



AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE Y E DO SI SOBRE A RESISTÊNCIA À OXIDAÇÃO DE LIGAS NICRAL¹

Tiago de Carmargo Barros Luchetta²

Wanderson Santana da Silva³

Hélio Goldenstein⁴

Resumo

Neste trabalho foi avaliada a influência da adição de Y e de Si sobre a resistência à oxidação de ligas Ni-Cr-Al, a partir de quatro ligas, sendo uma a liga base (S1), uma segunda com adição de Y (S2), uma terceira com adição de Si (S3) e finalmente uma quarta com adição tanto de Si quanto de Y (S4). Foi avaliado o ganho de massa por área em ensaios realizados em forno mufla sob atmosfera natural nas temperaturas de 800°C, 900°C e 1000°C durante 6h, 24h e 96h. As ligas foram caracterizadas através de medidas de dureza, espaçamento interdendrítico, análises de difração de raios-X, microscopia eletrônica de varredura (MEV/ERE) e microanálise por EDS. Após os ensaios de oxidação, verificou-se que em todas as ligas houve a formação de NiO; a formação de grandes quantidades de Al₂O₃ em todas as ligas com exceção da liga modificada apenas pelo Si, que apresentou a predominância de formação de Cr₂O₃ e menor resistência à oxidação em relação às demais ligas. As ligas modificadas ao Y (S2 e S3) apresentaram maior resistência à oxidação, camada de óxidos aderente, compacta, poucos indícios de oxidação interna.

Palavras-chave: Ligas NICRAL; Resistência à oxidação; Adição de Y e de Si.

EFFECT OF THE Y AND SI ADDITION ON THE OXIDATION RESISTANCE OF NICRAL ALLOYS

Abstract

In this work it was studied the influence of the addition of Y and Si on the oxidation resistance of Ni-Cr-Al, using four alloys: the base alloy (S1), a second alloy modified by the addition of Y (S2), a third alloy modified by addition of Si (S3) and finally a fourth alloy modified by the addition of both Si and Y (S4). It was evaluated the mass gain per area in the tests performed in a muffle furnace under natural atmosphere at temperatures of 800 ° C, 900 ° C and 1000 ° C for 6h, 24h and 96h. The alloys were characterized by hardness measurements, interdendritic spacing, analysis of X-ray diffraction, scanning electron microscopy (SEM / ERE) and microanalysis by EDS. From the standpoint of the phenomena occurring during the oxidation tests, it was found that in all alloys has the formation of NiO, the formation of large amounts of Al₂O₃ in all the alloys except alloy modified only by Si, which showed the predominant formation of Cr₂O₃ and lower oxidation resistance compared to other alloys. The alloys modified by Y (S2 and S3) showed greater resistance to oxidation, an adherent and compact oxide layer, moreover little evidence of internal oxidation.

Key Words: NICRAL alloys; Oxidation resistance; Y and Si addition.

¹ Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.

² Eng. Metalurgista, EPUSP, São Paulo-SP, Brasil.

³ Dr. Eng. Metalurgista, Professor Adjunto, DEMat-CT/UFRN, Natal-RN, Brasil.

⁴ Dr. Eng Metalurgista, Professor Titular, PMT/EPUSP, São Paulo-SP, Brasil.



1 INTRODUÇÃO

Diversos trabalhos vêm sendo realizados pelo grupo de pesquisa, em colaboração com outras instituições, voltados para o desenvolvimento de ligas baseadas no sistema Al-Cr-Ni e Al-C-Cr-Ni, resistentes ao desgaste e a corrosão/oxidação em altas temperaturas.⁽¹⁻⁷⁾ Dando continuidade a esta linha de pesquisa, este trabalho explora a influência da adição de silício e de ítrio em ligas Ni-Cr-Al sobre a resistência à oxidação deste sistema.

Além da resistência mecânica, outra importante característica das superligas a base de níquel é a sua resistência à oxidação em altas temperaturas. A estabilidade termodinâmica da camada oxidada e sua morfologia determinam a resistência à oxidação de um material num meio específico. Para uma camada de óxido estável, contínua e não porosa o transporte de massa através da camada se torna a etapa controladora do processo de oxidação, e a medida que a camada cresce ocorre a diminuição da velocidade de crescimento, apresentando um comportamento parabólico.⁽⁸⁾

Para que a camada de oxido formada seja eficiente na proteção do metal, é necessário que ela seja livre de poros, trincas ou defeitos, ser livre de tensões na temperatura de trabalho (que contribui para o destacamento do óxido) e não formar produtos voláteis. A quebra, o destacamento ou a evaporação desta camada que funciona como proteção, diminui a eficiência da resistência à oxidação. Em alguns casos, após a falha, o óxido é novamente formado, e a proteção é mantida. Entretanto, se a liga se torna empobrecida do elemento formador do óxido protetor, óxidos menos protetores são formados, levando a uma rápida degradação do material pelo processo de oxidação.⁽⁹⁾

Nas ligas Ni-Al-Cr é esperada a presença de um filme de óxido composto principalmente por NiO, Cr₂O₃ e Al₂O₃, ou uma mistura complexa destes óxidos. Apesar da cinética de formação do NiO ser maior que a dos outros óxidos, os óxidos de alumínio e cromo são mais estáveis que o NiO e atuam na proteção do avanço do processo de oxidação da liga.⁽¹⁰⁾ O NiO, além de apresentar uma cinética de crescimento acelerada, costuma ter baixa adesão ao substrato metálico, ocasionando problemas de destacamento.^(8,11,12) O Cr₂O₃ e o Al₂O₃ funcionam como barreiras para a difusão dos reagentes envolvidos no processo de oxidação, servindo como uma camada protetora. Assim, com a formação destes óxidos a cinética da oxidação diminui.⁽⁸⁾ O rápido crescimento do NiO promove uma alta taxa inicial de oxidação. Em quanto isso Al₂O₃ e Cr₂O₃ vão sendo formados e a velocidade da taxa de oxidação diminui. Isto porque o crescimento das camadas protetoras de Al₂O₃ e Cr₂O₃ ajudam a impedir a formação do NiO.⁽¹³⁾ Em condições de temperaturas elevadas e velocidade elevada do fluxo de gases o Cr₂O₃ sofre intensa volatilização, sendo que acima de ~1100 oC ele deixa de cumprir com seu caráter protetor.⁽¹⁴⁾

O benefício da adição do Si está relacionado à formação de SiO₂. O crescimento deste óxido pode ter uma cinética tão lenta quanto do Al₂O₃.⁽¹⁵⁾ Além disso, a adição de Si à liga pode inibir a formação de NiO e levar a estabilização do Al₂O₃.^(14,15) Por outro lado, adições de Si ao metal base estariam associadas ao aumento da aderência da camada de óxidos,^(15,16) quando adicionado em teores de até 2,7% em at.

O Y é um elemento amplamente utilizado nas ligas de níquel quando se busca aumentar a resistência à oxidação e sua função está relacionada à formação da Al₂O₃

de forma mais rápida.^(14,17-20) Apesar de as ligas contendo Y poderem apresentar um ganho de massa inicial maior do que as ligas sem adição, seu efeito torna-se benéfico em longo prazo, uma vez que o Al_2O_3 é um óxido muito estável. Desta forma, o Al_2O_3 vai atuar na proteção da liga, diminuindo a velocidade do prosseguimento do processo de oxidação.^(14,17,18) A adição de Y também pode alterar a morfologia e o tamanho de grão do Al_2O_3 , indicando uma possível mudança no processo de oxidação. Porém estudos ainda estão sendo realizados para se compreender este fenômeno.⁽¹⁷⁾ Outra função atribuída ao Y quando este está presente em ligas formadoras de Cr_2O_3 e o Al_2O_3 , é o aumento da aderência desses óxidos ao metal base.⁽¹⁷⁻²⁰⁾

2 - MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas foram produzidas, utilizando um forno a arco sob atmosfera protetora de argônio, a partir das seguintes matérias primas: Ni metálico (99,99%), Cr eletrolítico (99,99%), Al comercialmente puro, Al-B (4,5% de boro), Si grau eletrônico e Y metálico (99,999%). Foram preparadas quatro composições, sendo uma base (liga S1), constituída apenas por Ni-Cr-Al, uma segunda com adição de Y (liga S2), uma terceira com adição de Si (liga S3) e uma quarta com adição tanto de Si quanto de Y (liga S4), cujas composições são mostradas na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição das ligas S1, S2, S3 e S4 em porcentagem atômica

Elemento	Composição das Ligas (% atômica)			
	S1	S2	S3	S4
Ni	74,02	73,8	75,48	74,01
Cr	7,85	7,85	8,09	7,85
Al	18,04	18,04	12,86	14,01
B	0,09	0,09	0,08	0,09
Si	-	-	3,49	3,82
Y	-	0,22	-	0,22

Todas as ligas foram submetidas a cinco re-fusões, buscando-se alcançar homogeneidade na composição e microestrutural. Após as fusões foram realizadas pesagens para se avaliar as perdas de massa durante o processo. Foi verificada uma perda sistemática de massa pouco significativa, da ordem de 0,3%.

A preparação das amostras para a análise microestrutural seguiu a seqüência convencional: corte de uma seção em uma cortadeira de disco diamantado; embutimento a quente em resina baquelite; lixamento manual com lixas de SiC; polimento em discos com pasta de diamante; lavagem por agitação ultra-sônica por cinco minutos em banho de acetona; secagem por fluxo de ar aquecido; pesagem em balança analítica de precisão (décimo de mg) . Por fim as amostras foram atacadas com reagente de Marble (composto por 50 mL de água destilada, 50 mL de ácido clorídrico e 10 g de sulfato de cobre) por 8 segundos. As amostras foram observadas em microscópio óptico e as imagens representativas foram registradas por uma câmera digital acoplada.

Para a execução dos ensaios de oxidação, foram preparadas 9 amostras de cada liga conforme a seqüência: corte de precisão utilizando-se uma máquina de corte com disco diamantado com o objetivo de se obter amostras com aproximadamente

4x4x3 mm³ de dimensão; lixamento manual em lixas de SiC até a granulometria 600 *mesh*; lavagem por agitação ultrassônica por cinco minutos; medição da área superficial com o auxílio de um micrômetro, de forma a padronizar os ensaios de oxidação e obter valores de ganho de massa por área; execução dos ensaios de oxidação em forno tipo mufla, sob atmosfera natural, em temperaturas de 800°C, 900°C e 1000°C por 6 horas, 24 horas e 96 horas. Para facilitar o manuseio das amostras e se evitar a perda de óxidos por crepitação, estas foram acondicionadas em tubos de sílica com aproximadamente 10 mm de diâmetro por 30 mm de comprimento e com um dos lados fechado com lã de quartzo.

A caracterização das camadas de óxidos foi feita tanto por microscopia ótica e eletrônica de varredura (aliada à micro-análise por EDS e a imagens obtidas por elétrons retro-espalhados) de seções transversais à camada das quatro ligas levadas à oxidação a 1000°C por 24 horas. Além disso, tanto a ligas obtidas quanto as amostras oxidadas foram analisadas por difração de raios-X para a identificação das fases presentes e dos óxidos formados, respectivamente. Os parâmetros utilizados foram os seguintes: fonte de cobre com radiação Cu-K α ($\lambda = 1.541874 \text{ \AA}$), passos de 0,02° (2 θ) e um segundo por passo. Os espectros das difrações foram analisados com auxílio do software Match!, utilizando a base de dados JCPDS de 2001. Na Tabela 2 são apresentados os números das fichas JCPDS usadas nas análises dos difratogramas.

Tabela 2 – Número das fichas JCPDS utilizadas na identificação das fases e óxidos formados

Composto	Al ₂ O ₃	Ni ₃ Al	Ni	NiO	Cr ₂ O ₃	Y ₂ O ₃	SiO ₂
Ficha JCPDS	81-1667	65-0430	65-0380	47-1049	84-0313	86-1107	82-1574

Para se avaliar a influência das adições sobre a microestrutura bruta de fundição foi feita a medida através de microscópio ótico do espaçamento interdendrítico secundário (EIS) em amostras preparadas metalograficamente. Em cada amostra foram avaliados 10 campos, perfazendo mais de 50 medidas de EIS por condição.

O comportamento mecânico das ligas foi avaliado através da medição da microdureza Vickers, utilizando-se 0,5kg de carga. Foram medidos oito pontos de cada amostra, procurando-se minimizar as influências de possíveis segregações ou orientações existentes no material.

3 RESULTADOS

A Figura 1 apresenta as imagens obtidas por MO das ligas estudadas. Todas as amostras apresentam estrutura dendrítica característica de ligas brutas de fundição resfriadas rapidamente. Porém as ligas com adição (tanto de Si como de Y) apresentaram um refinamento no espaçamento interdendrítico em comparação com a liga base, conforme os resultados apresentados na Tabela 3, juntamente com os valores de dureza obtidos.

Tabela 3 – Valores obtidos para os espaçamentos interdendríticos secundário (EIS) e de microdureza Vickers para as ligas estudadas

Parâmetro	Valores Médios			
	S1	S2	S3	S4
HV _{0,5} [Kgf/mm ²]	279,5	285,2	321,7	338,8
Espaçamento Interdendrítico Secundário [μm]	40	25	24	25

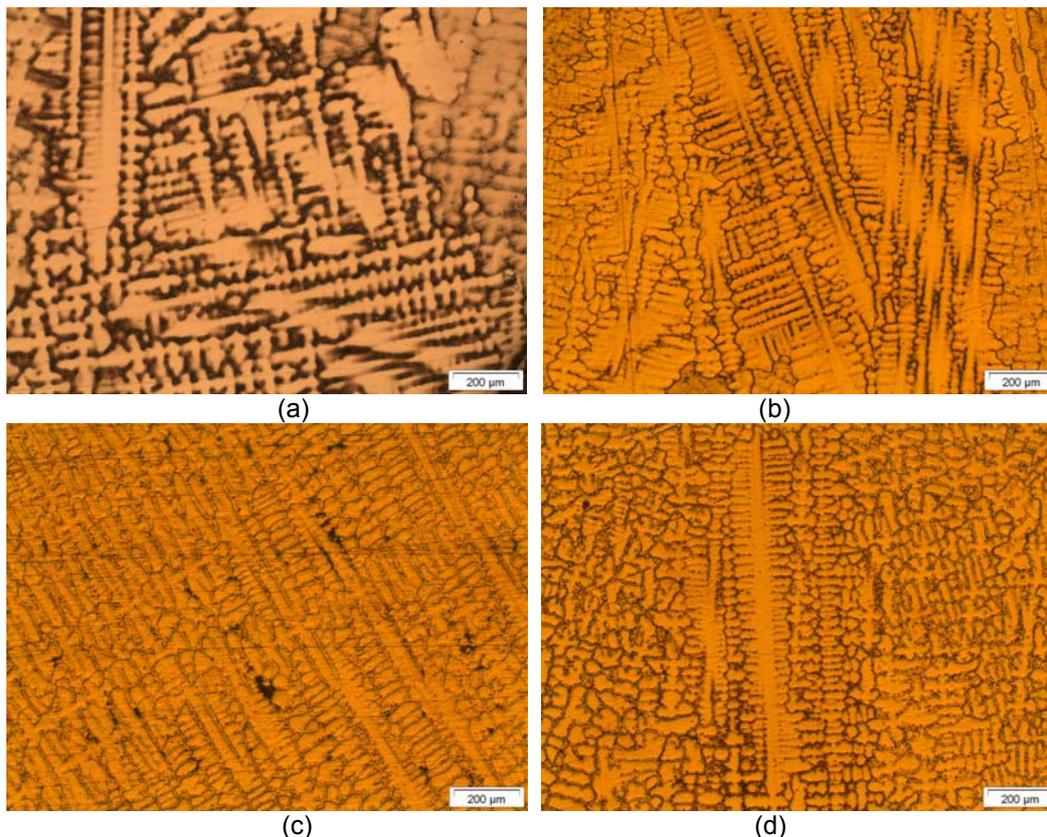


Figura 1 – Microestrutura das ligas (a) S1 (liga base), (b) S2 (com Y), (c) S3 (com Si) e (d) S4 (com Y e Si). Ataque com reagente de Marble. Microscopia ótica.

Na Figura 2 são apresentados os resultados das difrações de raios-x nas ligas fundidas. Estes revelam a provável presença apenas da fase γ' - Ni_3Al , de acordo com as análises realizadas com o software Match!, utilizando a base de dados JCPDS de 2001. Entretanto, os difratogramas apresentaram indícios de textura, uma vez que o pico de máxima intensidade encontrado (200) difere daquele previsto para o super-reticulado do CFC (111).

Nas liga S2 e S4, ambas modificadas pelo Y, foram identificadas duas fases fina e homogeneamente precipitadas por toda a matriz, conforme mostrado na Figura 3. Análises por EDS destas regiões mostraram que os precipitados na forma de grãos mais escuros possuem elevado teor de cromo. A análise semi-quantitativa apontou o resultado de 27,29% at. de Ni, 67,89% at. de Cr, 1,49% at. de Al e 1,65% at. de Si. Esta fase poderia ser uma solução sólida de Cr α , a fase β do sistema Ni-Al-Cr ou mesmo uma mistura de fases com dispersão nanométrica. Seria interessante em trabalhos futuros explorar a natureza desta fase usando MET e difração de elétrons em área selecionada. Já os precipitados mais claros mostraram a presença de Ni e Y. A análise semi-quantitativa apontou a presença 66% at. de Ni e de 33% at. de Y, o que sugere que tal fase se trate do intermetálico Ni_2Y , conforme previsto no diagrama Ni-Y.

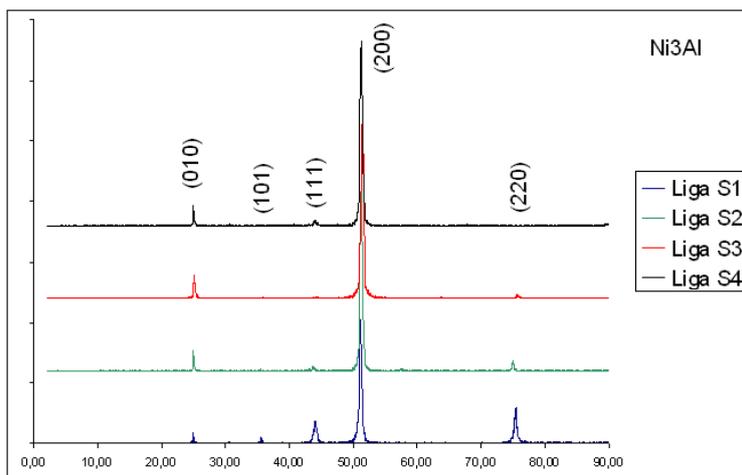


Figura 2 – Difratomogramas das ligas sem oxidação, indicando apenas a presença da fase Ni_3Al . Radiação de $Cu-K\alpha$.

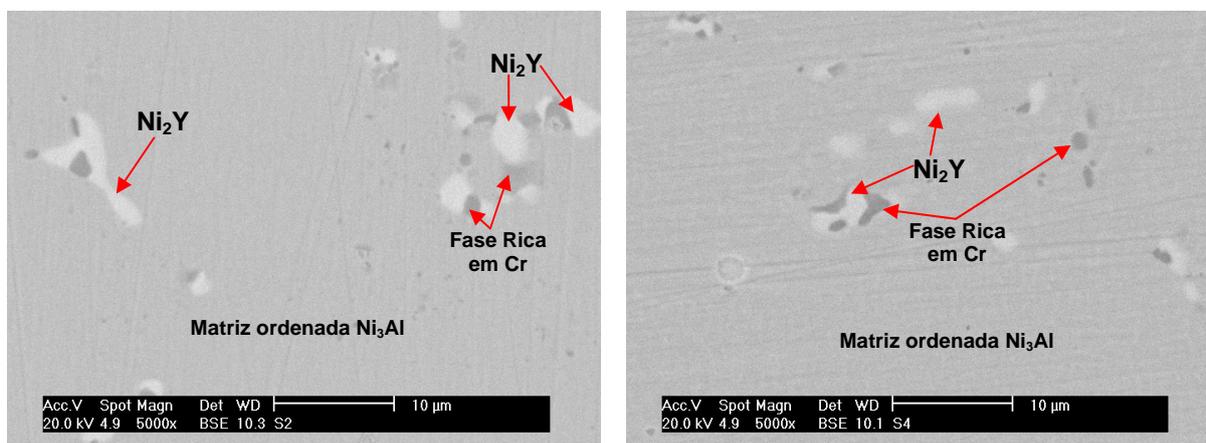


Figura 3 – Precipitados Intermetálicos presentes na matriz da liga S2 (esq.) e na liga S4 (dir.). Amostras sem ataque. Imagem obtida por MEV/ERE.

Nos ensaios de oxidação, as amostras ensaiadas a $800^{\circ}C$ apresentaram pequenas variações em suas massas, cujos valores baixos se mostraram dentro da faixa de imprecisão da balança analítica. Além disso, os ensaios realizados por 6 horas nas diferentes temperaturas proporcionaram ganhos de massa pouco expressivos, com exceção da liga S3. As amostras ensaiadas a $900^{\circ}C$ e a $1.000^{\circ}C$, por sua vez apresentaram ganhos de massa relativamente similares nas diversas situações. Na Figura 4 estão apresentados os resultados do ganho de massa para todas as amostras ensaiadas a $1.000^{\circ}C$.

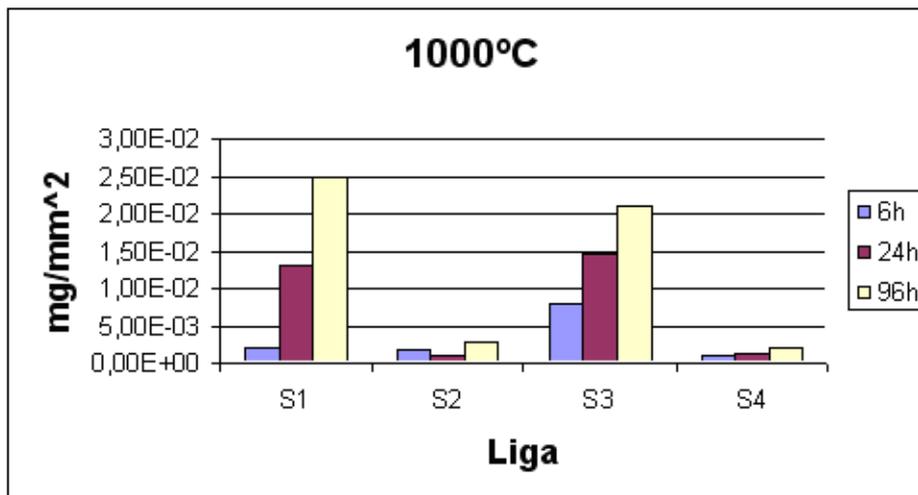


Figura 4 – Ganho de massa das amostras ensaiadas a 1.000°C.

4 DISCUSSÃO

Em relação às características microestruturais das ligas estudadas, pode-se atribuir este efeito de refinamento da estrutura à formação de finos precipitados de intermetálicos nas ligas com adições, que interferiram no processo de nucleação das dendritas. Além disso, com base nos valores apresentados, pode-se verificar que a adição de ítrio pouco influenciou a dureza do material. Já a adição de silício apresentou uma clara tendência para aumentar a dureza da liga, uma vez que a adição de aproximadamente 2% em peso de Si aumentou a dureza entre 15% e 20%. Este efeito precisa ser mais bem entendido em trabalhos futuros.

Em relação aos ganhos de massa sob oxidação, de acordo com a Figura 4, as ligas com adição de Y (S2 e S4) mostraram um ganho de massa significativamente menor em relação às ligas S1 e S3. Nos ensaios de 6 horas a liga S3 apresentou ganho de massa mais elevado que as outras ligas, inclusive que a liga base S1, indicando que a adição de Si pode influenciar na cinética da formação do NiO. Nos ensaios por 24 horas o ganho de massa da liga S3 foi semelhante ao obtido para a liga S1 e superior ao das ligas contendo Y (S2 e S4).

Em relação às espécies presentes nas camadas de óxidos, as análises de difração de raios-X nas amostras oxidadas a 1.000°C por 96 horas no forno sob atmosfera natural mostraram, conforme a Figura 5, a presença da fase $\text{Ni}_3\text{Al} - \gamma'$, referente ao substrato metálico e traços do óxido NiO nos difratogramas de todas as ligas. O NiO possui uma cinética de formação mais rápida do que os óxidos de alumínio e de cromo. Porém, à medida que outros óxidos protetores vão sendo formados, a formação do NiO é desacelerada.

O difratograma da liga S1 (Figura 5-a) mostrou a presença dos óxidos Al_2O_3 , NiO e Cr_2O_3 , enquanto o difratograma da liga S2 (Figura 5-b) indicou a presença dos óxidos Al_2O_3 , NiO e Y_2O_3 . Importante notar que nesta liga não se verifica a presença do Cr_2O_3 , comprovando o previsto na literatura de que a presença de Y privilegia a formação de Al_2O_3 .^(19,20) O difratograma da liga S3 (Figura 5-c) indicou a presença dos óxidos NiO, Cr_2O_3 e SiO_2 . A presença do Si inibiu a formação da camada protetora de Al_2O_3 , o que justifica o significativamente maior ganho de massa nesta liga S3. Também contribui

para este comportamento o fato da liga S3 apresentar um menor teor de Al, uma vez que o Si foi introduzido em seu lugar. Enquanto as ligas S1 e S2 apresentam 18,04% at a liga S3 possui apenas 12,86% at. Desta forma esta liga é mais pobre em Al, aparentemente favorecendo a formação do óxido de cromo⁽¹⁴⁾. O difratograma da liga S4 (Figura 5-d) indicou a presença dos óxidos NiO e Al₂O₃. Neste caso pode-se afirmar que a adição de Y se sobressai em relação a adição do Si, uma vez que na Liga S4 se verifica o mesmo comportamento da liga S2 com adição de apenas Y. Importante salientar, que tanto o Y₂O₃ quanto o SiO₂, quando presentes, apresentam picos de baixas intensidades devido à pequena quantidade formada destes óxidos.

Apesar da liga S4 possuir um teor de Al (14,01% at.) menor do que as ligas S1 e S2 (18,04% at.) e mais semelhante à liga S3 (12,86% at.); não foi identificada no seu difratograma a presença de Cr₂O₃, mas sim de Al₂O₃. Desta forma a liga S4 apresentou um comportamento mais semelhante da liga S2 (contendo apenas ítrio) do que da liga S3 (contendo apenas silício), tanto em relação aos óxidos formados quanto em relação ao ganho de massa. A semelhança entre os óxidos das ligas S2 e S4 pode ser atribuída ao Y, visto que este elemento é apontado como um forte formador de Al₂O₃.^(19,20)

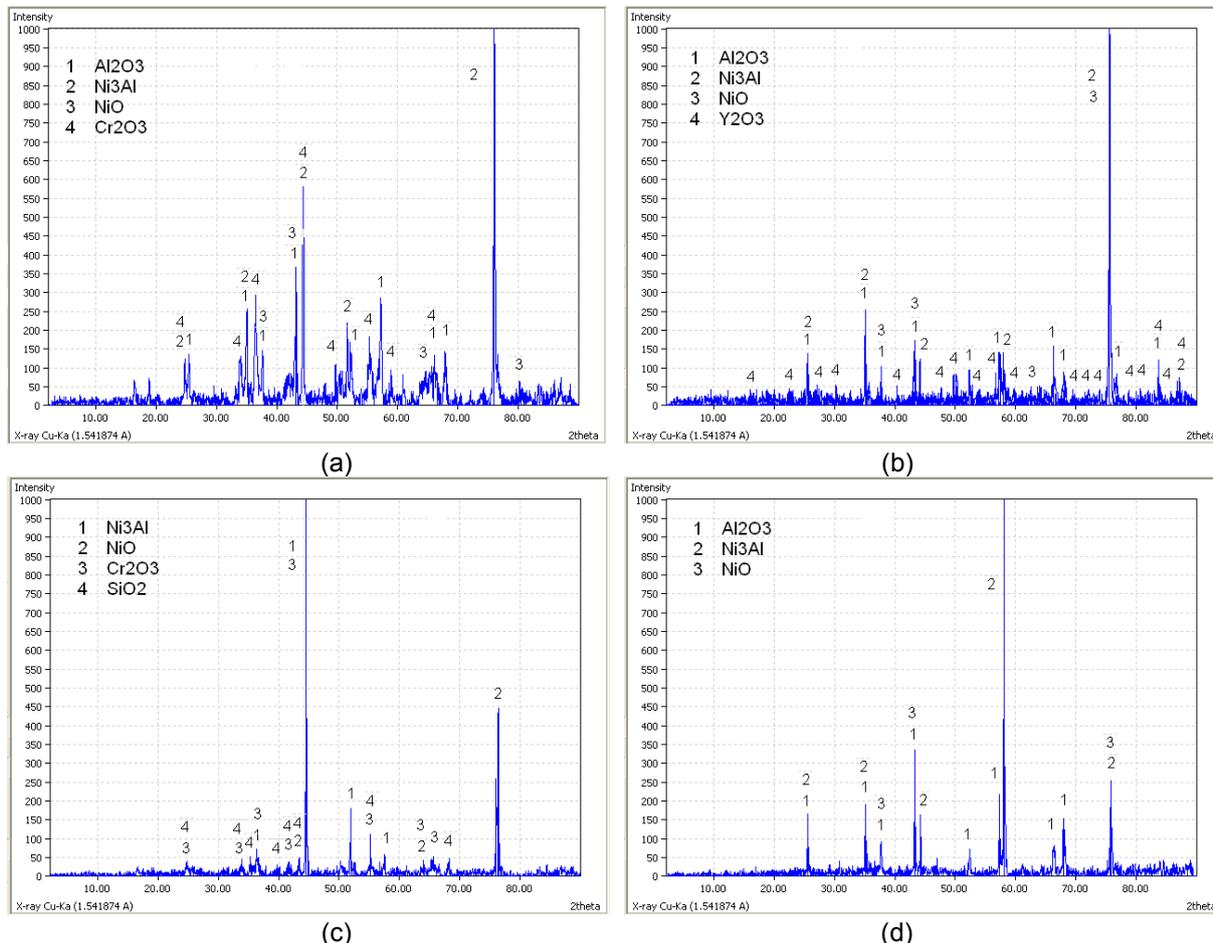


Figura 5 – Difratogramas da liga S1 (a), S2 (b), S3 (c), S4 (d) após ensaios de oxidação ao ar a 1000°C por 96 horas.

Chama a atenção o fato de que, diferentemente da liga S2, não foi possível identificar a presença de óxido de Y na liga S4. Além disso, diferentemente da liga S3, na liga S4 também não foi possível identificar a presença de SiO_2 cristalino. Para ambos os casos o motivo para estes óxidos não terem sido identificados são as suas pequenas intensidades, visto que estes mesmos óxidos estão presentes nas ligas S2 e S3.

A análise da espessura da camada oxidada mostrou uma grande diferença de comportamento entre as ligas, como pode ser visto na Figura 6. As ligas S1, S2 e S4 apresentaram uma camada contínua de óxidos em suas superfícies. Já a liga S3, modificada ao Si mostrou, em diversos locais, interrupções na camada oxidada. As ligas S2 e S4 apresentaram uma espessura de camada oxidada muito inferior às ligas S1 e S3. Enquanto estas ligas apresentaram camadas de óxidos da ordem de 10 μm e 20 μm respectivamente, as ligas S2 e S4 apresentaram camadas de óxidos em torno de 4 μm . Além disso, na amostra modificada ao Si (S3) verifica-se uma camada de óxido pouco aderida e mais fragmentada e oxidação interna. No caso da liga base (S1) verifica-se uma camada, apesar de mais espessa, aderida e uma maior incidência de oxidação interna. Tem-se aí um indício de que estas ligas (S1 e S3) sem a presença do Y apresentam uma maior difusividade do oxigênio nas suas camadas de óxido.

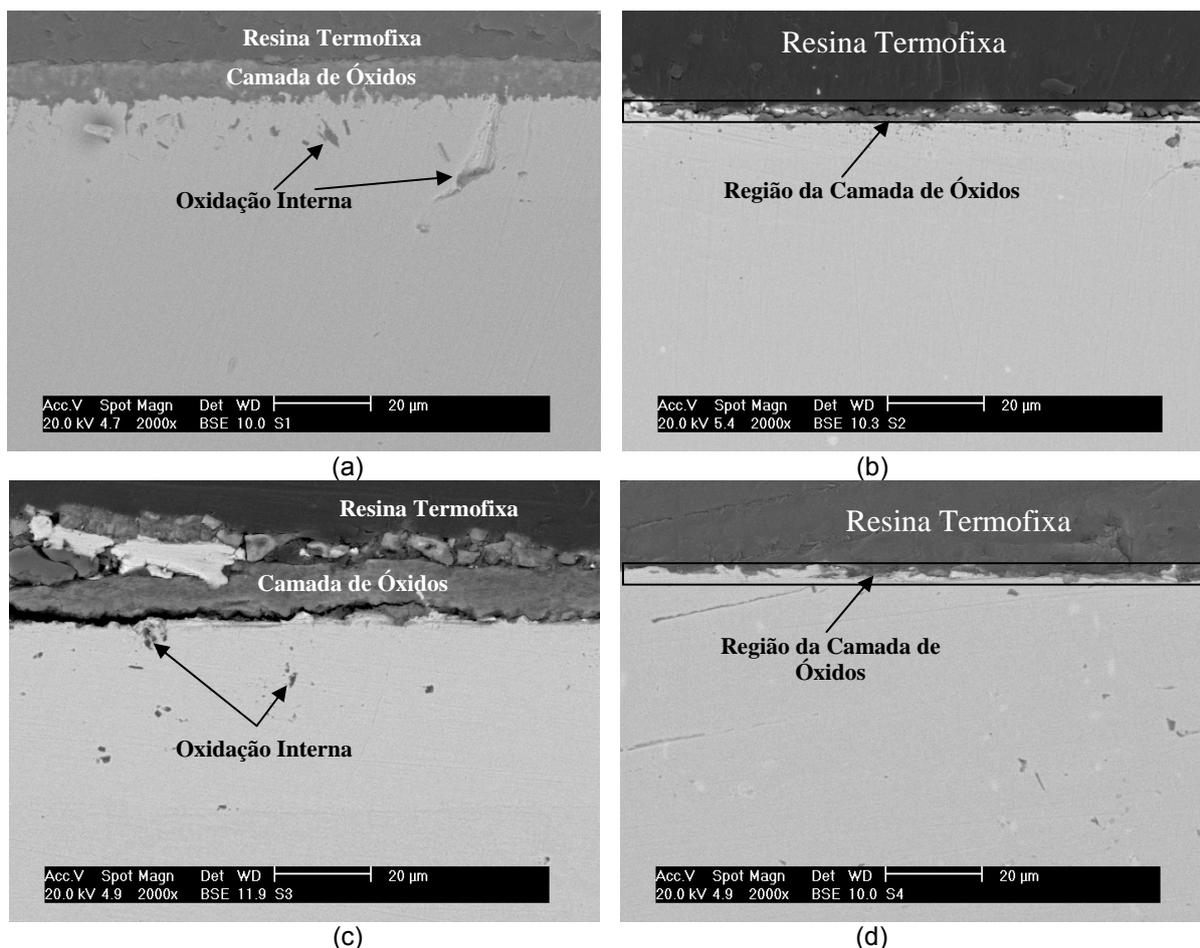


Figura 6 – Camadas de óxido das ligas S1 (a), S2 (b), S3 (c), S4 (d) oxidadas a 1000°C por 24 horas no forno. Imagens obtidas por MEV/ERE.

Nas ligas S2 e S4, a presença de uma fina camada aderente e pouco permeável ao oxigênio formada principalmente por Al_2O_3 e com a presença de Y_2O_3 proporcionou a elevada resistência à oxidação e com baixa incidência de oxidação interna.

Para as ligas S2 e S4, a pequena espessura da camada de óxido impediu a execução de micro-análise por EDS da camada. No caso da liga S3, foram feitas micro-análises por EDS nos locais destacados na Figura 7. Neste caso se verifica a presença pouco significativa do Al na camada de óxido, confirmando os resultados de DR-X que indicou a ausência do Al_2O_3 na camada de óxido desta liga. O fato da camada de óxidos da liga S3 apresentar diversas discontinuidades pode ser devido tanto à volatilização do Cr_2O_3 quanto ao destacamento dos óxidos, contribuindo para o maior ganho de massa desta liga, uma vez que o metal base continuou exposto.

O EDS da parte superior da camada de óxido da liga S3 indicou a presença de Al e Si além do cromo, apesar do difratograma desta liga não indicar a presença dos picos característicos Al_2O_3 nem de qualquer outro óxido contendo Al. Porém a camada de óxidos mostrou a presença principalmente de Cr_2O_3 , especialmente em regiões intermediárias. A ausência do Al_2O_3 no difratograma desta liga pode estar associada à sua pequena espessura e à sua posição mais superficial.

Portanto, como esperado, a adição de Y tanto sozinho quanto em associação com o Si representou um significativo ganho na resistência à oxidação de ligas baseadas no sistema Al-Cr-Ni. Por outro lado, a adição de apenas Si, ao contrário do que se esperava, não representou nenhum ganho na resistência à oxidação e ao contrário do que previa a literatura, não ajudou na estabilização do Al_2O_3 . Esta contradição pode estar associada aos teores de Si mais elevados neste estudo que aqueles utilizados em trabalhos da literatura.^(9,10)

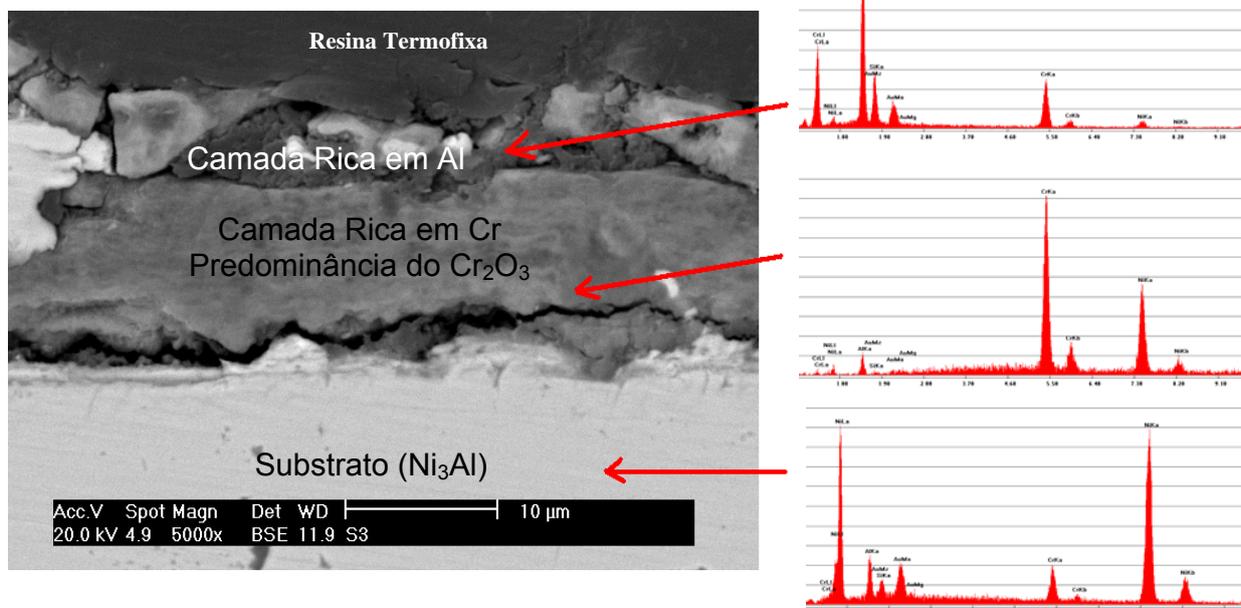


Figura 7 – Regiões onde foram feitas análises por EDS na camada oxidada da liga S3 ensaiada a 1000°C por 24 horas ao ar.



5 CONCLUSÕES

A modificação da liga base (S1) pela adição de Si e/ou Y refinou a estrutura dendrítica bruta de fundição. Entretanto, apenas as ligas modificadas pela adição de Si (S3 e S4), em substituição parcial do Al apresentaram aumento em suas durezas.

As ligas com adição de Y (S2 e S3) apresentaram aumento na resistência à oxidação e a formação de uma camada uniforme e bem aderida constituída principalmente por de Al_2O_3 . Estas ligas também apresentaram a formação de dois precipitados no interior da matriz (provavelmente Ni_2Y e uma fase rica em Cr).

A liga contendo apenas Si (S3) substituindo parcialmente o alumínio apresentou menor formação de Al_2O_3 , mas maiores quantidades de Cr_2O_3 e pequenas quantidades de SiO_2 . A camada de óxidos formadas nesta liga mostrou-se descontínua e pouco aderente em diversos pontos. Em princípio, maiores teores de Si que aqueles indicados na literatura podem justificar este comportamento aparentemente contraditório.

Uma vez que a liga com adição de tanto de Si quanto de Y (S4), apresentou resistência à oxidação similar à liga modificada apenas ao Y (S2), ambas significativamente maiores que aquela verificada para a liga modificada apenas ao Si (S3) pode-se afirmar que o este elemento, nos teores adicionados, mostrou ser pouco eficiente para aumentar a resistência à oxidação de ligas baseadas no sistema Al-Cr-Ni, o que está em contradição com previsões da literatura.

Agradecimentos

A execução deste trabalho foi possível graças ao apoio financeiro da CAPES, do CNPq e da FAPESP.

REFERÊNCIAS

- 1 YOSHIMURA, H. N. e GOLDENSTEIN, H., "Compostos Intermetálicos Fundidos Brancos – WCIC – Uma Nova Família de Ligas para Fundição Resistentes a Altas Temperaturas"; Anais do 51º Congresso Anual da ABM; 1996.
- 2 YOSHIMURA, H. N.; MATSUBARA, Y.; GOLDENSTEIN, H.; "WCIC – White Cast Intermetallic Compounds – A New High Temperature Foundry Material"; Acta Microscopica; v. 6, Supl. A, p. 174-175, 1997.
- 3 SILVA, Y. N., YOSHIMURA, H. N. e GOLDENSTEIN, H., Compostos Intermetálicos Fundidos Brancos – WCIC – Uma nova família de ligas para fundição – Caracterização estrutural. Anais do 2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais – ABM; setembro 1997.
- 4 FARINA, A. B.; SILVA, W. S., SILVA, Y. N., GOLDENSTEIN, H.; "Progressos no Desenvolvimento do Banco de Dados Termodinâmicos para o Sistema Ni-Cr-Al-C"; Anais do 59º Congresso Anual da ABM, 2004.
- 5 SILVA, W. S.; "Avaliação das Propriedades Mecânicas e Tribológicas de Ligas NICRALC"; Tese de Doutorado EPUSP, 2006.
- 6 FURLAN, T. S.; "Caracterização Microestrutural de uma Liga Ni-Cr-Al"; Trabalho de Formatura, EPUSP, 2004.
- 7 KASAHARA, M. H.; "Estudo de Fundibilidade de uma Liga NiCrAlC"; Trabalho de Formatura, EPUSP, 2005.
- 8 WRIGHT, I.G.; "High-Temperature Corrosion"; Metals Handbook, 9th ed.; v. 13, p. 97-103.



- 9 WASIELEWSKI, G. E.; RAPP, R. A.; "High-Temperature Oxidation, The Superalloys"; Vital High Temperature Gas Turbine Materials for Aerospace and Industrial Power; p. 287-316, 1972.
- 10 AJDELSZTAJN, L.; TANG, F.; PICAS, J.; KIM, G. E.; PROVENZANO, V.; SCHOENUNG, J. M.; "Synthesis and Oxidation Behavior of Nanocrystalline MCrAlY Bond Coats"; University of California Energy Institute, 2002.
- 11 PETTIT, F. S.; MEIER, G. H.; "Oxidation and Hot Corrosion of Superalloys"; Proceedings of The Fifth International Symposium on Superalloys sponsored by The High Temperature Alloys Committee of The Metallurgical Society of AIME, Seven Spring Mountain Resort; p. 651-687, 1984.
- 12 GALERIE, A.; TOSCAN, F.; DUPEUX, N.; MOUGIN, J.; LUCAZEAU, G.; VALOT, C.; HUNTZ, A. M.; ANTONI, L.; "Stress and Adhesion of Chromia-Rich Scales on Ferritic Stainless Steels in Relation with Spallation"; Materials Research, v. 7, p. 81-88, 2004. 60
- 13 CASTELLO, P.; STOTT, F. H.; GESMUNDO, F.; "Yttrium-Promoted Selective Oxidation of Aluminium in the Oxidation at 1100°C of an Eutectic Ni-Al-Cr₃C₂ Alloy"; Corrosion Science; v. 41, p. 901-918, 1999.
- 14 HAANAPPEL, V. A. C.; PÉREZ, P.; GONZÁLEZ-CORRASCO J. L.; STROOSNIJDER, M. F.; "The Cyclic Oxidation Behavior of PM Ni₃Al"; Intermetallics; v. 6, Issue 5, p. 347-356, 1998.
- 15 GRÜNLING, H. W.; BAUER, R., "The Role of Silicon in Corrosion-Resistant High Temperature Coatings", Thin Solid Films, v. 95, p 3-20, 1982.
- 16 GUDMUNDSSON, B.; JACOBSON, B. E.; "The Effect of Silicon and Zirconium Additions on the Microstructure of Vacuum-plasma-sprayed Co-Ni-Cr-Al-Y Coatings"; Materials Science and Engineering A; v. 108, p. 73-80, 1989.
- 17 FRITSCHER, K.; LEYENS, C.; PETERS, M.; "Development of a Low-Expansion Bond Coating for Ni-base Superalloys"; Materials Science and Engineering A; v. 190, Issues 1-2, p. 253-258, 1995.
- 18 SIMS, C.T.; HAGEL, W.C.; STOLOFF, N.S.; "The Superalloys II", John Wiley & Sons, New York, 1987, p. 1- 565.
- 19 CUEFF, R.; BUSCAIL, H.; CAUDRON, E.; ISSARTEL, C.; RIFFARD, F.; "Oxidation Behaviour of Kanthal A1 and Kanthal AF at 1173K: Effect of Yttrium Alloying Addition"; Applied Surface Science, v. 207, Issues 1-4 , p. 246-254, 2003.
- 20 MROWEC, S.; JEDLINSKI, J.; GIL, A.; "The Influence of Certain Reactive Elements on the Oxidation Behaviour of Chromia- and Alumina-forming Alloys"; Materials Science and Engineering A; v. 120-121, Part 1, p. 169-173, 1989.