

EFEITO DOS GASES DE PROTEÇÃO NA MICROESTRUTURA E NAS CINÉTICAS DE OXIDAÇÃO A ALTAS TEMPERATURAS AO AR DE JUNTAS SOLDADAS DE UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ATRAVÉS DO PROCESSO MIG/MAG

André de Albuquerque Vicente ¹

Débora Arruda Cabral ²

Denise Crocce Romano Espinosa ¹

Jorge Alberto Soares Tenório ¹

Resumo

Foram estudadas as microestruturas e as cinéticas de oxidação a altas temperaturas ao ar de quatro juntas soldadas de um aço inoxidável austenítico produzidas através do processo MIG/MAG com diferentes gases de proteção. Utilizou-se o metal de adição 22.12.HT e diferentes gases de proteção: 100% Ar, Ar + 2% CO₂, Ar + 4% CO₂ e Ar + 20% CO₂. Para cada mistura gasosa, foi soldado um corpo de prova. Estudou-se a variação das frações volumétricas de ferrita delta em função dos diferentes gases de proteção utilizados. Observou-se aumento no teor de carbono e consequente diminuição das frações volumétricas de ferrita delta, diminuições significativas nos teores de Cr, Si e Mn em relação à composição química do consumível de soldagem e consequente diminuição da resistência à oxidação a altas temperaturas ao ar dos metais depositados com gases de proteção com maiores concentrações de CO₂.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis; Gases de proteção; Fração volumétrica; Oxidação a altas temperaturas; MIG/MAG.

EFFECT OF SHIELDING GAS IN MICROSTRUCTURE AND KINECTICS OF HIGH TEMPERATURE OXIDATION IN AIR OF WELDED JOINTS OF AN AUSTENITIC STAINLESS STEEL THROUGH THE MIG/MAG PROCESS

Abstract

The microstructures and the high temperature oxidation kinectics in air of four welded joints of austenitic stainless steel produced by the MIG/MAG process with different shielding gases were studied. Were used the welding wire 22.12.HT, and different shielding gases: 100% Ar, Ar + 2% CO₂, Ar + 4% CO₂ and Ar + 20% CO₂. For each gas mixture was welded a specimen. The variation of the volume fractions of delta ferrite according to the different shielding gases used, were studied. There was an increase in carbon content and decreasing of volume fraction of delta ferrite, a decrease in Cr, Si and Mn content when compared with the chemical composition of the welding wire decreasing the high temperature oxidation resistance in air of weld metals deposited with shielding gases with higher concentrations of CO₂.

Keywords: Stainless steels; Shielding gases; Volume fraction; High temperature oxidation; MIG/MAG.

I INTRODUÇÃO

Além do ferro, cromo e níquel, os aços inoxidáveis têm em sua composição outros elementos químicos que podem estabilizar a ferrita e a austenita. Levando em conta os seus efeitos ferritizantes e austenitizantes, Schaeffler [1] agrupou estes elementos em duas expressões denominadas de cromo equivalente e níquel equivalente, respectivamente

e propôs um diagrama que é apresentado na Figura 1. O diagrama de Schaeffler não é um diagrama de equilíbrio. Ele foi determinado experimentalmente com o objetivo de prever-se o teor de ferrita delta em soldas de aços inoxidáveis.

Além das expressões de cromo equivalente ($C_{req} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$) e de níquel

¹Departamento de Engenharia Química, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, SP, Brasil. E-mail: andre.vicente@usp.br

²Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, SP, Brasil.



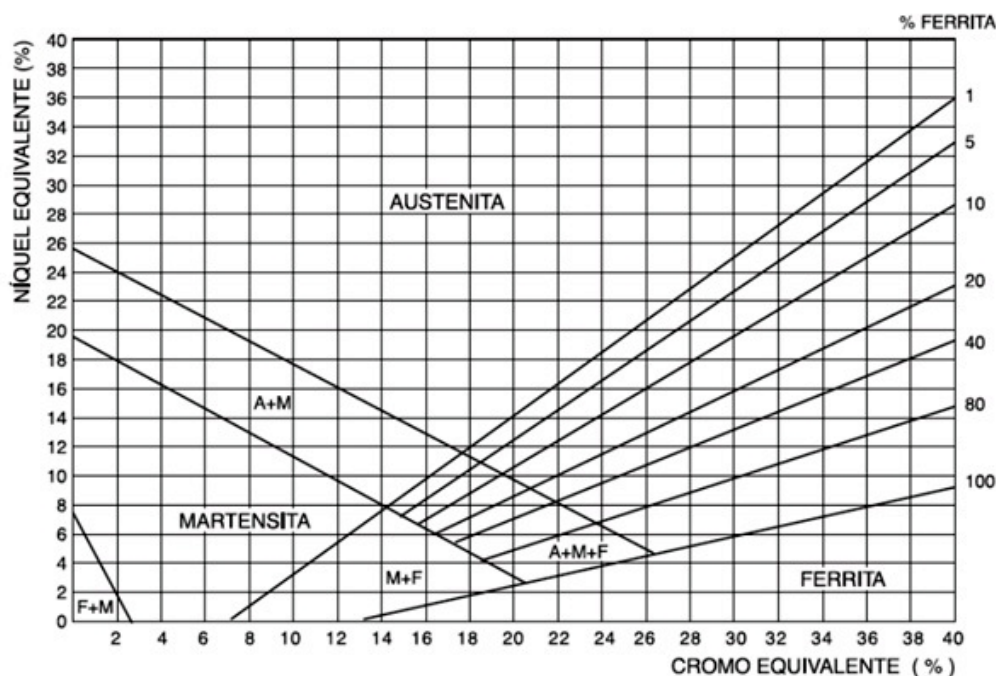


Figura 1. Diagrama de Schaeffler [1].

equivalente ($Nieq = \%Ni + 0,5\%Mn + 30\%C$) propostas por Schaeffler, foram sugeridas na literatura várias outras expressões incorporando outros elementos, utilizando outras condições de solidificação e diferentes composições químicas [2-8].

A primeira alteração marcante foi feita por Delong [9], que inclui o efeito austenitizante do nitrogênio. Dependendo das condições de solidificação, os fatores para os elementos nas expressões de cromo e níquel podem variar bastante e alguns elementos que não influem nas expressões, dependendo do processo, podem ser importantes ao tratar-se de diferentes modos de solidificação.

Tomando-se como exemplo um aço inoxidável austenítico do tipo AISI 316, o qual solidifica através de uma solidificação ferrítica-austenítica, O. Hammar e U. Svensson [6] mostraram que a adição de carbono e nitrogênio no aço diminui a fração de ferrita δ primária até chegar ao ponto em que se formava austenita primária. Existe, portanto, um valor de carbono equivalente que pode mudar o modo de solidificação deste aço. A Figura 2 mostra a variação da fração de ferrita primária em função do carbono equivalente segundo a fórmula $C_{eq} = \%C + 0,65\%N$ em peso.

Assim, O. Hammar e Svensson [6] propuseram uma nova relação para valores de cromo e níquel equivalentes colocando o efeito do nitrogênio e carbono para o níquel e o efeito do titânio para o cromo. Afim de prever o modo de solidificação dos aços inoxidáveis através das expressões de cromo e níquel equivalentes propostas por O. Hammar e Svensson [6,10], Suutala e Moio [11] rearranjaram os resultados obtidos em diversos trabalhos [5,7,12-16] com diferentes velocidades de solidificação. Quando a relação $C_{req}/Nieq < 1,5$ a solidificação poderá ser

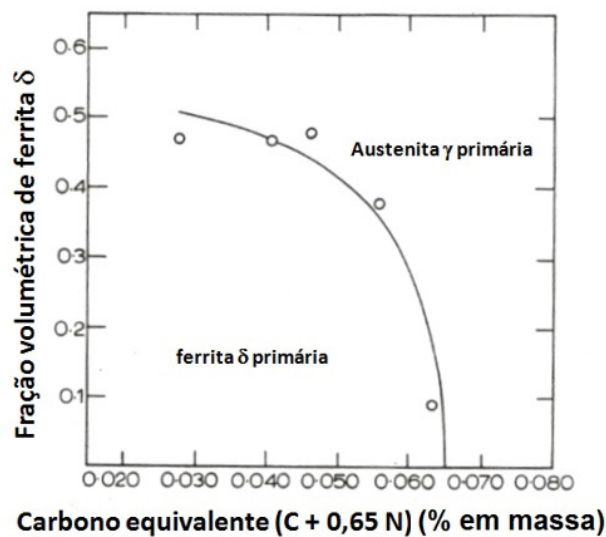


Figura 2. Fração de ferrita primária em função do C_{eq} [6].

austenítica (modo I) ou austenítica-ferrítica (modo II). Quando a relação $1,5 < C_{req}/Nieq < 2,0$ a solidificação será ferrítica-austenítica (modo III). E, finalmente, quando $C_{req}/Nieq > 2,0$ a solidificação será ferrítica (modo IV).

A Tabela 1 apresenta as expressões de cromo e níquel equivalentes sugeridas por diferentes pesquisadores [1,6,9-10,17-19]:

Quando um metal é exposto a um gás oxidante a temperatura elevada, pode ocorrer corrosão por reação direta com o gás sem a necessidade da presença de um eletrólito líquido. A velocidade da reação aumenta substancialmente

Tabela I. Expressões de cromo e níquel equivalentes [3]

Autor	Schaeffler	DeLong	Pryce e Andrews (1)	Giraldeng	Potak e Sagalevich apud Hull	Hull (2)	Hammar e Svensson
Condições	Soldagem	Soldagem a Quente	Laminados	Fundidos	Fundidos	Fundidos em Coquilha	Análises Térmicas
Fatores para Constantes dos Elementos Ferritizantes	Cr	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00
	Mo	1,00	1,00	1,00	2,00	1,00	1,21
	Si	1,50	1,50	3,00	1,50	2,00	0,48
	Nb	0,50	0,50	4 Nb'	-	0,90	0,14
	Ti	-	-	10 Ti'	4,00	4,00	2,20
	W	-	-	-	-	0,50	0,72
	V	-	-	-	-	1,50	2,27
	Al	-	-	-	3,00	4,00	2,48
Fatores para Constantes dos Elementos Austenitizantes	Ta	-	-	-	-	-	0,21
	Ni	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00
	Mn	0,50	0,50	0,50	-	0,50	Mn'
	C	30,00	30,00	21,00	30,00	27,00	24,50
	N	-	30,00	11,50	20,00	27,00	18,40
	Cu	-	-	0,44	-	0,33	0,44
	Co	-	-	-	-	0,40	0,41

(1) Nb' = Nb - 8 [(C-0,03)+N]; Ti' = Ti - 4 [(C-0,03)+N]; (2) Mn' = 0,11 Mn - 0,0086 Mn.²

com a temperatura. A película superficial normalmente aumenta sua espessura como resultado da reação na interface película/gás ou metal/película devido ao transporte de cátions e ânions através da película, que se comporta como um eletrólito sólido. Para a formação de películas contínuas e não porosas o transporte iônico através da película é a etapa controladora do processo. A estabilidade termodinâmica e certas características morfológicas da película formada são fatores chave na determinação da resistência de uma determinada liga a um meio específico. O crescimento inicial da película é normalmente bastante rápido [20].

Se a película for sólida, não porosa e cobrir completamente a superfície do metal, a velocidade de reação irá diminuir quando a espessura da película atingir alguns milhares de angstroms conforme o transporte de massa através da camada se tornar a etapa controladora do processo. A subsequente taxa de oxidação depende dos detalhes do mecanismo de transporte, que pode ser por potencial ou gradientes de concentração ou por migração por caminhos preferenciais. Onde a difusão for a etapa controladora do processo, a cinética normalmente segue uma lei parabólica na qual a velocidade da reação cai progressivamente com o tempo [20]. A Figura 3 apresenta as possíveis cinéticas de crescimento da película [21].

Quando vários óxidos se formam (por exemplo, Fe₂O₃, Fe₃O₄ e FeO), os mesmos terão pressões parciais de dissociação diferentes e o óxido que for mais rico em oxigênio se dissociará antes no óxido menos rico e somente depois no metal [22].

Na oxidação de ligas, a formação seletiva de um especificado óxido é governada pela reação preferencial dos

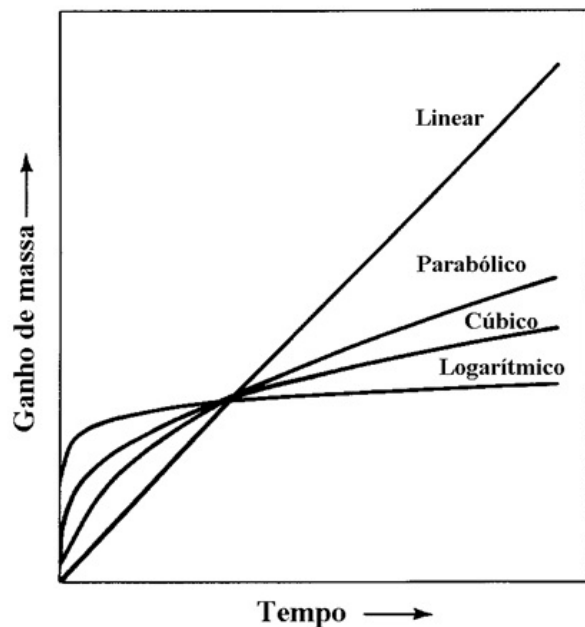


Figura 3. Cinéticas de oxidação (ganho de massa X tempo) [21].

elementos de liga que formam o composto termodinamicamente mais estável.

1.2 Objetivos do Trabalho

O presente trabalho tem como objetivo a caracterização microestrutural e o levantamento das cinéticas de oxidação a altas temperaturas ao ar de quatro juntas soldadas de aço inoxidável austenítico produzidas através do processo

MIG/MAG com diferentes gases de proteção, dentro de um projeto que visava estudar o comportamento de juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos a altas temperaturas.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a soldagem dos corpos de prova utilizou-se o processo MIG/MAG. Foram utilizados o consumível 22.12.HT e diferentes concentrações de gases de proteção: 100% Ar, Ar + 2% CO₂, Ar + 4% CO₂ e 80% Ar + 20% CO₂. Para cada mistura gasosa, foi soldado um corpo de prova. A Tabela 2 apresenta a composição química, fornecida pela fabricante, do metal de adição (22.12.HT) utilizado neste trabalho:

Ajustou-se o equipamento MIG/MAG de forma a permitir uma soldagem estável para os quatro gases de proteção. A Figura 4 descreve como os corpos de prova foram confeccionados:

Para a confecção dos corpos de prova, utilizou-se como metal base chapas de aço inoxidável austenítico AISI 304L com 6 mm de espessura, cortadas nas dimensões 70 × 50 mm. O dimensional dos corpos de prova conforme a Figura 4 foi:

- Comprimento do depósito: > 50 mm
- Altura do depósito: > 20 mm
- Largura do depósito: > 30 mm
- Quantidade de camadas depositadas: > 5

Utilizou-se MIG/MAG convencional. A Tabela 3 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados na confecção dos corpos de prova soldados:

A Figura 5 apresenta os corpos de prova soldados:

Para as análises metalográficas e ensaios de oxidação a altas temperaturas ao ar objetivou-se as regiões centrais dos CPs cortados. A Figura 6 ilustra a região central cortada de um CP soldado para a retirada das amostras para a caracterização metalográfica e confecção de corpos de prova para os ensaios de oxidação a altas temperaturas ao ar. Os corpos de prova de foram usinados a 20 mm do metal base para todas as juntas soldadas.

Empregou-se o lixamento manual convencional utilizando-se lixas d'água (180, 220, 320, 400 e 600 mesh) seguido de polimento com alumina até superfície especular. As amostras foram atacadas através de ataque eletrolítico com NaOH 20% com 6,5 V por 2,5 minutos. Todas as amostras foram analisadas em um microscópio óptico com 100 X de aumento. Realizaram-se medições das frações volumétricas de ferrita e austenita em todos os corpos de prova sempre a 20 mm do metal base. No intuito de quantificar as frações

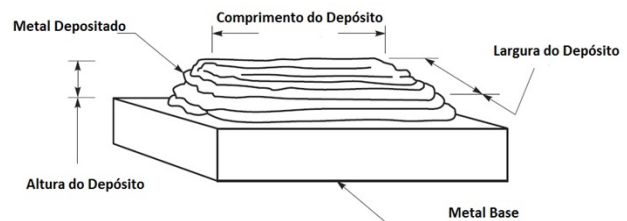
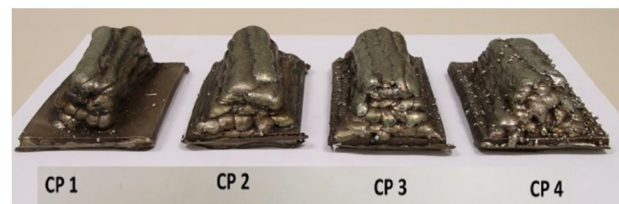


Figura 4. Esquema da confecção dos corpos de prova soldados através de processo de soldagem MIG/MAG.



(a)



(b)

Figura 5. Fotos dos CPs soldados. a) Vista superior b) Vista frontal. Os gases de proteção utilizados são: CP1: 100% Ar, CP2: Ar + 2% CO₂, CP3: Ar + 4% CO₂ e CP4: Ar + 20% CO₂.

Tabela 2. Composição química do metal de adição de soldagem [% em massa]

Grau	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Ce
22.12.HT	0,068	1,58	0,52	0,016	0,000	20,90	10,17	0,17	0,03

Tabela 3. Parâmetros de soldagem utilizados na confecção dos corpos de prova soldados

Corpo de Prova	Gás de Proteção	Vazão (l/min)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de Soldagem (mm/min)	Energia de Soldagem (kJ/mm)
CP1	Ar	20	204	26	240	1,33
CP2	Ar + 2% CO ₂	20	210	27	256	1,33
CP3	Ar + 4% CO ₂	20	212	26	253	1,31
CP4	Ar + 20% CO ₂	20	209	27	263	1,29

volumétricas de ferrita utilizou-se o software analisador de imagens “Image J”. Analisaram-se 10 micrografias de cada corpo de prova nos sentidos transversal e longitudinal conforme proposto pela norma ASTM E 562-02 [23].

Realizaram-se análises químicas em todos os corpos de prova sempre a 20 mm do metal base através de espectrômetro de emissão ótica, conforme a norma ASTM E 1086-08 [24].

As espessuras e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de oxidação a altas temperaturas ao ar foram determinadas com o auxílio de um micrômetro. Através destas medições pode-se padronizar os ensaios de oxidação e obter-se os valores de ganho de massa por unidade de área. Antes do início dos ensaios de oxidação, todas as amostras

foram limpas com álcool e, posteriormente, com acetona em aparelho de ultrassom. Esta etapa da preparação é muito importante pois é uma forma de padronizar-se o acabamento superficial das amostras retirando resíduos de fluido de corte e/ou das lixas. Os ensaios de oxidação foram realizados utilizando-se balança termogravimétrica da marca Setaram do LAT-LAREX USP. Foram realizados ensaios isotérmicos ao ar nas temperaturas 800, 900, 1000 e 1100 °C. Todos os ensaios foram realizados ao ar. O tempo de duração dos ensaios é de 24 horas.

A Figura 7 apresenta o esquema de funcionamento de uma balança termogravimétrica.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 8 apresenta os corpos de prova soldados cortados indicando as regiões das análises metalográficas na transversal e na longitudinal dos mesmos:

As Figuras 9 e 10 apresentam micrografias obtidas a aproximadamente 20 mm do metal base nos sentidos transversal e longitudinal dos corpos de prova soldados, respectivamente.

Conforme esperado, a análise metalográfica revelou microestrutura austenítica-ferrítica. A análise metalográfica dos corpos de prova soldados revelou que o aumento da concentração de CO₂ nos gases de proteção diminui a fração volumétrica de ferrita δ no metal depositado.

A constatação é evidenciada na Tabela 4 que apresenta as frações volumétricas de ferrita δ dos corpos de prova soldados nos sentidos transversal e longitudinal.

Utilizando-se as expressões propostas por DeLong para cromo e níquel equivalentes [9] é possível calcular as frações volumétricas de ferrita δ teóricas esperadas. A Tabela 5 apresenta as composições químicas do metal de adição utilizado e dos corpos de prova soldados, bem como os valores de cromo e níquel equivalentes utilizando-se as expressões de DeLong [9] e os valores de carbono equivalente utilizando-se a expressão de O. Hammar e U. Svensson [6].

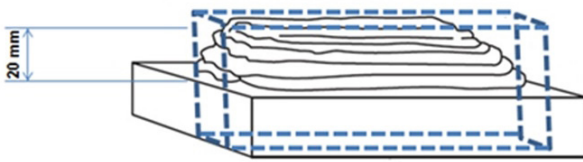


Figura 6. Região central de um CP soldado para caracterização metalográfica.

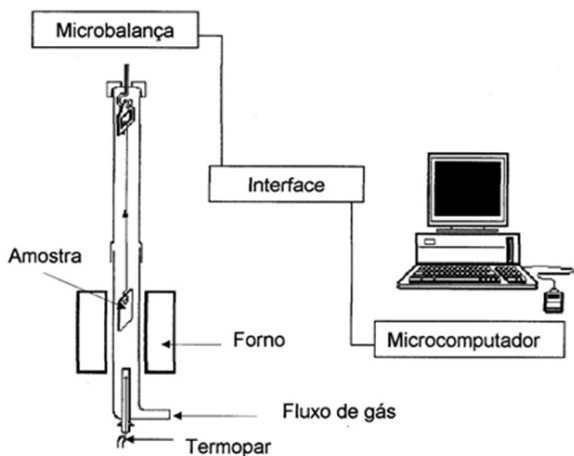


Figura 7. Esquema de funcionamento de uma balança termogravimétrica.

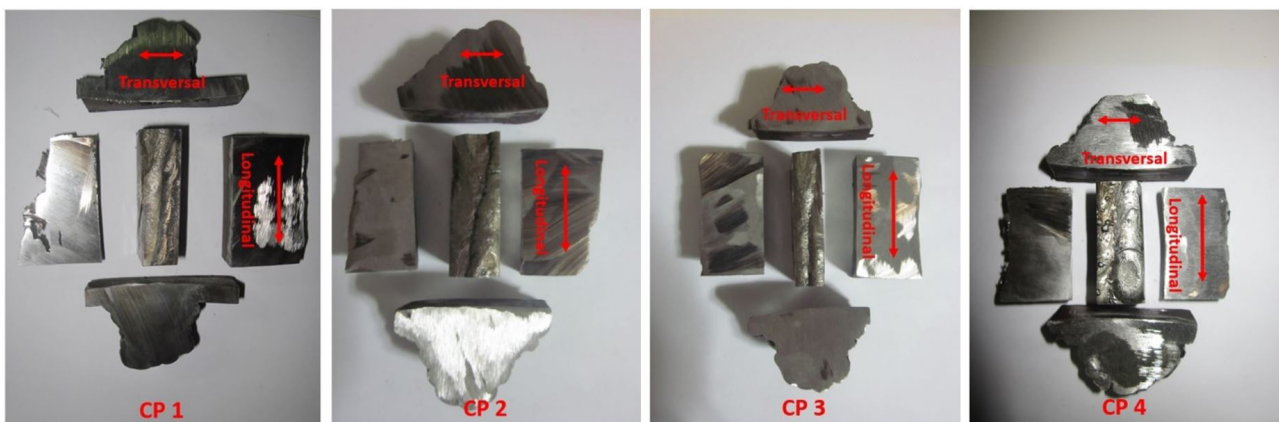


Figura 8. Regiões alvo dos CPs soldados para as análises metalográficas na transversal e longitudinal.

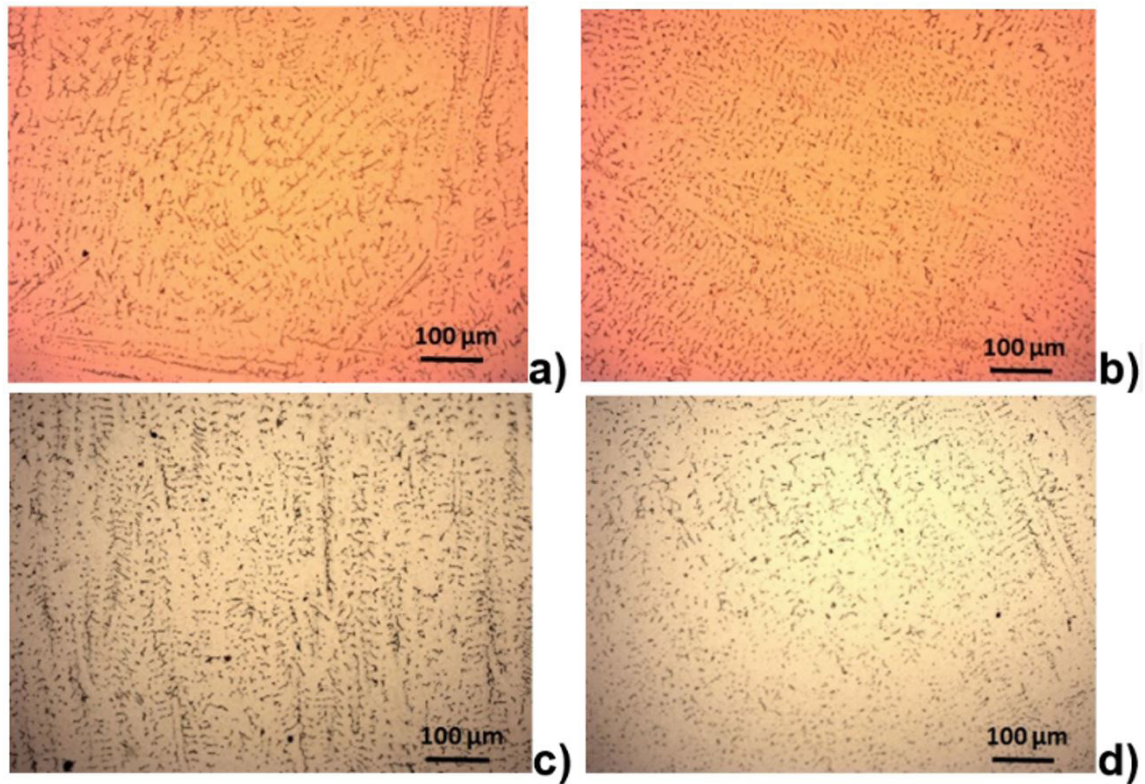


Figura 9. Micrografias dos cortes transversais dos corpos de prova soldados. a) CPI, b) CP2, c) CP3 e d) CP4 (ataque eletrolítico com NaOH 20% com 6,5 V por 2,5 minutos).

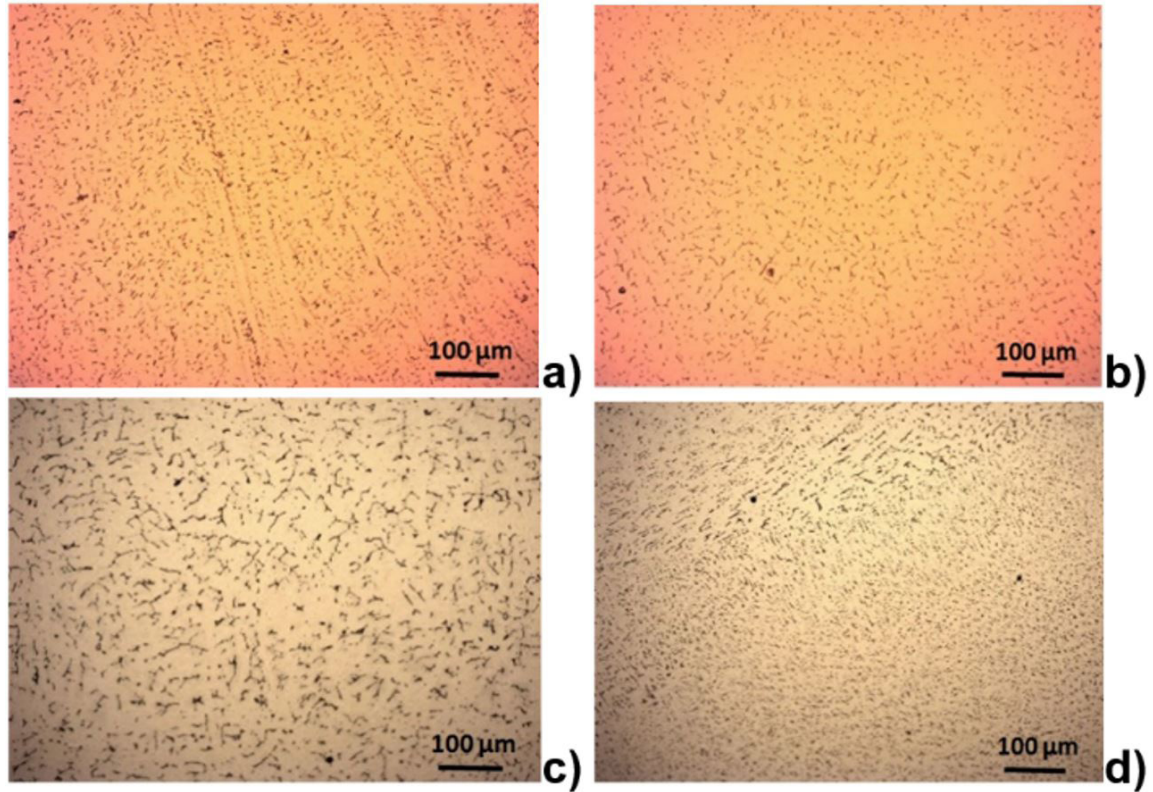


Figura 10. Micrografias dos cortes longitudinais dos corpos de prova soldados. a) CPI, b) CP2, c) CP3 e d) CP4 (ataque eletrolítico com NaOH 20% com 6,5 V por 2,5 minutos).

O aumento da concentração de CO₂ nos gases de proteção aumenta o Ni_{eq} da liga através do aumento da concentração de C no metal depositado, apesar da oxidação seletiva do Mn. Os resultados obtidos sugerem que com aumento da concentração de CO₂ nos gases de proteção ocorra uma diminuição no Cr_{eq} das ligas devido à oxidação seletiva dos elementos Cr e Si. Quando a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5 a solidificação poderá ser austenítica (modo I) ou austenítica-ferrítica (modo II). Todas as ligas estudadas

apresentaram relação Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5. Os resultados obtidos sugerem que a solidificação das ligas estudadas seja austenítica-ferrítica (modo II).

Verifica-se que o aumento da concentração de CO₂ nos gases de proteção ocorre diminuição do Cr_{eq} e aumento do Ni_{eq}, resultando na diminuição da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} das ligas.

A Figura 11 apresenta as curvas de ganho de massa em função do tempo, obtidas para a amostra do aço inoxidável austenítico laminado (253 MA®) e para os 4 corpos de

Tabela 4. Fração Volumétrica de Ferrita δ dos Corpos de Prova Soldados

Fração Volumétrica de Ferrita δ	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
CPI Transversal	8,0	7,6	7,7	7,3	6,4	9,4	8,2	10,1	8,9	10,3	8,4 +/- 1,2
CPI Longitudinal	7,6	8,4	7,4	7,3	6,5	6,8	6,2	5,0	5,3	7,5	6,9 +/- 1,1
CPI Média						7,6 +/- 1,4					
CP2 Transversal	7,3	7,9	8,5	7,3	8,4	8,7	10,8	7,0	6,5	7,5	8,0 +/- 1,1
CP2 Longitudinal	4,6	6,2	5,5	7,3	7,5	6,5	6,3	6,2	6,6	6,0	6,1 +/- 0,7
CP2 Média						7,1 +/- 1,3					
CP3 Transversal	6,7	5,8	6,0	7,3	4,8	5,3	7,5	6,5	7,4	8,2	6,3 +/- 1,2
CP3 Longitudinal	5,0	5,3	4,3	7,3	4,0	5,6	5,5	5,8	5,7	6,3	5,2 +/- 0,6
CP3 Média						6,0 +/- 1,1					
CP4 Transversal	4,4	4,3	3,7	7,3	2,7	3,3	4,1	3,8	3,1	3,3	3,6 +/- 0,5
CP4 Longitudinal	4,2	4,7	3,7	7,3	4,1	4,5	4,9	4,4	6,1	4,4	4,5 +/- 0,6
CP4 Média						4,4 +/- 1,2					

Tabela 5. Composições químicas do metal de adição 22,12,HT e dos corpos de prova soldados

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Ce	Cr _{eq}	Ni _{eq}	Cr/Ni	C _{eq}
253MA	0,072	1,58	0,62	0,023	0,000	20,92	10,84	0,160	0,05	23,29	18,11	1,29	0,176
22,12,HT	0,068	1,58	0,52	0,016	0,000	20,90	10,17	0,170	0,03	23,27	17,57	1,32	0,179
CPI	0,059	1,51	0,50	0,016	0,000	20,12	10,31	0,172	0,03	22,39	17,49	1,28	0,171
CP2	0,069	1,45	0,48	0,016	0,000	20,10	10,33	0,166	0,03	22,28	17,62	1,26	0,177
CP3	0,072	1,38	0,46	0,016	0,000	20,10	10,32	0,162	0,03	22,17	17,57	1,26	0,177
CP4	0,093	1,36	0,45	0,016	0,000	20,04	10,33	0,162	0,03	22,08	18,21	1,21	0,198

Cr_{eq}=%Cr+%Mo+1,5%Si+0,5%Nb [9]; Ni_{eq}=%Ni+0,5%Mn+30%C+30%N [9]; C_{eq}=%C+0,65%N [6].

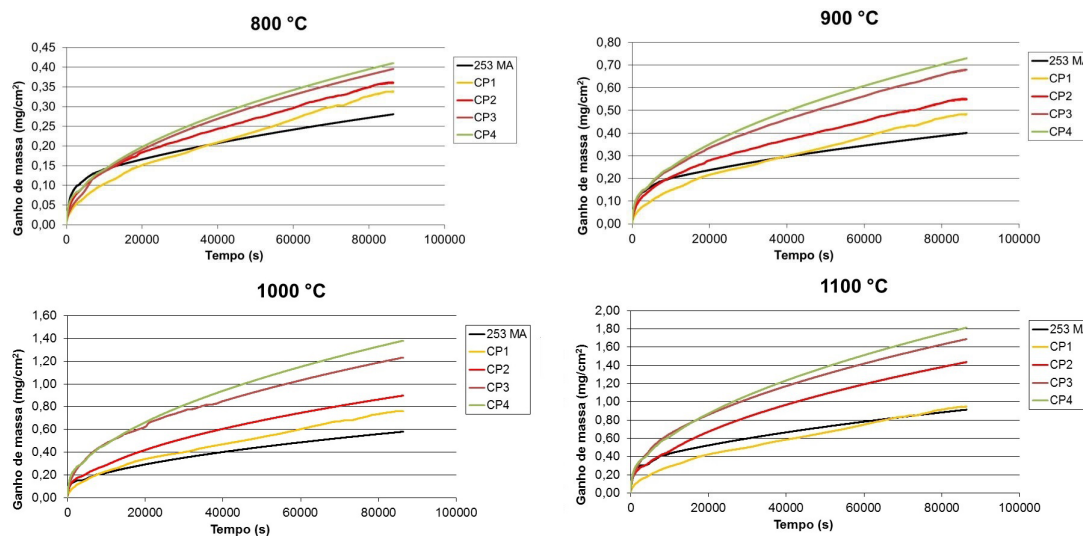


Figura 11. Ensaios de oxidação ao ar por 24 horas a 800, 900, 1000 e 1100 °C.

prova soldados, nos ensaios isotérmicos de oxidação ao ar por 24 horas nas temperaturas 800, 900, 1000 e 1100 °C, respectivamente.

Observa-se, para as 5 ligas estudadas, o aumento das cinéticas de oxidação com o aumento da temperatura de ensaio de 800 até 1100 °C.

Foram testados os comportamentos parabólico, exponencial e linear para as cinéticas de crescimento dos óxidos formados.

A análise dos ensaios termogravimétricos do aço inoxidável austenítico laminado (253 MA[®]) bem como das 4 juntas soldadas, mostrou uma cinética de oxidação a altas temperaturas complexa, passando de logarítmica nos instantes iniciais para um posterior comportamento parabólico.

4 CONCLUSÃO

O aumento da concentração de CO₂ nos gases de proteção aumenta o Ni_{eq} da liga através do aumento da concentração de C no metal depositado.

Os resultados obtidos sugerem que com aumento da concentração de CO₂ nos gases de proteção ocorra uma diminuição no Cr_{eq} das ligas devido à oxidação seletiva dos elementos Cr e Si.

O aumento da concentração de C diminui a fração volumétrica de ferrita δ no metal depositado.

Quando a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5 a solidificação poderá ser austenítica (modo I) ou austenítica-ferrítica (modo II). Todas as ligas estudadas apresentaram relação Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5.

Os resultados obtidos sugerem que a solidificação das ligas estudadas seja austenítica-ferrítica (modo II).

Verifica-se que com o aumento da concentração de CO₂ nos gases de proteção ocorre diminuição do Cr_{eq} e aumento do Ni_{eq}, no metal depositado, resultando na diminuição da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} das ligas.

O aumento da concentração de CO₂ nos gases de proteção resulta em juntas soldadas menos resistentes à corrosão a altas temperaturas quando comparadas com o metal base 253MA devido à diminuição do Creq.

REFERÊNCIAS

- Schaeffler AL. Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*. 1949;56(5):680-680B.
- Padilha AF. Algumas observações sobre o descobrimento e o desenvolvimento dos aços inoxidáveis. In: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. Anais do 1º Seminário Brasileiro Sobre Aços Inoxidáveis; 1989; São Paulo, Brasil. São Paulo: ABM; 1989. p. 3-15.
- Gazire RC. Efeito da Velocidade de Resfriamento na Microestrutura de solidificação de Aço Inoxidável Austenítico Tipo AISI 316L com Adições de Boro [dissertação]. São Paulo: Escola Politécnica da USP, Departamento de Engenharia Metalúrgica; 1993.
- Kou S. *Welding metallurgy*. 2nd ed. Hoboken: John Wiley & Sons Inc.; 2003. Post-solidification phase transformations; p. 216-242.
- Fredriksson H. The solidification sequence in a 18-8 stainless steel, investigated by directional solidification. *Metallurgical Transactions*. 1972;3:2989-2997.
- Hammar O, Svensson U. Solidification and casting metals. London: Metals Society; 1979. Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels; p. 401-410.
- Suutala N, Takalo T, Moio T. Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless welds. *Metallurgical Transactions A*. 1980;11A:717-725.
- Wolyne S. Apostila do curso PMT-592. São Paulo: Escola Politécnica USP; 1994. Corrosão e proteção; p. 4.8-4.9.
- DeLong WT. A modified phase diagram for stainless steel weld metals. *Metal Progress*. 1960;77(2):99-100B.
- Hammar O, Svensson UIN. A guide of solidification. Stockholm: Jernkontoret; 1977. 269 p.
- Suutala N, Moio T. Solidification and casting metals. London: The Metals Society; 1979. Use of chromium and nickel equivalents in considering solidification mode in austenitic stainless steel welds; p. 310-314.
- Suutala N, Takalo T, Moio T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic-ferritic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 1979;10A:512-514.
- Takalo T, Suutala N, Moio T. Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 1979;10A:1173-1181.
- Suutala N, Takalo T, Moio T. Single-phase ferritic solidification mode in austenitic-ferritic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 1979;10A:1183-1190.

- 15 Blanc G, Tricot R. Solidification, ségrégation et homogénéisation des aciers inoxydables austénitiques contenant de la ferrite delta. Les Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie. 1971;11:735-753.
- 16 Fredriksson H. Solidification and casting metals. London: The Metals Society; 1979. Transition from peritectic to eutectic reaction in iron-base alloys; p. 131-138.
- 17 Pryce L, Andrews KW. Practical estimation of composition balance and ferrite content in stainless steels. Journal of the Iron and Steel Institute. 1960;195:415-417.
- 18 Guiraldenq P. Action alphasé et gammagéne des principaux éléments d'addition dans les aciers inoxydables nickel-chrome dérivés du type 18-10. Les Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie. 1967;11:907-939.
- 19 Hull FC. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. Welding Research Supplement. 1973;52(5):193s-203s.
- 20 Wright, I. G. Metals handbook. 9th ed. v. 13. Ohio: ASM; 2003. High-temperature corrosion; p. 97-103.
- 21 Kane RD. Metals handbook. v. 13A. Ohio: ASM; 2003. Corrosion: fundamentals, testing, and protection - high-temperature gaseous corrosion; p. 228-235.
- 22 Wasielewski GE, Rapp RA. The superalloys, vital high temperature gas turbine materials for aerospace and industrial power. New Jersey: John Wiley & Sons Inc; 1972. High-temperature oxidation; p. 287-316.
- 23 American Society for Testing and Materials. ASTM E562-02: standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: ASTM; 2002.
- 24 American Society for Testing and Materials. ASTM E1086-08: standard test method for optical emission vacuum spectrometric analysis of stainless steel by the point-to-plane excitation technique, West Conshohocken: ASTM; 2008.

Recebido em: 7 Nov. 2016

Aceito em: 9 Fev. 2017