. 81-3.
2. BRANCO, J. R. T. & BORATO, F. J. M. Domínio da Fase Austenítica do Sistema Fe-Mn-Al a 1000°C. Anais do XXXVI Congresso Anual da ABM. ABM, São Paulo, 1981. pp. 175-85.
3. BUONO V. T. L et alli. Transformação Austenita-Ferrita no Aquecimento de Ligas Fe-Mn-Al-C. Anais do Seminário de Metalurgia Física e Tratamentos Térmicos. ABM, São Paulo, 1984. pp. 75-85.
4. QUEIROZ, G. C. G. et alli. Deformação a Quente e a Frio do Sistema Fe-Mn-Al-C. Anais do Seminário de Metalurgia Física e Tratamentos Térmicos. ABM, São Paulo, 1986. pp. 51-62.
5. QUEIROZ C. et alli. Estabilidade Estrutural de um Aço Austenítico do Sistema Fe-Mn-Al na Faixa de 500 a 800 °C.

- Anais do II Encontro de Tecnologia e Utilização de Aços Nacionais. ABM/COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, 1987. pp. 298-308.
6. BRANCO, J. R. T. Determinação Experimental do Domínio da Fase Austenítica do Sistema Fe-Mn-Al a 1000°C. Dissertação de Mestrado. DMT-UFGM. 1982.
 7. ARABE, M. V. C. Análise Estrutural e Propriedades Mecânicas de Ligas Fe-33Mn-8Al-1,4Si Contendo 0,8 e 0,8% C. Dissertação de Mestrado. DMT-UFGM. 1986.
 8. CASTELETTI, L. C. & SPINELLI, D. Propriedades Mecânicas de um Aço Austenítico do Sistema Fe-Mn-Al. Anais do XXXVI Congresso Anual da ABM. ABM, São Paulo, 1981. pp. 299-315.
 9. BUONO, V. T. L. et alii. Precipitação da Fase K em Ligas Austeníticas do Sistema Fe-Mn-Al. Anais do 8^o CIBECIMAT. São Paulo, 1988. pp. 147-50.
 10. GODOY, G. C. et alii. Precipitation in Fe-Mn-Al-Si-C Austenitic Alloys in the Temperature Range 500 to 800 °C. Proceedings of The 6th International Congress on Heat Treatment of Materials. Chicago, 1988. pp. 235-8.
 11. CINTHO, D. M. et alii. Processamento e Caracterização de uma Chapa Fina de Aço FEMNAL para Estampagem. Anais do 8^o CIBECIMAT. São Paulo, 1988. pp. 301-4.
 12. NASSOUR, A. C. & BUENO, L. O. Estudo Preliminar do Envelhecimento de um Aço Fe-Mn-Al na Faixa de Temperatura de 500 a 800 °C. Anais do XLII Congresso Anual da ABM. Salvador, 1987. pp. 143-60.
 13. LINS, V. F. C. Cinética da Oxidação ao Ar de uma Liga do Sistema Fe-Mn-Al nas Temperaturas de 600-800°C. Anais do 7^o CIBECIMAT. Florianópolis, 1986. pp. 319-22.
 14. Tendências Atuais na Substituição de Materiais. Metalurgia, ABM 44(8). 1988.
 15. ALESSENKO, M. F. et alii. Phase Composition, Structure and Properties of Low-Density Steel 9Gr28Yu9MVB. Metal Science, 14(3-4), 1972. pp. 187-9.
 16. CHARLES, J. et alii. New Cryogenic Materials: Fe-Mn-Al Alloys. Metal Progress, May, 1981. pp. 71-4.
 17. WANG, R. et alii. New Stainless Steel Without Nickel or Chromium for Marine Applications. Metal Progress, 123. pp. 72-6.
 18. JAHN, M. Thermomechanical Treatment and Precipitation Hardening of a FEMNAL Alloy. Proceedings of The 6th

International Congress on Heat Treatment of Materials.
Chicago, 1988. pp.239-43.

19. CAIRNS Jr., R. E. & HAM, J. L. Aluminum-Manganese Iron-Alloys. U. S. Patent N^o 3,111,405. Nov. 1963.
20. RICHARDSON, W. H. Iron-Aluminum Alloys. U. S. Patent N^o 3,193,386. Jul. 1965.
21. Welding of Stainless Steel and Other Joining Methods. A Designer's Handbook Series. AISI, Apr. 1979.
22. BUSCHINELLI A. J. A. et alli. Estudos Preliminares da Soldabilidade de Ligas Austeníticas à Base de Fe-Mn-Al. Relatorios Tecnicos UFSC. 1990.
23. BUSCHINELLI, A. J. A. & DUTRA, J. C. Transformações Microestruturais na Soldagem TIG de uma Liga Fe-Mn-Al. Metalurgia, ABM 38(291), 1982. pp. 85-9.
24. BRANDAO, J. E. S. A. Soldabilidade Metalúrgica de Ligas Fe-Mn-Al-Si-C. Dissertacao de Mestrado. DMT-UFMG. 1987.
25. LIPPERT A. K. & AIDUN, D. K. Characterization of a Chromium-Free, Nickel-Free Austenitic Weld Metal. Weld. J., 66(9). 1987. pp. 29-32.
26. Manual Técnico de Aços Inoxidáveis - Características Básicas e Cuidados. Cia. de Aços Especiais Itabira-ACESITA.
27. Ligas Especiais e Inoxidáveis. ELETROMETAL S/A.
28. ASME Seção II - Especificação de Materiais - Parte C -Varetas de Solda Eletrodos e Metal de adição. Tradução IBP. SFA 5.4 e 5.9.
29. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Handbook. V.6 - Welding and Brazing. 8.ed.
30. MARQUES, P. V. et alli. Curso de Metalurgia da Soldagem. FCO/DMT-UFMG, Belo Horizonte, 1988.
31. OGAWA, T. & TSUNETOMI, E. Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels. Weld. J., 61(3)., 1982. pp. 82s-93s.
32. CIESLAK, M. J. et alli. Solidification Cracking and Analytical Electron Microscopy of Austenitic Stainless Steel. Weld. J., 61(1), 1982. pp. 1s-8s.
33. CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. ABM, São Paulo, 1977. 4. ed. 350p.

34. SUUTALA, N. Effect of Manganese and Nitrogen on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds. Met. Trans. A, 13A(12), 1982. pp. 2121-30.
36. OLSON, D. L. Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties. Weld. J., 64(10), 1985. pp. 281s-95s.

TABELA III - AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

TIPO AISI (UNS)	ANÁLISE QUÍMICA % (MAX. EXCETO INDICAÇÃO CONTRÁRIA)									PROPRIEDADES MECÂNICAS NOMINAIS CHAPA RECOZIDA (EXCETO INDICAÇÃO CONTRÁRIA)					
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Outros	Limite Resistência ksi/MPa	Limite Escorregamento (0,2%) ksi/MPa	Alongamento em 2 (50,80mm) %	Dureza	Forma do Produto	
201 (S20100)	0.15	5,50/7,50	0.060	0.030	1.00	16,00/18.00	3,50 5.50		0.25N	95	655	45	310	40	B90
202 (S20200)	0.15	7,50/10.00	0.060	0.030	1.00	17.00/19.00	4.00 6.00		0.25N	90	612	45	310	40	B90
205 (S20500)	0.12/0.25	14.00/15.50	0.030	0.030	0.50	16.50/18.00	1.00/1.75		0.32/0.40N	120.5	831	69	476	58	B98 (Chapa)
301 (S30100)	0.15	2.00	0.045	0.030	1.00	16.00/18.00	6.00 8.00			110	756	40	276	60	B85
302 (S30200)	0.15	2.00	0.045	0.030	1.00	17.00/19.00	8.00/10.00			90	612	40	276	50	B85
302B (S30215)	0.15	2.00	0.045	0.030	2.00/3.00	17.00/19.00	8.00/10.00			95	655	40	276	55	B85
303 (S30300)	0.15	2.00	0.20	0.15 (mm)	1.00	17.00/19.00	8.00/10.00	0.60*		90	621	35	241	50	(Barra)
303Se (S30323)	0.15	2.00	0.20	0.060	1.00	17.00/19.00	8.00/10.00		0.15Se (mm)	90	621	35	241	50	(Barra)
304 (S30400)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	18.00/20.00	8.00/10.50			84	579	42	290	55	B80
304L (S30403)	0.030	2.00	0.045	0.030	1.00	18.00/20.00	8.00/12.00			81	558	39	269	55	B79
S30430	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	17.00/19.00	8.00/10.00		3.00/4.00Cu	73	503	31	214	70	B70 (Fio)
304N (S30451)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	18.00/20.00	8.00/10.50		0.10/0.16N	90	621	48	331	50	B85
305 (S30500)	0.12	2.00	0.045	0.030	1.00	17.00/19.00	10.50/13.00			85	586	38	262	50	B80
308 (S30800)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	19.00/21.00	10.00 12.00			115	793	80	352	40	(Fio)
309 (S30900)	0.20	2.00	0.045	0.030	1.00	22.00/24.00	12.00/15.00			90	621	45	310	45	B85
309S (S30908)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	22.00/24.00	12.00/15.00			90	621	45	310	45	B85
310 (S31000)	0.25	2.00	0.045	0.030	1.50	24.00/26.00	19.00 22.00			95	655	45	310	45	B85
310S (S31008)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.50	24.00/26.00	19.00 22.00			95	655	45	310	45	B85
314 (S31400)	0.25	2.00	0.045	0.030	1.50/3.00	23.00/26.00	19.00 22.00			100	689	50	345	40	B85
316 (S31600)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	16.00/18.00	10.00/14.00	2.00 3.00		84	579	42	290	50	B79
316F (S31620)	0.08	2.00	0.20	0.10 (mm)	1.00	16.00/18.00	10.00/14.00	1.75 2.50		85	586	38	262	60	B85
316L (S31603)	0.030	2.00	0.045	0.030	1.00	16.00/18.00	10.00/14.00	2.00 3.00		81	558	42	290	50	B79
316N (S31651)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	16.00 18.00	10.00/14.00	2.00 3.00	0.10/0.16N	90	621	48	331	48	B85
317 (S31700)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	18.00/20.00	11.00/15.00	3.00 4.00		90	621	40	276	45	B85
317L (S31703)	0.030	2.00	0.045	0.030	1.00	18.00/20.00	11.00 15.00	3.00 4.00		86	593	38	262	55	B85
321 (S32100)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	17.00/19.00	9.00 12.00		5xC Ti (mm)	90	621	35	241	45	B80
329** (S32900)	0.10	2.00	0.040	0.030	1.00	25.00/30.00	3.00 6.00	1.00 2.00		105	724	80	352	25	230 (Barral)
330 (N08330)	0.08	2.00	0.040	0.030	0.75/1.50	17.00/20.00	34.00/37.00		0.10Ta 0.20Nb	80	552	38	262	40	B80
347 (S34700)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	17.00/19.00	9.00/13.00		10xC Nb + Ta (mm)	95	655	40	276	45	B85
348 (S34800)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	17.00/19.00	9.00/13.00		10xC Nb + Ta (mm) 1Ta 0.10 - 0.20 Co (max)	95	655	40	276	45	B85
384 (S38400)	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	15.00/17.00	17.00/19.00			75	517	35	241	55	B70 (Fio)

* ADICIONADO POR OPÇÃO DO FABRICANTE

** LIGA DUPLEX - AUSTENITA + FERRITA

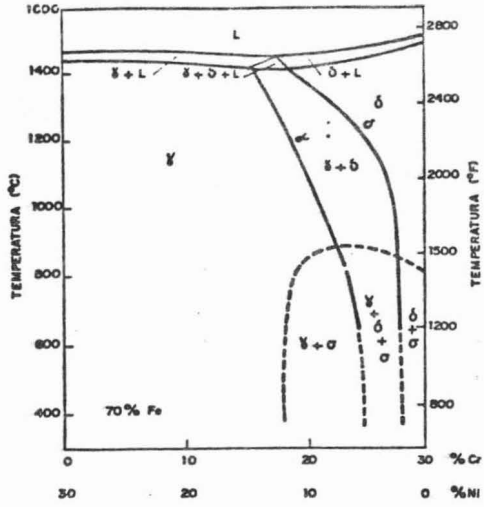


Fig. 1 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni, para um teor de Fe de 70% . [30]

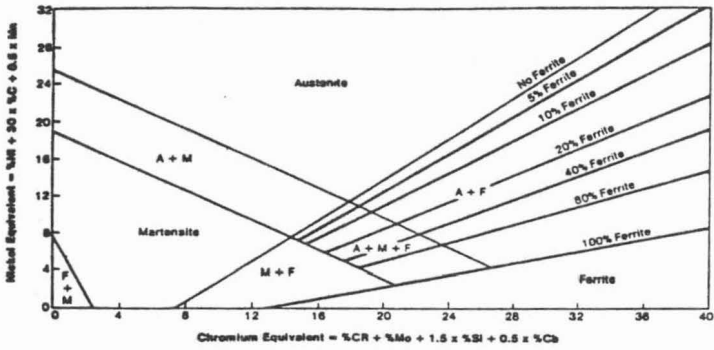


Fig. 2 - Diagrama de Schaeffler para metal de solda de aço inoxidável. [21]

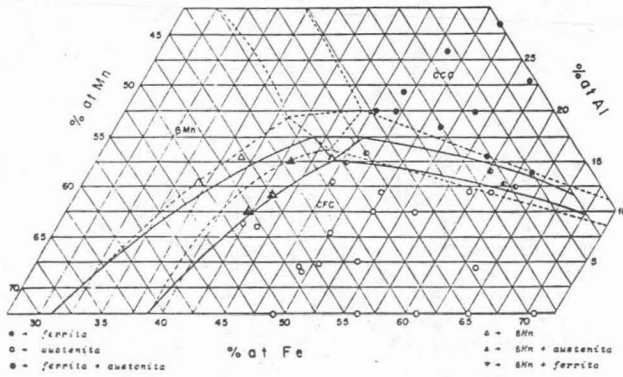


Fig. 6 - Corte isotérmico do sistema Fe-Mn-Al a 1000 °C.
Linhas contínuas conforme Branco e Borato e linhas
descontínuas conforme Chakrabarti. [2]

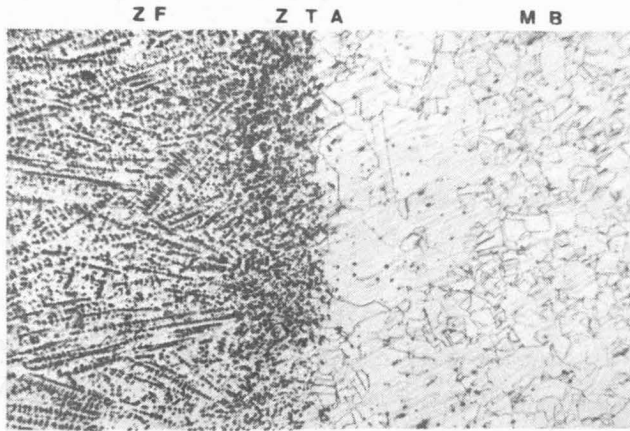
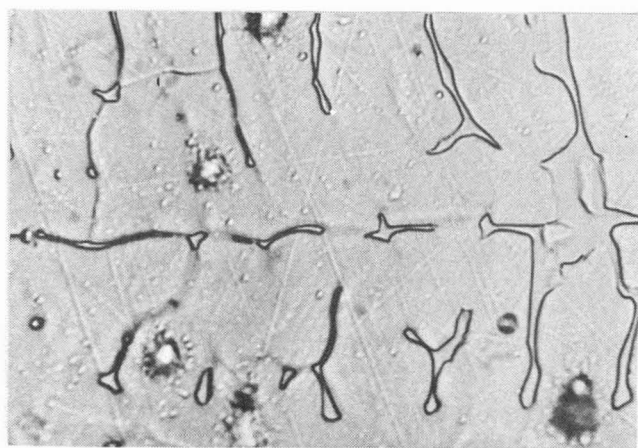


Fig. 7 - Junta soldada da liga 32Mn6Al0,45C pelo processo
TIG sem adição, com 4,3 KJ/cm, CC⁻.
Nital 4%, 100 X. [24]



(a)



(b)

Fig. 9 - Microestrutura típica da solda da liga 32Mn-6Al com 0,45%C. Nital 4%, (a) 100X, (b) 1600 X.