

CNEN/SP

ipen Instituto de Pesquisas
Energéticas e Nucleares

**EFEITOS DE ELEMENTOS DE LIGA, IMPUREZAS E FATORES
MICROESTRUTURAIS EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS,
UTILIZADOS EM VARETAS COMBUSTÍVEIS DE
REATORES NUCLEARES**

Atsuo Yoshimoto

IPEN - PUB. - 190.

PUBLICAÇÃO IPEN 190

AGOSTO/1988

**EFEITOS DE ELEMENTOS DE LIGA, IMPUREZAS E FATORES MICROESTRUTURAIS
EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS, UTILIZADOS EM VARETAS
COMBUSTÍVEIS DE REATORES NUCLEARES**

Atsuo Yoshimoto

DEPARTAMENTO DE TECNOLOGIA DE REATORES

**CNEN/SP
INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
SÃO PAULO - BRASIL**

Série PUBLICAÇÃO IPEN

INIS Categories and Descriptors

E32.00

**ALLOYS
AUSTENITIC STEELS
CLADDING
CORROSION
EMBRITTELEMENT
FISSION PRODUCTS
FUEL RODS
HELIUM
HYDROGEN
IMPURITIES
PWR TYPE REACTORS
STAINLESS STEELS**

IPEN - Doc - 3058

Publicação aprovada pela CNEN em 17/10/87

Nota: A redação, ortografia, conceitos e redação final são de responsabilidade do(s) autor(es).

EFEITOS DE ELEMENTOS DE LIGA, IMPUREZAS E FATORES MICROESTRUTURAIS EM
AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS, UTILIZADOS EM VARETAS
COMBUSTÍVEIS DE REATORES NUCLEARES *

Atsuo Yoshimoto

RESUMO

Aços inoxidáveis austeníticos são utilizados como revestimento de varetas combustíveis de reatores nucleares a água pressurizada por apresentarem bom desempenho. Isto é conseguido devido aos elementos de liga existentes e ao controle do teor de impurezas.

Produtos de fissão não ocasionam corrosão acentuada. As variações dimensionais não são críticas, desde que o nível de fluência neutrônica não ultrapasse $1,0 \times 10^{22}$ n/cm² ($E > 0,1$ Mev). O hidrogênio não leva a uma fragilização acentuada nas temperaturas de operação do reator, e o hélio começa a fragilizar somente quando o material é aquecido a temperaturas acima de 650°C.

EFFECTS OF ALLOY ELEMENTS, IMPURITIES AND MICROESTRUTURAL FACTORES IN
AUSTENITIC STAINLESS STEEL TO UTILIZE IN
FUEL ROD OF NUCLEAR REACTORS

ABSTRACT

Austenitic Stainless Steel is used as cladding material of pressurized water reactor fuel rods because of its good performance. The addition of alloy elements and the control of impurities make this to happen.

Fission products do not contribute to corrosion. Dimensional changes are not critical up to $1,0 \times 10^{22}$ n/cm² ($E > 0,1$ Mev) of neutronic doses. The hydrogen does not cause embrittlement in the reactor operation temperatures, and helium contributes to embrittlement if the material is warmed upon 650°C.

1. INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis austeníticos são utilizados como materiais estruturais em núcleos de reatores, devido a sua boa resistência mecânica em temperaturas de trabalho, estabilidade microestrutural sob irradiação e alta resistência à oxidação. São utilizados também como material de revestimento de varetas combustíveis de reatores a água pressurizada e de

(*) Trabalho apresentado no 2º Congresso Geral de Energia Nuclear, realizado no Rio de Janeiro, de 24 a 29 de abril de 1988.

reatores rápidos. No início, nestes revestimentos, foram observadas algumas falhas localizadas em pontos onde houve interação entre a pastilha combustível e o revestimento. Estas falhas foram relacionadas em sua grande maioria à tendência do material em sofrer um ataque da água de refrigeração /1/. O ataque localizado levou a fraturas no material, que foram do tipo intergranular ou transgranular, que dependeu da tendência do material em sofrer ataque corrosivo, e do meio agressivo. Para minimizar ataques localizados, foram empregados aços que possuíam baixa tendência em sofrer ataque do meio agressivo e também foi feito um controle da composição química da água de refrigeração.

A maior resistência de um aço inoxidável austenítico, em relação a um meio agressivo é conseguida mediante adição de elementos de liga e controle do teor de impurezas, além de controlar a microestrutura final. O controle do meio agressivo deve ser no sentido de se utilizar uma água de alta pureza, com baixo teores de oxigênio e cloro.

Os primeiros reatores a água pressurizada (PWR) empregaram o aço inoxidável AISI 304 como material para revestimento de varetas combustíveis. Foram detectadas algumas falhas, que foram levantadas como sendo devido à condição sensitizada do material, e a fratura foi do tipo intergranular. Foi observado também fratura do tipo transgranular, relacionada, na maioria dos casos ao alto teor de cloretos no refrigerante. Com o melhoramento na composição química do aço inoxidável tipo 304, e com o controle do teor de cloro e de oxigênio no refrigerante, os problemas foram sendo minimizados e o comportamento como material de revestimento de vareta combustível tornou-se satisfatório.

Com o surgimento dos reatores a água fervente (BWR) inicialmente foram utilizados aços inoxidáveis como materiais de revestimento de vareta combustível. Contudo, houve muitas falhas localizadas, devido principalmente à composição química do refrigerante, onde nestes reatores o teor de oxigênio é da ordem de 200 a 300 ppb (partes por bilhão em peso), sendo que nos reatores a água pressurizada, o teor de oxigênio está baixo de 10 ppb. Devido a isto começou-se a utilizar ligas de zircônio (Zircaloy 2 para reatores a água fervente) como material de revestimento de vareta combustível, cujo comportamento foi melhor do que o apresentado pelos aços inoxidáveis austeníticos. Com o melhoramento da tecnologia de obtenção de ligas de zircônio e devido a baixa seção de captura de neutrons térmicos, os revestimentos das varetas combustíveis de reatores a água pressurizada foram sendo trocados por ligas de zircônio (zircaloy 4), apesar dos revestimentos de aço inoxidável austenítico se comportarem muito bem. A Tabela 1 compara as principais características de comportamento de aços inoxidáveis austeníticos e zircaloy 4, utilizados como revestimento de varetas combustíveis de reatores a água pressurizada.

Atualmente a escolha do material de revestimento de vareta combustível de reatores a água pressurizada depende de fatores como custos, disponibilidade e segurança.

É objetivo deste trabalho apresentar as principais considerações na análise e escolha de um aço inoxidável austenítico para revestimento de varetas combustíveis nucleares.

2. EFEITO DE ELEMENTOS DE LIGA E IMPUREZAS EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

2.1 ASPECTOS GERAIS

Os elementos de liga são adicionados em aços inoxidáveis austeníticos para alterar algumas propriedades mecânicas e melhorar a resistência à corrosão.

As impurezas, apesar de estarem em pequenas quantidades podem afetar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão.

A resistência à oxidação é dada pela formação de um filme de óxido protetor, que é composto basicamente de óxido de cromo (Cr_2O_3). Elementos de liga como o níquel tendem a melhorar a resistência à oxidação.

Os efeitos dos elementos de liga e das impurezas podem ser vistos em um diagrama esquemático, onde o aço inoxidável austenítico 304 (18/8) é considerado como possuindo a composição básica. Este diagrama é mostrado na Figura 1. Com as alterações nas composições são obtidos outros aços, que possuem características específicas, dependendo do elemento de liga adicionado ou da impureza alterada. Entre as mais importantes modificações na composição estão: I) adição de molibdênio para melhorar a resistência à corrosão localizada ("pitting" e por frestas); II) diminuição no teor de carbono ou adição de estabilizantes de carbono como Ti e Nb + Ta para reduzir a sensitização; III) adicionar Ni e Cr para melhorar a resistência mecânica e a oxidação e IV) adicionar Ni para melhorar a resistência à corrosão sob tensão.

2.2 SENSITIZAÇÃO EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS E CORROSÃO INTERGRANULAR

Um dos problemas encontrados em aços inoxidáveis austeníticos é a sensitização que é a formação de carbonetos de cromo em contornos de grão, do tipo $M_{23}C_6$, levando a um empobrecimento na matriz, adjacente ao contorno de grão, tornando esta região susceptível à corrosão /2/, /12/, /13/, /14/. Nestes aços sensitizados, pode ocorrer um trincamento do tipo intergranular /13/, /14/. As formas de se diminuir a sensitização é a diminuição do teor de carbono para um teor baixo de 0,03% em peso ou estabilizar o carbono, em forma de carbonetos do tipo MC, que são mais estáveis do que os de cromo (M é Ti ou Nb) /2/. Os carbonetos do tipo MC começam a ser dissolvidos a temperaturas acima de aproximadamente 1040°C /3/. O teor de elementos estabilizantes está relacionado com o teor de carbono, onde o teor de Ti deve ser maior do que quatro vezes o teor de carbono e para Nb de oito vezes /3/.

A diminuição no teor de carbono para teor abaixo de 0,03% em peso está relacionado com o seu limite de solubilidade na austenita /2/, /3/.

O efeito do nitrogênio é o de aumentar a resistência mecânica, principalmente em aços com baixo teor de carbono. Parece que nitrogênio influencia também na resistência à corrosão intergranular, onde existe um máximo de profundidade de ataque quando nitrogênio está presente com teores entre 0,04% e 0,06% em peso, como é mostrado na Figura 2 /2/.

Podem existir ainda corrosão intergranular em aços inoxidáveis não sensibilizados, em certos meios como solução de ácidos nítricos. Isto é atribuído às impurezas como fósforo e silício /4/. É suposto que estes elementos segregam em contornos de grão, influenciando de alguma forma na corrosão intergranular. Parece que teores de fósforo abaixo de 0,01 % em peso não leva a um ataque intergranular, como é mostrado na Figura 3 /4/, e efeito do silício é complexo, onde parece que ocorre um máximo no ataque intergranular quando o teor de silício é de aproximadamente 0,7 % em peso (Fig. 4) /4/.

2.3 CORROSÃO SOB TENSÃO

Para ocorrer a corrosão sob tensão é necessário a existência de uma tensão interna (residual) e/ou externa (interação pastilha revestimento), e de um meio corrosivo (refrigerante). O trincamento pode ser em forma intergranular, relacionado na maioria dos casos à condição sensibilizada /10/, /11/, /12/, /13/, /14/.

Em reatores nucleares refrigerados a água, a corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos está relacionada principalmente à existência ou não de sensibilização e à química da água, principalmente ao teor de oxigênio (proveniente da radiólise da água) e do cloro /15/. Uma diminuição no teor de carbono ou a estabilização deste leva a um aumento na resistência à corrosão sob tensão /2/. Existe uma relação entre o teor de oxigênio e de cloro para que a corrosão sob tensão se manifeste, como é mostrado na Figura 5 /2/. Em reatores a água pressurizada, o teor de oxigênio é mantido abaixo de 10 ppb, sendo que este controle é dado pela adição de hidrogênio à água. Para este teor de oxigênio, a concentração de cloro pode atingir até 10.000 ppm (partes por milhão em peso), sem que teoricamente ocorra o trincamento /2/, /5/. Em reatores do tipo água fervente, o teor de oxigênio está na faixa de 300 a 400 ppb e para que não ocorra trincamento, o teor de cloro deve estar abaixo de 1 ppm /2/, /5/. Isto pode ser a causa do maior número de falhas em varetas combustíveis de aços inoxidáveis austeníticos encontrados nestes reatores.

Parece que o principal elemento de liga que influe na resistência à corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos é o níquel, onde a menor resistência ao trincamento é encontrado para teores de níquel entre aproximadamente 7 a 8% em peso e a imunidade é atingida quando o teor de níquel está acima de 30% em peso (ligas Fe-Cr-Ni), como pode ser vista na Figura 6 /2/. Outros elementos de liga como molibdênio e cromo parecem que melhoram a resistência à corrosão sob tensão /2/.

Além dos efeitos de elementos de liga e do meio corrosivo, tem-se o

efeito da tensão no trincamento por corrosão sob tensão. Parece que existe limiares na tensão, que depende do tipo de aço e do meio corrosivo, abaixo da qual o trincamento não ocorre, como pode ser observado na Figura 7/2/.

É também encontrado que trabalho a frio altera a susceptibilidade de um aço inoxidável austenítico à corrosão sob tensão. Trabalhos a frio menores que aproximadamente 20% aumentam a susceptibilidade e acima de aproximadamente 20% diminuem. A diminuição na susceptibilidade parece que está relacionado à formação de martensita, que apresenta arranjos celulares de discordâncias /2/, /11/, /12/.

3. EFEITO DO HIDROGÊNIO, HÉLIO E PRODUTOS DE FISSÃO

O hidrogênio pode estar presente em aços inoxidáveis austeníticos como impureza intersticial. Parece que a influência fragilizante do hidrogênio à temperatura ambiente em aços inoxidáveis austeníticos é menor do que o encontrado em aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos /16/, /17/, /18/. No entanto, é suposto que hidrogênio pode atuar de alguma forma na corrosão sob tensão, pela sua migração até a ponta de uma trinca /1/, /2/.

Em temperaturas de operação dos reatores nucleares (temperaturas acima de 300°C) não é encontrado um efeito fragilizante do hidrogênio devido possivelmente a sua alta mobilidade /18/. É encontrado que o efeito fragilizante é maior a temperaturas abaixo de 100°C e não é formado hidretos, como o encontrado em revestimentos de zircaloy.

Quanto aos efeitos de produtos de fissão, é encontrado que césio e telúrio podem atacar internamente o revestimento de aços inoxidáveis austeníticos a temperaturas acima de aproximadamente 400°C, e onde é utilizado um combustível com uma relação entre o oxigênio e o metal (O/U+Pu) maior do que 1,98 /19/, /23/, /24/, /25/, /26/. Estas condições são encontradas em reatores rápidos, que operam a temperaturas acima de aproximadamente 500°C.

Em aços inoxidáveis austeníticos, durante a irradiação por neutrons de alta energia ($E > 0,1$ Mev), são formados átomos de hélio, provenientes das reações de transmutação (N, α), principalmente do níquel /19/, /20/, /21/, /22/. Devido a baixa solubilidade do hélio na matriz austenítica, estes tendem a precipitar e formar bolhas. Esta formação de bolhas de hélio começa a tornar significativa para fluências neutrônicas acima de $1,0 \times 10^{22}$ n/cm² e quando o revestimento é aquecido a temperaturas acima de aproximadamente 650°C /20/, /21/. Esta condição pode ocorrer em casos de acidentes de perda de refrigerante. Com a formação das bolhas, estas atuam como pontos de nucleação de trincas, levando a uma fragilização. No entanto, as fluências neutrônicas de reatores a água pressurizada raramente ultrapassam $1,0 \times 10^{22}$ n/cm² ($E > 0,1$ Mev).

4. VARIACÕES DIMENSIONAIS

Existem fenômenos de inchamento (variação no volume) e fluência (de formação) induzida pela irradiação em aços inoxidáveis austeníticos, que tornam significativos quando a fluência neutrônica ultrapassa um nível de aproximadamente $1,0 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,1 \text{ Mev}$) /19/.

A fluência induzida pela irradiação ocorre pela atuação de uma tensão, que leva a uma orientação preferencial na formação de discordâncias e/ou a interação preferencial de defeitos pontuais com certas discordâncias, levando a um escorregamento e então a uma deformação macroscópica /19/, /27/, /28/, /29/. Em um aço do tipo 304, a deformação induzida pela irradiação, para um nível de fluência neutrônica de $1,0 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ está em torno de 0,1%, para tensões abaixo da tensão de escoamento /28/, /29/.

O inchamento é o aumento de volume devido a formação de vazios. Estes vazios se formam devido existirem interações preferenciais entre lacunas e vazios e entre discordâncias e intersticiais /19/, /30/. A formação de vazios começa a se tornar significativa quando existe uma alta supersaturação de lacunas na matriz austenítica. Para um aço do tipo 304 e fluência neutrônica de $1,0 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$, o inchamento está em torno de 0,1% /31/, /32/, /33/. Parece que elementos de liga como Ti e Nb levam a um aumento na resistência ao inchamento /31/, /32/.

5. CONCLUSÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos comportam-se muito bem como material de revestimento de vareta combustível de reatores a água pressurizada, desde que o aço utilizado não seja susceptível a ataques localizados. Isto é conseguido mediante a presença de elementos de liga como Ni, Mo, Nb, Ti e controle do teor de impurezas como C, N, P e Si. Além disso é necessário controlar o teor de oxigênio e cloro no refrigerante.

Parece que produtos de fissão atacam revestimentos de aços inoxidáveis austeníticos a temperaturas acima de 400°C e quando a relação oxigênio/metálico ultrapassa 1,98. Estas condições são encontradas em reatores rápidos.

As variações dimensionais não são críticas, desde que o nível de fluência neutrônica não ultrapasse $1,0 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,1 \text{ Mev}$), o mesmo acontecendo com o efeito fragilizante do hélio e do hidrogênio, onde o hélio começa a fragilizar quando o material é aquecido a temperaturas acima de 650°C .

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. CHENG, C.F. Intergranular stress-assisted corrosion cracking of austenitic alloys in water cooled nuclear reactors. J. Nucl.Mater 56:11-33, 1975.

2. SEDRIKS, A.S. Corrosion of stainless steels. New York, Wiley-Interscience, 1979.
3. PECKNER, D. & BERSTEIN, I.M. Handbook of stainless steel. New York, McGraw Hill, 1977.
4. ARMIJO, J.S. Intergranular corrosion of nonsensitized austenitic stainless steels. Corrosion, 24(1):24-30, 1968.
5. GARZAROLLI, F. & STEHLE, H. Behaviour of structural materials for fuel and control elements in light water cooled power reactors. In: INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY. Improvements in water reactor fuel technology and utilization: proceedings of a symposium...held in Stockholm, 15-19 Sept., 1986, Vienna, 1987, p.387-407.
6. UNE, K. Deformation and fracture behavior of zircaloy-2 deformed at constant strain rate in iodine environment. J. Nucl. Sci. Technol. 16(8): 577-587, 1979.
7. KOLSTAD, E. In-pile measurements of zircaloy creep and PCMI deformation comparative evaluation of ten creep correlations. Nucl. Technol., 49(8): 481-491, 1980.
8. FRANKLIN, D.G. & FISHER, H.D. Requirements for in-reactor zircaloy creep measurements for application in the design of PWR fuel. J. Nucl. Mater., 65:192-9, 1977.
9. YOO, M.R. Suppression of void formation in zirconium. Philadelphia, American Society of Testing and Materials, 1974, p.292-307. (ASTM special technical publication, 551).
10. ANDRESEN, P.L. Effects of transients in water chemistry temperature and loading on intergranular stress corrosion cracking of AISI 304 stainless steel, Corrosion, 42(3):169-80, 1986.
11. GREELEY, P.J.; RUSSO, V.J.; SAXER, R.K.; MYERS, J.R. The effect of cold work on the stress-corrosion cracking of type 301 austenitic stainless steels. Corrosion, 21(10):327-31, 1965.
12. HAHN, C.; STOSS, R.M.; NELSON, B.H.; REUCROFT, P.J. Effect of cold work on the corrosion resistance of nonsensitized austenitic stainless steels in nitric acid. Corrosion, 32(6):229-38, 1976.
13. KASS, S.N.; WALKER, W.L.; GIANNUZZI, A.J. Stress corrosion cracking of welded type 304 and 304L stainless steel under cyclic loading.

- Corrosion, 36(6):229-305, 1980.
14. BERRY, W.E.; WRITE, E.L.; BOYD, W.K. Stress corrosion cracking of sensitized stainless steel in oxygenated high temperature water. Corrosion, 29(12):451-69, 1973.
 15. DUNCAN, R.N. ARLT, W.H.; WILLIAMSON, H.E.; BAROCK, C.J.; HOFFMANN, J.P.; PASTOS, T.J. Stainless steel clad fuel rod failures. Nucl. Appl., 1(10):413-8, 1965.
 16. SINGH S. & ALTSTETTER, C. Effects of hydrogen concentration on slow crack in stainless steel. Metall. Trans. A, 13A(12):1799 - 808, 1982.
 17. HIRTH, J.P. Effects of hydrogen on the properties of iron and steels, Metall. Trans. A, 11A(6):861-890, 1980.
 18. ROSENAK, P. & ELIEZER, D. Effect of metallurgical variables on hydrogen embrittlement in types 316, 321 and 347 stainless steels. Vienna, International Atomic Energy Agency, 1984.(INIS-mf-10066).
 19. OLANDER, D.R. Fundamental aspects of nuclear reactor fuel elements. New York, USERDA, 1976.
 20. HUNTER, C.W. & JOHNSON, G.D. Mechanical properties of fast reactor fuel cladding for transient analysis. Philadelphia, American Society of Testing and Materials, 1976. p. 101-18. (ASTM special technical publication, 611).
 21. HOLMES, J.J.; LOVELL, A.J.; FISH, R.L. Ductility of irradiated type 316 stainless steel. Philadelphia, American Society of Testing and Materials, 1973, p.383-98. (ASTM special technical publication, 529).
 22. ULLMAIER, H. Introductory remarks-helium in metals. Radiat. Eff. 78:1-10, 1983.
 23. GOTZMANN, O.; HOFMANN, P.; THUMMLER, F. Attack upon the cladding of oxide fuel pins by fuel and fission products. J. Nucl. Mater. 52:33-50, 1974.
 24. ANTILL, J.E. & WARBURTON, J.B. Influence of tellurium on caesium enhanced corrosion of stainless steel. J. Nucl. Mater., 71:134-139, 1977.
 25. FEE, D. C. & JOHNSON, C. E. Fuel-cladding chemical interaction

- in uranium-plutonium oxide fast reactor fuel pins. J. Nucl. Mater. 96:80-104, 1981.
26. ANDANSON, M.G. & AITKEN, E.A. On the Cs, Te fission product-induced attack and embrittlement of stainless steel cladding in oxide fuel pins. J. Nuc. Mater., 132:160:6, 1985.
 27. HARRIES, D. R. Irradiation creep in non-fissile metals and alloys. J. Nucl. Mater., 65:157-173, 1977.
 28. WALTER, L.C.; WALTER, C.M.; PUGACZ, M.A. The in-reactor creep of helium-pressurized 304L stainless steel tube. J. Nucl. Mater., 43:133-42, 1972.
 29. FLINN, J.E.; McVAY, G.L.; WALTERS, L.C. In reactor deformation of solution annealed type 304L stainless steel. J. Nucl. Mater., 65: 210-23, 1977.
 30. MANSUR, L.K.; BLOOM, E.E. Radiation effects in reactor structural alloys. J. Met., 35(10):23-31, 1982.
 31. LEITNAKER, J.M.; BLOOM, E. E.; STIEGLER, J.O. The effect of minor constituents on swelling in stainless steel. J. Nucl. Water., 49:57-66, 1973-74.
 32. ROWCLIFFE, A. F. & GROSSBECK, M.L. The response of austenitic steels to radiation damage. J. Nucl. Mater., 122/123:181-90, 1984.
 33. BATES, J. F. & STRAALSUND, J. L. An empirical representation of irradiation-induced swelling of solution treated type 304 stainless steel. Nucl. Technol., 14(6):292-8, 1972.

Tabela 1 - Comparação das Principais Características de Aços Inoxidáveis Austeníticos e Zircaloy 4, quando Utilizados como Revestimentos em Reatores a Água Pressurizada.

Característica	Aço Inoxidável Austenítico	Zircaloy 4
Corrosão generalizada em água	Possui boa resistência à oxidação, pela formação de uma camada protetora de óxido de cromo.	Possui boa resistência à oxidação, pela formação de uma camada protetora de óxido de Zircônio.
Corrosão sob tensão	Pode sofrer corrosão sob tensão em meios onde o teor de oxigênio e cloreto é alto, em pontos onde existe interação entre pastilha e revestimento.	Pode sofrer corrosão sob tensão devido o ataque de produtos de fissão Cs e I, em pontos onde existe interação entre pastilha e revestimento.
Corrosão intergranular	Pode sofrer corrosão intergranular pela sensitização e/ou presença de P, Si em contornos de grão.	
Fragilização por Hidrogênio	Não é problemático nas temperaturas de operação.	Absorve hidrogênio formado nas reações de oxidação (de 20 a 30%) Formação de placas de hidretos.
Crescimento axial	Não ocorre	Crescimento no eixo O (Zr possui estrutura IIC) sob irradiação de neutrons.
Inchamento	Começa a tornar significativa para fluências neutrônicas acima de 1×10^{22} n/cm ² (E > 0,1 Mev).	Não ocorre
Fluência devido à irradiação	Começa a tornar significativa para fluências neutrônicas acima de 1×10^{22} n/cm ² (E > 0,1 Mev).	Possui comportamento mais acentuado do que o aço inox austenítico.
Hélio	Leva a fragilização para fluências neutrônicas acima de $1,0 \times 10^{22}$ n/cm ² (E > 0,1 Mev).	Não ocorre

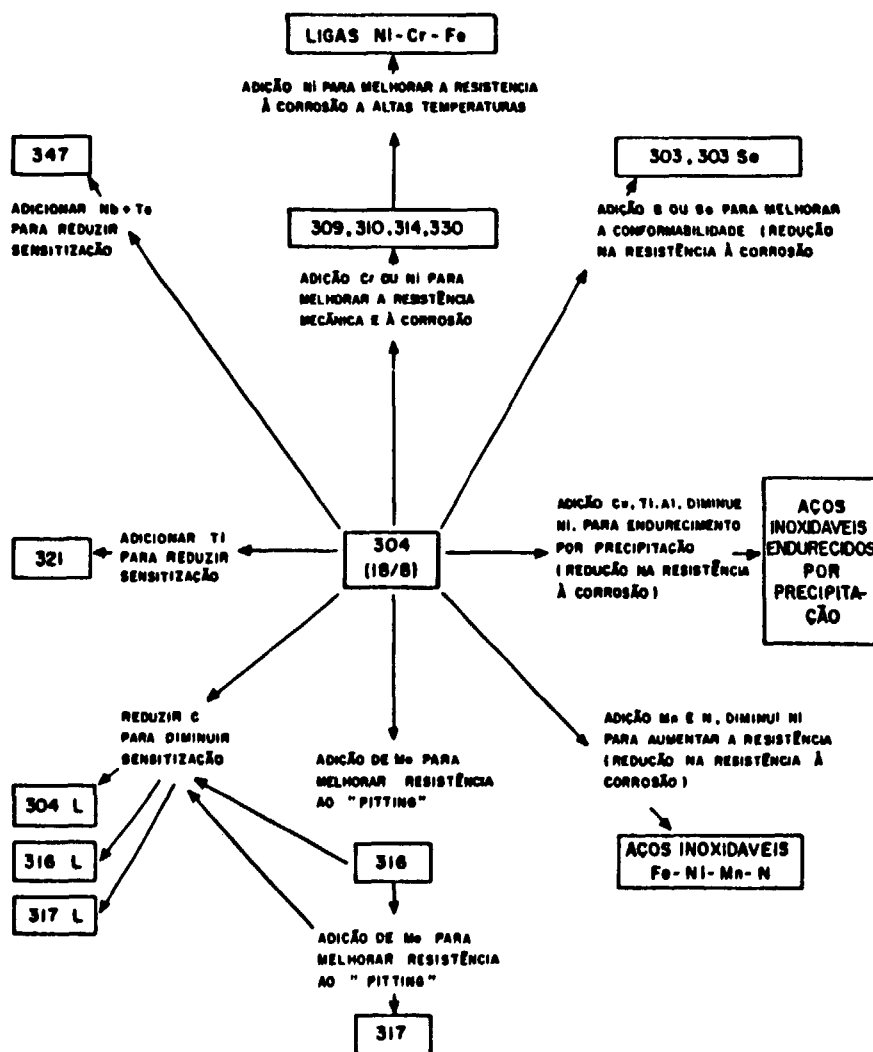


FIG. 1. DIAGRAMA ESQUEMÁTICO MOSTRANDO A ALTERAÇÃO NA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO DO TIPO 304.⁽²⁾

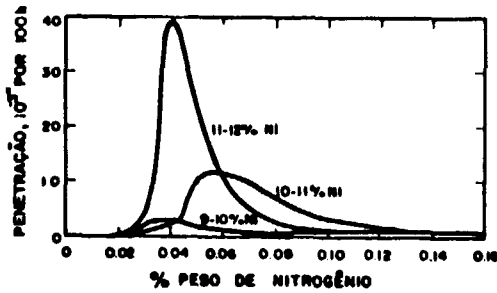


FIG 2. INFLUÊNCIA DO TEOR DE NITROGÊNIO SOBRE A PROFUNDIDADE DE ATAQUE INTERGRAMULAR DE UM AÇO COM 18% CROMO, CARBONO DE 0,02 A 0,03%. MATERIAL SENSITIZADO A 550°C POR 100 HORAS.⁽²⁾

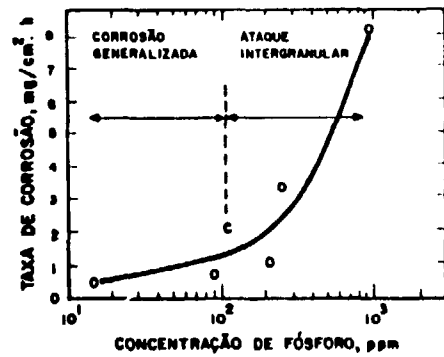


FIG 3. EFEITO DO TEOR DE FÓSFORO SOBRE A RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE UM AÇO Fe-14% Cr - 14% Ni, RECOZIDO, EM UM ÁCIDO NÍTRICO CONTENDO CROMO HEXAVALENTE.⁽⁴⁾

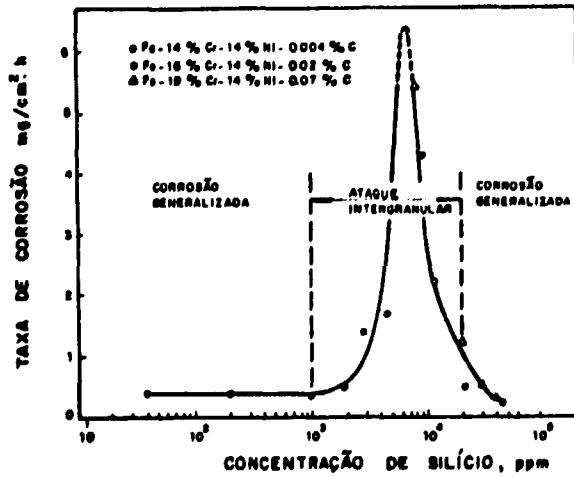


FIG. 4 EFEITO DO TEOR DE SILÍCIO SOBRE A RESISTÊNCIA A CORROSÃO DE AÇOS Fe-Cr-Ni, RECOZIDO, EM UM ÁCIDO NÍTRICO CONTENDO CROMO HEXAVALENTE (4).

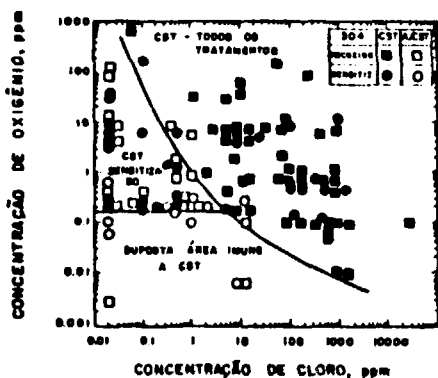


FIG. 8 TEORES DE OXIGÊNIO E DE CLORO, DISSOLVIDOS EM ÁGUA, QUE PODEM LEVAR A TRINCAMENTO POR CORROSÃO SOB TENSÃO EM UM AÇO 304, NA FAIXA DE TEMPERATURA DE 280°C a 300°C. A TENSÃO APLICADA É SUPERIOR À TENSÃO DE ESCOAMENTO E TESTADO ACIMA DE 1000 HORAS (2).

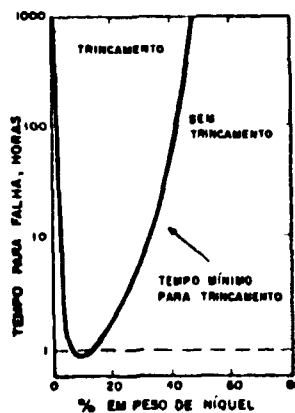


FIG. 9 EFEITO DO TEOR DE NÍQUEL SOBRE A SUSCEPTIBILIDADE AO TRINCAMENTO POR CORROSÃO SOB TENSÃO DE FIOS DE AÇO COM 18-20% Cr, EM SOLUÇÃO DE CLORETO DE MAGNÉSIO A 154°C (2).

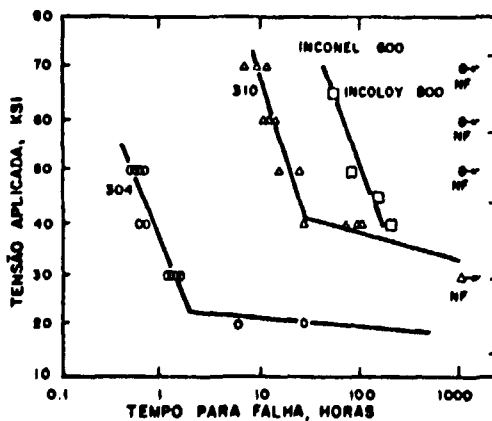


FIG. 10 EFEITO DA TENSÃO SOBRE O TEMPO DE FALHA DE VÁRIAS LIGAS TESTADAS EM SOLUÇÃO DE CLORETO DE MAGNÉSIO A 154°C. NF = NÃO FALHOU (2).