

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTOS FORMADOS POR ALUMINETOS DE NÍQUEL DESENVOLVIDOS *IN SITU* POR PTA

Giselle de Oliveira do Rosario Ribas¹

Marjorie Benegra²

RESUMO

Aluminetos de níquel são comumente empregados em aplicações que exigem resistência ao desgaste e a oxidação em altas temperaturas, onde não são mais viáveis o uso dos aços ligados. Este trabalho objetiva avaliar a estabilidade estrutural de revestimentos aluminetos de níquel (NiCrAlC) obtidos *in situ* por PTA, submetendo-os a temperaturas de 600 °C a 1200 °C por tempos variáveis de 1 hora até 72 horas. A caracterização microestrutural foi feita por microscopia eletrônica de varredura, análise química por espectroscopia por difração de raios-X, juntamente com análise dos resultados do ensaio de microdureza. Os resultados de dureza variaram conforme o tempo de exposição à temperatura e dependeram da composição química dos revestimentos impostas pelas diferentes intensidades de correntes de deposição (100 e 130 A). Observou-se que as ligas NiCrAlC possuem microestruturas multifásicas, com precipitação de carbonetos e possivelmente da fase σ .

Palavras-chave: Aluminetos de Níquel. PTA. Estabilidade Microestrutural. NiCrAlC.

¹ Aluna do 3º ano de Engenharia Mecânica. Bolsista do Programa de Apoio à Iniciação Científica (PAIC 2012-2013). E-mail: giselle_rosario@hotmail.com.

² Doutora em Materiais (USP). Professora de Engenharia da Universidade Federal Tecnológica do Paraná. E-mail: marjbene@gmail.com.

INTRODUÇÃO

Ao longo dos anos, a indústria está cada vez mais exigente quanto à eficiência dos equipamentos e processos, bem como busca a redução de custo, tornando-se uma alternativa mais rentável. Assim, vários estudos vêm sendo desenvolvidos, visando o desenvolvimento e aprimoramento de novos materiais que possam prolongar a vida útil dos equipamentos.

O processo corrosivo de oxidação é um dos grandes problemas enfrentados pelos equipamentos de conversão de energia em sistemas avançados. Esses equipamentos apresentam como característica o trabalho em altas temperaturas, essa temperatura acelera o processo de oxidação. Para minimizar os problemas quanto à oxidação, novas ligas e composições vêm sendo desenvolvidas, dentre elas as superligas de níquel, incluindo o uso de compostos intermetálicos.

Baseada nessa necessidade, foi desenvolvida a liga NiCrAlC, composta por níquel, cromo, alumínio, carbono e pequenas adições de boro. Essa família de ligas fundidas busca combinar algumas propriedades das ligas a base de Níquel e dos ferros fundidos brancos, juntamente com a característica do comportamento mecânico dos alumineto de níquel (BOZZA; BENEGRÁ, 2012).

As superligas de níquel são complexas, sendo constituídas por muitas fases como carbetos, boretos, nitretos, γ' , nódulos eutéticos γ'' e, talvez, algumas fases do tipo topologicamente compactas na matriz austenítica. As ligas de NiCrAl possuem maior resistência mecânica endurecidas pela formação de precipitados e da fase γ' (INFOMET, 2013).

O processo PTA fundamenta-se no uso de um arco de plasma de alta densidade de energia como fonte de energia para fundir o material de aporte, permite à aplicação de ligas metálicas, superligas e materiais compostos sobre um metal base, conferindo à superfície excelentes propriedades de resistência à corrosão, erosão e desgaste, inclusive em temperaturas elevadas (CANGUE, 2005).

1 ALUMINETOS DE NÍQUEL

O níquel é um metal branco-prateado, dúctil, maleável, possuindo grande resistência mecânica à corrosão e à oxidação (SILVA, 2001). É um metal de transição, possui uma estrutura cristalina do tipo cúbica de face centrada (CFC), cuja microestrutura é austenítica e possui uma matriz com fase γ (esta fase pode ser endurecida por solução sólida, precipitação de carbetos e endurecimento por precipitação) (ALMEIDA, 2003).

As fases se formam pela ligação entre dois ou mais metais com razão estequiométrica definida (BENEGRA, 2010). A fase γ permite múltiplos sistemas de deslizamento, o que resulta em boa ductilidade e conformabilidade. Possui ponto de fusão em 1453 °C e normalmente contém elementos como cromo, cobalto, ferro, molibdênio, tungstênio e nióbio (BROOKS, 1982).

Os compostos intermetálicos apresentam propriedades relevantes no que se refere a elevadas temperaturas, como resistência mecânica, rigidez, resistência à corrosão, pois sua estrutura ordenada reduz a mobilidade das discordâncias assim como os processos de difusão (ESPINOZA, 2002). Esses compostos também apresentam elevado ponto de fusão. Possuem módulos de elasticidade superiores e altas resistências quando comparados aos constituintes individuais (FIAMONCINI COSTA; FOLGUERAS, 2007).

A maioria com intermetálicos são do tipo binários, ou seja, composto por um elemento A e um elemento B, onde cada elemento atômico ocupa lugares específicos na rede cristalina (BRUNETTI, 2012). A baixa ductilidade à temperatura ambiente inerente de ligas intermetálicas em geral, a adição de elementos de liga tornam-se necessárias para melhorar tais propriedades mecânicas (ALMEIDA; OLIVEIRA, 2006). O efeito benéfico da adição de cromo vem da modificação da superfície, reduzindo a reatividade do alumínio com a umidade do ar, o que reduz a fragilização tanto em temperaturas mais altas como à temperatura ambiente (BAZZI, 2006).

O composto intermetálico Ni_3Al apresenta uma ótima resistência à oxidação e a fadiga (baixa densidade) apresenta um ponto de fusão alto, e uma resistência superior do desgaste em elevadas temperaturas. Este composto resulta em uma solução sólida de Níquel ordenada à longa distância, denominada fase γ' também conhecida como fase intermetálica tipo A_3B (BENEGRA, 2010), Ni_3Al é a fase de reforço de uma grande quantidade de superligas a base de níquel (BRUNETTI, 2012).

Os aluminetos Ni_3Al e $NiAl$ possuem propriedades físicas e mecânicas distintas, devido a suas estruturas cristalinas, o Ni_3Al possui estrutura do tipo $L1_2$, já o $NiAl$ possui estrutura cristalina B_2 . Uma matriz de estrutura $L1$ com dendritas de martensita e um eutético como resíduo interdendrítico, cuja fase martensítica é enriquecida em alumínio em comparação com a matriz $L1_2$, suas regiões ricas em alumínio ordenam-se em temperaturas mais altas que as regiões ricas em níquel (LIMA, 1992).

Os materiais policristalinos possuem uma fragilidade, ocorrendo à fratura no limite do grão. Com isso, estudou-se a adição de outros elementos no composto, a adição de elementos de liga em intermetálicos a base de níquel-alumínio tem como intuito melhorar a resistência a altas temperaturas, além da ductilidade e tenacidade à temperatura ambiente (ALMEIDA, 2003).

A adição de molibdênio tem demonstrado agir como refinador de tamanho de grão. O ferro tende a substituir ambos os locais de rede dos aluminoides de níquel, formando também solução sólida e melhorando a dureza e a resistência à corrosão, além de promover soldabilidade aos compostos, conhecidos por serem suscetíveis a trincas de soldagem (ALMEIDA, 2003).

QUADRO 1 – Influência da adição de elementos nas ligas de Níquel

Elemento	Propriedade	Ação
Cromo (Cr)	Resistência mecânica e resistência à corrosão	O cromo forma uma camada passivante de óxido a Cr_2O_3
Boro (Bo)	Aumento na resistência mecânica	Segregação nos contornos de grão
Carbono (C)	Endurecimento	Formação de carbetos
Silício (Si)	Resistência à oxidação	Agente de precipitados intermetálicos
Ferro (Fe)	Resistência a elevadas temperaturas	Melhora a solubilidade do carbono
Molibdênio (Mo)	Resistência à corrosão Resistência mecânica	-

FONTE: Os autores (2012)

2 LIGA NiCrAlC

Uma nova família composta por uma matriz intermetálica Ni_3Al foi desenvolvida por Yoshimura e Goldenstein (1996), uma liga à base de níquel chamada Ni-Cr-Al-C, esse desenvolvimento tinha como objetivo a união de algumas propriedades, como a dispersão de carbonetos de cromo pró-eutéticos, juntamente com o aumento da resistência mecânica em altas temperaturas. Essa liga é uma alternativa econômica às ligas da família dos *Stellites*, sendo constituída de uma dispersão de carbetos de cromo em uma matriz intermetálica de Ni_3Al (γ') (SILVA et al., 2012).

Silva (2006), por meio de ensaios de compressão, confirmou que a liga Ni-Cr-Al-C possui propriedades mecânicas elevadas como: aumento da dureza, resistência ao escoamento e temperatura. A resistência mecânica a altas temperaturas seria proveniente da matriz intermetálica, enquanto a dispersão de carbonetos seria responsável pela resistência à abrasão (BENEGRA, 2010). Quanto ao aspecto microestrutural que apresentou a matriz γ' , somente a distribuição e tamanho dos carbonetos variam conforme a velocidade de solidificação (BENEGRA, 2010).

Benegra (2010) desenvolveu revestimentos de NiCrAlC depositadas por plasma com arco transferido (PTA). A deposição por plasma por arco transferido (PTA) tem sido reconhecida pelo processamento de depósitos homogêneos e densos, utilizando material de adição na forma de pó (BOND; BECKER; D'OLIVEIRA, 2006).

3 PLASMA POR ARCO TRANSFERIDO

Vários tipos de processos podem ser usados para a fusão das superligas de níquel. As propriedades dessas ligas são afetadas por todas as fases dos processos de fabricação. Atualmente, os pós de superligas de níquel são produzidos por atomização, pelo processo de eletrodo rotativo (PER), pela mistura de pós elementares de ligas-mães (mistura mecânica) e pela precipitação da solução aquosa. As duas primeiras técnicas mencionadas representam o maior volume de produção de pós de superligas, enquanto as duas últimas são usadas essencialmente para a produção de ligas endurecidas por dispersão (BROOKS, 1982).

Para o revestimento de NiCrAlC desenvolvido por Benegra (2010), foi utilizado material em forma de pó para alimentação do processo de deposição, o que permite a deposição de diversas ligas, como as NiCrAlC. Tem vantagem sobre a deposição a laser por apresentar taxas de resfriamento menores, o que faz com que os precipitados sejam mais estáveis (BAZZI; OLIVEIRA, 2006).

Quando o processo de soldagem utiliza pó como material de adição, o processo é, usualmente, chamado de PTA (*Plasma Transferred Arc*) (DÍAZ; DUTRA; OLIVEIRA, 2010); envolve um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça. A baixa distorção, pequena zona afetada pelo calor e microestrutura refinada também são destaques desta técnica (DÍAZ, DUTRA, D'OLIVEIRA, 2010).

A deposição de materiais por PTA é um processo no qual o pó de uma liga é introduzido no jato plasma para formar uma poça fundida sobre a peça. O depósito resultante é denso e homogêneo, com excelente ligação metalúrgica ao metal de base, como ocorre em soldagem convencional (SANTOS, 2003).

A intensidade de corrente é a principal variável quando se considera o aporte de calor ao substrato. No processo PTA, a corrente contínua constante com polaridade direta (CC-) é utilizada pelo maior aquecimento do metal de base e menor desgaste do eletrodo (SANTOS, 2003).

4 FASES INTERMETÁLICAS

A estrutura cristalina do níquel é cúbica de face centrada (CFC), não havendo mudança de fase desde a temperatura ambiente até a temperatura de fusão 1453°C (BROOKS, 1982 apud BENEGRÁ, 2010). Sua microestrutura é austenítica, conhecida como fase γ , para toda essa faixa de temperaturas, o que lhe proporciona utilização para trabalhos a quente (BENEGRÁ, 2010).

A adição de alumínio e de titânio nas superligas de níquel tem a função de formar a fase γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$). Esta fase é responsável pelo endurecimento das superligas, sendo estável do ponto de vista termodinâmico e favorecendo a manutenção da elevada resistência mecânica mesmo em altas temperaturas (INFOMET, 2013).

As ligas superligas de níquel-ferro também podem desenvolver a fase γ'' (DAVIS, 1997). A fase γ'' pode até endurecer em altas temperaturas, sendo essa a fonte da elevada resistência das superligas de níquel (INFOMET ©2013).

A adição de carbono faz com que precipitem carbonetos na matriz γ , contendo tungstênio, cromo, molibdênio e ferro. O níquel não é um forte formador de carbonetos, mas pode aparecer em pequenas quantidades nos mesmos. Os carbonetos mais frequentemente encontrados nas ligas de níquel são os do tipo MC , M_6C , M_7C_3 e M_{23}C_6 , (ALMEIDA, 2003).

Carbonetos são combinações químicas binárias de carbono e metais com grande interesse industrial. A presença de carbonetos é frequente nas ligas de níquel, conferindo a essas ligas maior resistência mecânica. Nas aplicações em altas temperaturas é importante a estabilidade dos carbonetos, sendo comum para esta finalidade, as adições de Nb, Ti, Zr, Ta, Mo e W (CANGUE, 2005). Por outro lado, os carbonetos podem ser fontes de geração de discordâncias e locais preferenciais de iniciação de trincas por fadiga (VALLE, 2010).

Outras fases intermetálicas podem se formar nas ligas de níquel dependendo da composição química e da temperatura. Entre essas fases, pode-se citar as fases η , δ , e fases topologicamente compactas σ , μ e Laves. Elas são indesejáveis, pois têm efeito prejudicial às propriedades mecânicas (BROOKS, 1982; SIMS; HAGEL, 1972 apud BENEGRÁ, 2010).

A fase heta (η) tem uma estrutura cristalina hexagonal D0_{24} com uma composição Ni_3Ti . Esta fase pode se formar em ferro-níquel, especialmente nas classes com altas taxas de titânio que tenham uma exposição a alta temperatura (DAVIS, 1997). O aumento no teor de titânio favorece a formação da fase η , porém a adição de alumínio, boro e silício inibem a formação dessa fase (INFOMET, 2013).

Na fase σ , os elementos predominantes são o cromo, ferro e o níquel que têm tamanhos atômicos muito próximos (BENEGRÁ, 2010). Possuem morfologia em forma de plaquetas e uma estrutura muito semelhante ao carboneto M_{23}C (BROOKS, 1982; SIMS; HAGEL, 1972 apud BENEGRÁ, 2010).

A fase μ é formada em altas temperaturas, geralmente observada em ligas com altos níveis de molibdênio ou cobalto, possuem morfologia em plaquetas Widmanstätten irregulares (DAVIS, 1997). Essa fase se forma a partir de elementos com tamanhos atômicos muito diferentes (INFOMET, 2013).

A precipitação da fase Laves, está associada à presença de impurezas como silício (INFOMET, 2013). Essa fase apresenta uma composição química estequiométrica do tipo A_2B com Co_2Mo ou Co_2Ta (BROOKS, 1982; SIMS; HAGEL, 1972 apud BENEGRÁ, 2010).

A fase δ se forma em ligas de níquel-ferro endurecidas por γ'' , durante processamento e tratamento térmico ou durante serviço. O boro, alumínio e tântalo são inibidores dessa fase. Elevados teores de silício e de nióbio favorecem a formação da fase (BENEGRÁ, 2010).

5 DILUIÇÃO

A mistura do material depositado com o substrato, comumente denominada de diluição em soldagem, é fortemente influenciada pela variação na intensidade de corrente (BENEGRÁ, 2010).

O cálculo da diluição permite determinar a proporção de material do substrato que fundiu durante o processamento, contribuindo assim na formação do revestimento (GRAF, 2004).

A diluição é avaliada para se determinar a composição química do metal de solda e, posteriormente, tentar prever a microestrutura resultante e as suas propriedades, visto que, de uma forma geral, a composição química do metal de adição e do metal de base são conhecidas (PEDROSO FILHO et al., 2010).

Matematicamente, o grau de diluição é definido pelo quociente entre a área da penetração do metal de solda e a área total do metal de solda (PEDROSO FILHO et al., 2010). Quando a geometria da zona fundida é irregular pode-se calcular a mistura pelo teor de ferro (YAEDU, 2002 apud BENEGRÁ, 2010).

O cálculo da mistura pelo teor de Ferro é uma análise que relaciona o teor de ferro da mistura de pó depositada e do revestimento formado com o teor de ferro do substrato (BENEGRÁ, 2010).

6 METODOLOGIA

Os materiais e os métodos utilizados na confecção dos revestimentos deste estudo encontram-se na tese de doutorado de Benegra (2010). A metodologia deste trabalho refere-se à parte realizada do estudo comparativo entre as microestruturas e análise química.

Utilizou-se para esse projeto a pesquisa exploratória, cuja análise compreendeu a comparação microestrutural por meio de dados experimentais e da literatura. Os resultados são apresentados em três conjuntos:

- I. Análise microestrutural das amostras para verificação das fases presentes, bem como a incidência de carbonetos e precipitados
- II. Análise química semiquantitativa por *Electron Dispersive Spectroscopy* (EDS), contemplando os seguintes elementos: Níquel, Alumínio, Cromo, Manganês, Molibdênio, Silício e Ferro
- III. Análise de microdureza

A análise microestrutural das amostras, bem como a análise química foram realizadas por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Para o presente estudo, foram selecionadas 28 amostras de NiCrAlC, as quais pertencem às composições D desenvolvidas por Benegra (2010), conforme mostrado na tabela 1. Com variação de temperatura (600, 800, 1000 e 1200 °C), por tempos distintos (1, 6, 24 e 72 horas), com variação de corrente de 100 e 130 A. O substrato utilizado foi de inox AISI 316L.

TABELA 1 – Carga em massa (%) utilizada para fabricação dos revestimentos NiCrAlC

Elemento (% massa)	NiCrAlC A	NiCrAlC B	NiCrAlC C	NiCrAlC D
Cromo	10	10	10	10
Alumínio	15	15	20	20
Carboneto de Cromo	5	8	5	8
Ferro Boro	0,1	0,1	0,1	0,1
Níquel	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.

FONTE: Benegra (2010)

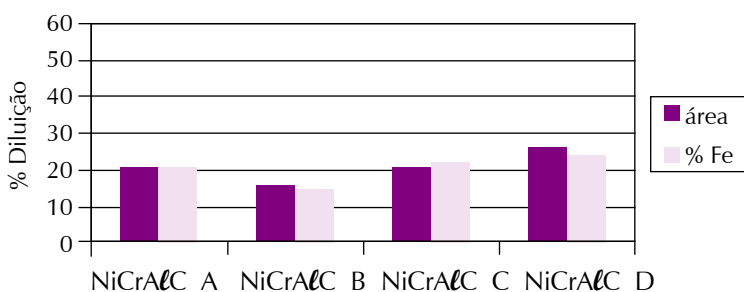
A mistura do material depositado com o substrato, comumente denominada de diluição em soldagem, é fortemente influenciada pela variação na intensidade de corrente (BENEGRA, 2010).

7 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Segundo Benegra (2010), os maiores valores de diluição estão atribuídos à maior intensidade de corrente 130 A. Em seu estudo, o método de diluição empregado, foi através da área e da % de Fe e o resultado das deposições com 100 A. Os valores de diluição calculados em ambos os métodos podem ser considerados iguais, conforme apresentado no GRÁF. 1.

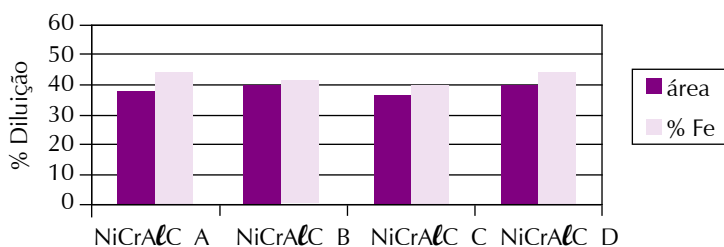
GRÁFICO 1 – Gráfico de diluição obtido pelos métodos das áreas e da % Ferro com a variação da intensidade de corrente. a) deposição 100A; b) deposição 130A.

Amostras Finais Depositadas com 100 A



a)

Amostras Finais Depositadas com 130 A



b)

FONTE: Benegra (2010)

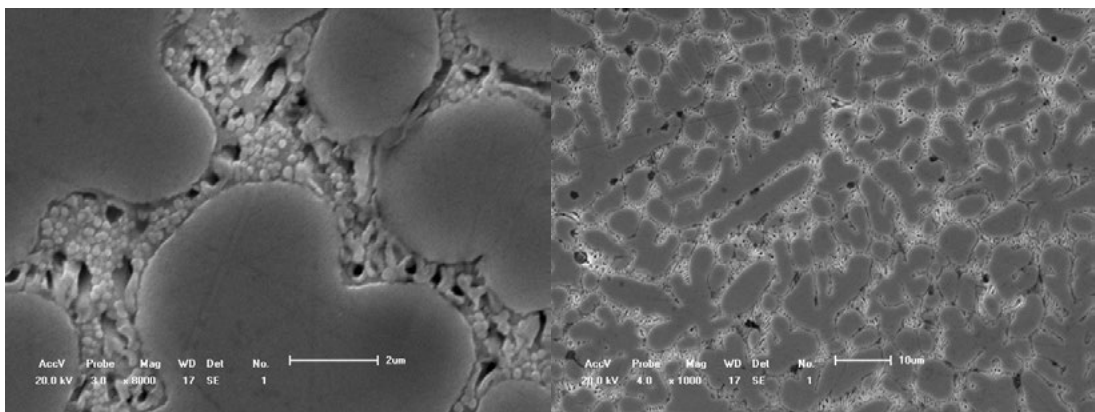
Os elementos que tiveram maior a variação da porcentagem de massa foram o alumínio, o ferro e o cromo, pois os outros elementos (como molibdênio, silício e manganês) apresentaram teores menores que 1% em peso. O alumínio apresentou pequenas variações durante os diferentes tempos e temperaturas de exposição. Segundo

Benegra (2010), a pouca variação é esperada, já que o substrato não apresenta um elevado teor de Alumínio.

As porcentagens de ferro e de cromo sofreram maiores variações, pois são elementos presentes no substrato e, com a diluição, se incorporam nos revestimentos.

Analisando as microestruturas da liga de níquel, nota-se a região dendrítica, cuja morfologia é apresentada em forma de ilhas. A região interdendrítica foi totalmente corroída pelo reagente, conforme mostrado na FIG. 1. Um maior teor de alumínio é característico da região dendrítica e do intermetálico NiAl (fase β). De acordo com Benegra (2010), elevados níveis de alumínio caracterizam a fase intermetálica NiAl. O elevado teor de ferro é uma característica da região interdendrítica; essa região se solidifica depois da região dendrítica e, com isso, podem formar os intermetálicos Ni₃Al e a fase γ e γ' .

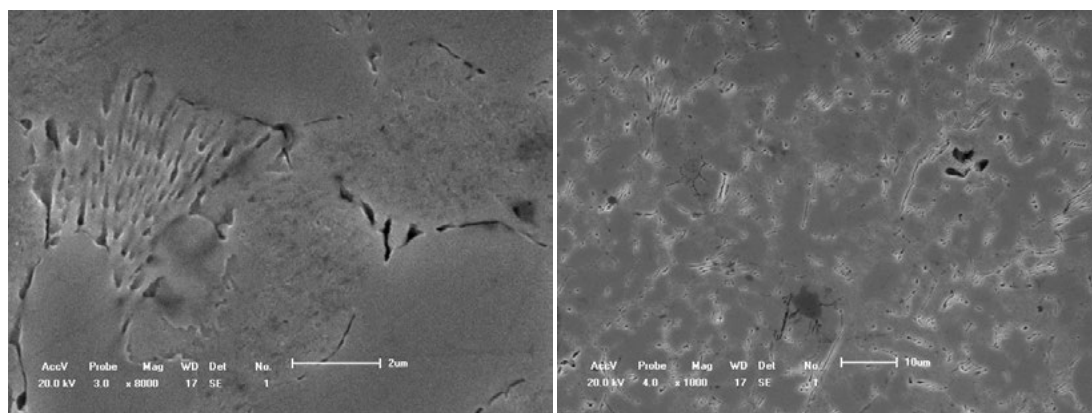
FIGURA 1 – Microestruturas dos revestimentos NiCrAlC composição D 100^a- 600°C -1h, obtidas por microscopia eletrônica de varredura



FONTE: Os autores (2013)

A deposição com 130 A mostrou uma microestrutura com característica diferente do que a deposição com 100 A. Tanto a região dendrítica quanto a região interdendrítica apresentaram um teor maior de ferro; a região dendrítica foi menos afetada pelo reagente conforme visualizado na FIG. 2. Para Benegra (2010), a variação do teor de ferro ocorre devido ao aumento na intensidade de corrente, pois há uma maior incorporação dos elementos do substrato nos revestimentos, já que a maior é a energia empregada no processo, aumentando a interação com o substrato.

FIGURA 2 – Microestruturas dos revestimentos NiCrAlC composição D 130^a- 800°C -1h obtidas por microscopia eletrônica de varredura



FONTE: Os autores (2013)

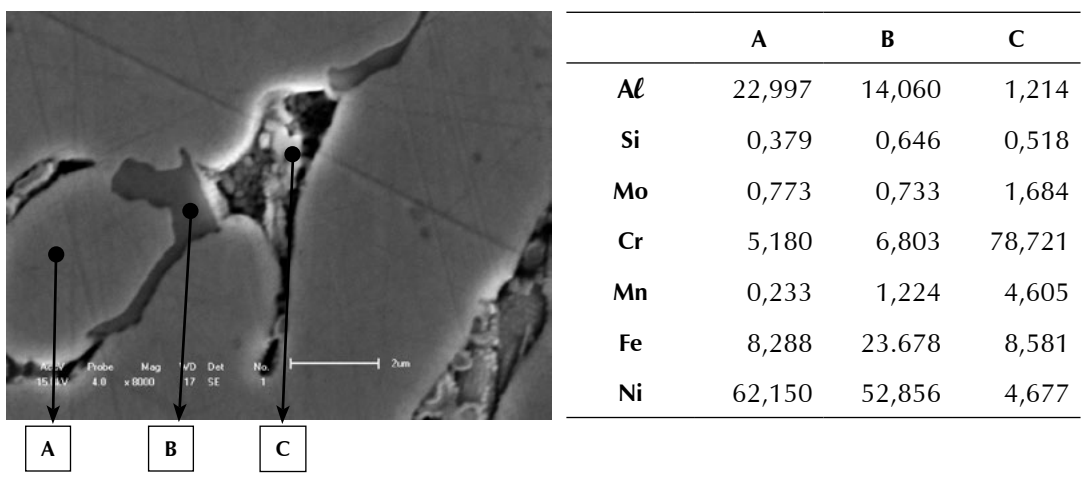
O aparecimento de fases como: δ , σ , μ e Laves pode ser indesejado, contudo, no revestimento estudado, foi descartada a presença da fase δ , pois o revestimento não possui elevados teores de silício e não foi identificado o nióbio (elementos necessários para formação dessa fase). Além disso, o elevado teor de alumínio é um inibidor da formação dessa fase. A fase η também pode ser descartada, já que é formada em ligas de Níquel-Ferro, juntamente com titânio; precisa de elementos como Boro e silício, em que o primeiro não foi identificado pelo EDS e o segundo possui baixos teores, assim como na fase δ o alumínio prejudica da formação da fase (DAVIS, 1997; INFOMET ©2013; BENEGRÁ, 2010).

A fase μ se forma a partir de elementos com tamanhos atômicos diferentes, predominantemente o cobalto, o ferro, o molibdênio e o tungstênio. Benegra (2010) afirma que os cordões do revestimento NiCrAlC são compostos por elementos com tamanho de átomos semelhantes e, com isso, pode-se descartar a presença dessa fase. Da mesma forma, a fase Laves também é formada por elementos com tamanho de átomos diferentes, e também está associada com impurezas, como o silício (BENEGRÁ, 2010) e, assim como a fase μ , não corresponde às característica da liga estudada.

Na fase sigma ocorre uma predominância de elementos como cromo, ferro e níquel, e esses elementos também são predominantes na liga NiCrAlC. Segundo a literatura, a célula unitária da fase sigma é estruturalmente muito semelhante ao carbeto $M_{23}C_6$. Este carbeto é facilmente encontrado nas superligas de níquel. Por isso, ligas que formam carbeto $M_{23}C_6$ poderão também apresentar a fase sigma (DAVIS, 1997; INFOMET, 2013; BENEGRÁ, 2010).

Com base nas micrografias e das análises química realizadas, os carbonetos encontrados, cuja deposição foi com 100A, podem ser do tipo $M_{23}C_6$. Segundo Decker e Sims (1972 apud NASCIMENTO, 2007), esses carbeto podem aparecer em placas e formas geométricas regulares e apresentam um teor de cromo de moderado para alto e são geralmente formados durante o tratamento térmico compreendido entre 760-980 °C. A verificação do carbono por EDS não foi possível, porque este elemento é muito leve e sua detecção não é possível. A incidência de carbonetos para a deposição com 100 A ocorreu com maiores tempos de exposição acima de 24h, sendo que o maior percentual foi com temperatura de 600 °C, conforme apresentado na FIG. 3.

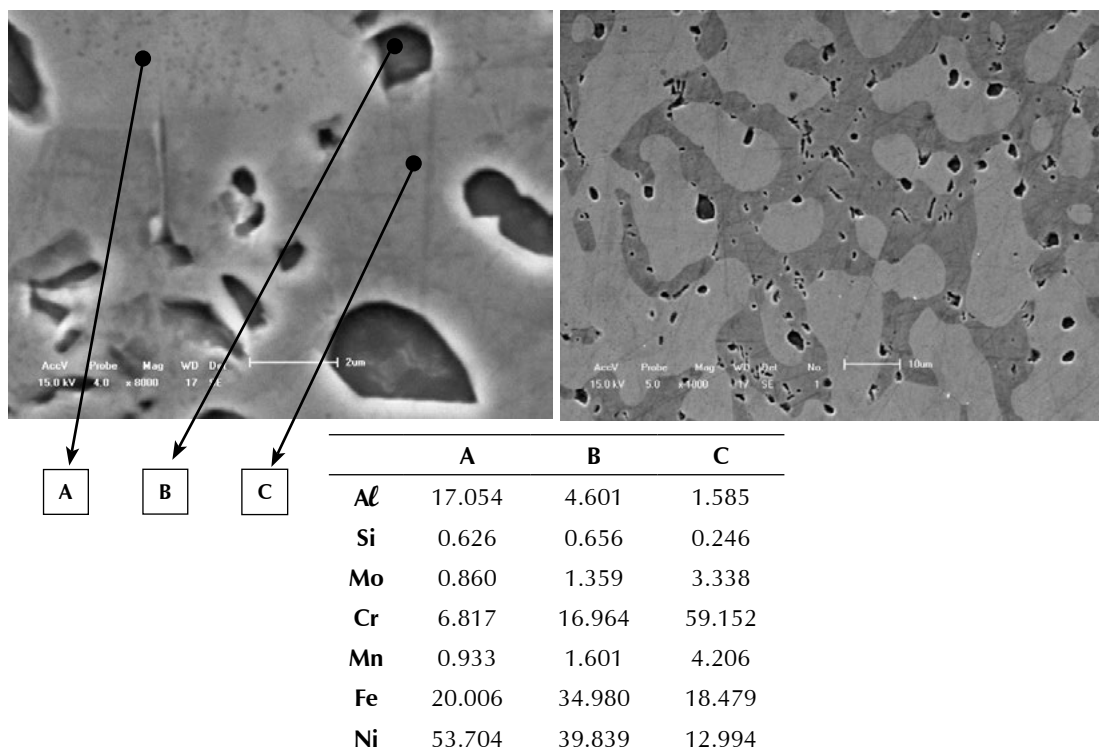
FIGURA 3 – Microestruturas dos revestimentos NiCrAlC composição D 100^a- 600°C - 24h, obtidas por microscopia eletrônica de varredura e análises químicas nos pontos destacados



FONTE: Os autores (2013)

Para a deposição com 130A, ocorreu a presença de carbonetos na região interdendrítica nos contornos das dendritas, sendo mais evidenciados ao longo do tempo de exposição, conforme mostrado na FIG. 4.

FIGURA 4 – Microestruturas dos revestimentos NiCrAlC composição D 130A -1200°C - 24h, obtidas por microscopia eletrônica de varredura e análises químicas nos pontos destacados

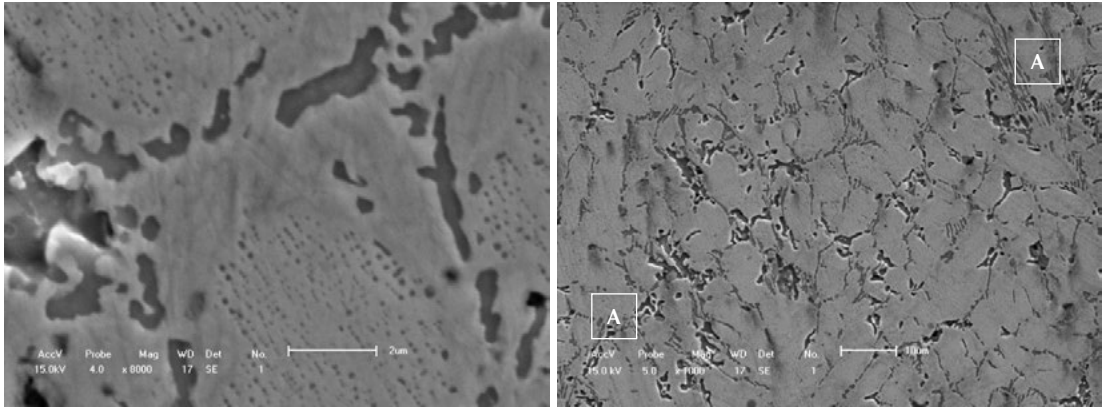


FONTE: Os autores (2013)

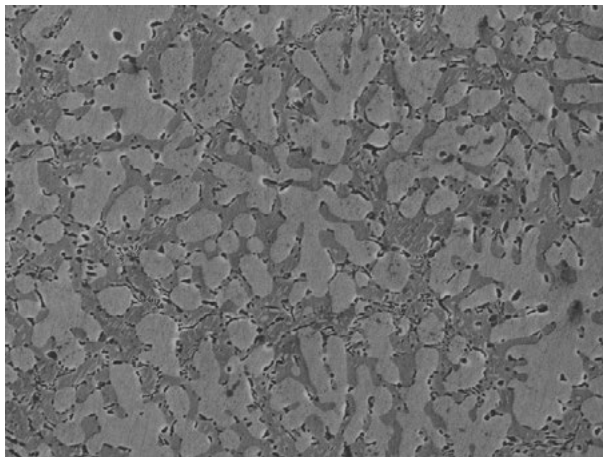
A precipitação globular e o início da morfologia em forma de “H”, indicadas na figura 6 com a letra “A”, ocorreram para deposição com 100 A, a uma temperatura de 800 °C e tempo de 72 horas, podendo caracterizar uma possível fase σ . Porém, a precipitação para temperatura de 1000 °C não é observada, voltando a aparecer com 1200 °C. Para deposição com 130 A, a morfologia “H” foi evidenciada para a temperatura de 1000 °C e tempo exposição de 24 horas.

FIGURA 5 – Microestruturas dos revestimentos NiCrAlC composição D 100A – 800 °C – 72 horas e 130 A -1000 – 24 horas, obtidas por microscopia eletrônica de varredura

100A-800°C-72h



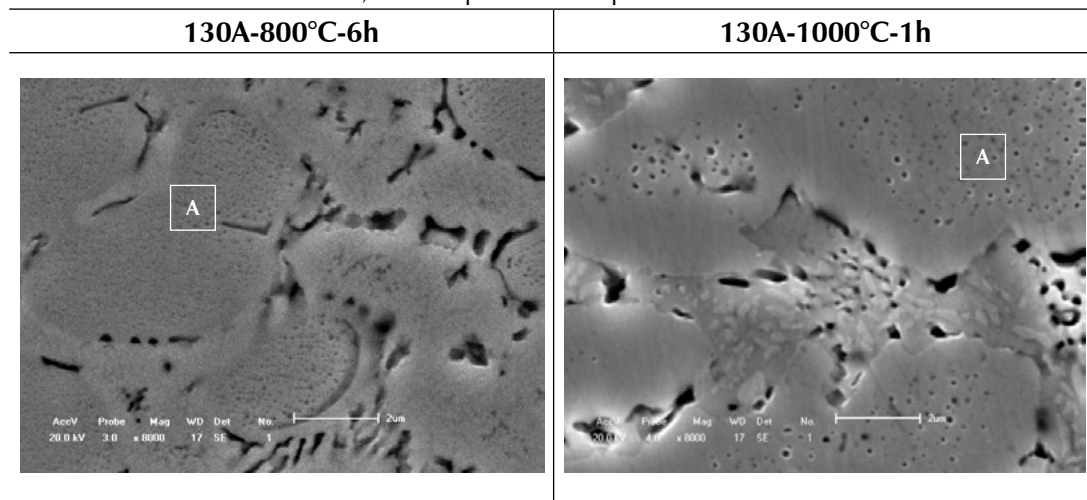
130A-1000°C-24h



FONTE: Os autores (2013)

A partir do tempo de exposição de 6 horas, para uma temperatura de 800 °C e deposição com 130 A, ocorreu o aparecimento do início da precipitação globular na região dendrítica (indicado com a letra "A", na FIG. 6). Essa precipitação manteve-se até a temperatura de 1000 °C com tempo de exposição de 1 hora.

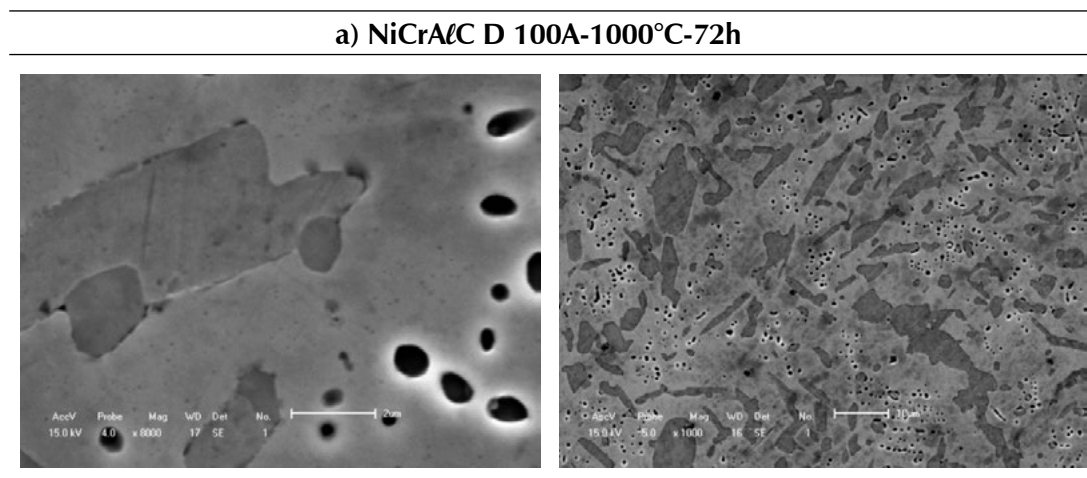
FIGURA 6 – Microestruturas dos revestimentos NiCrAlC composição D 130A - 800°C - 6h e 130A -1000°C - 1h, obtidas por microscopia eletrônica de varredura



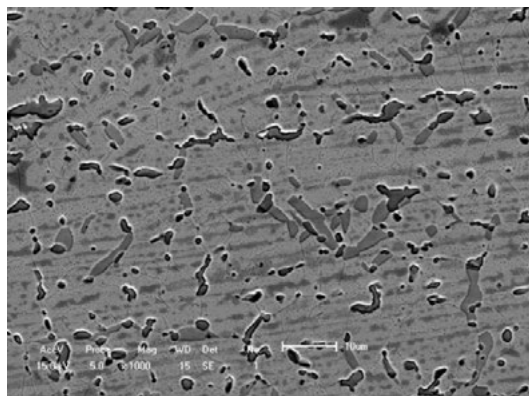
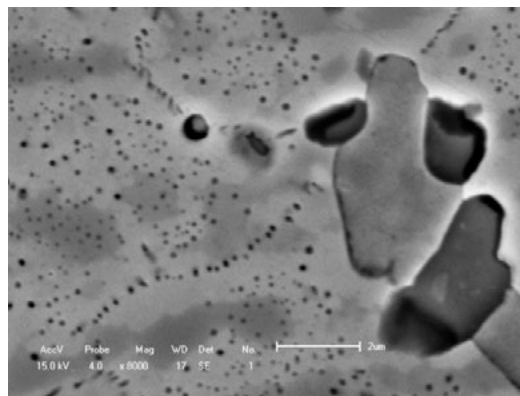
FONTE: Os autores (2013)

Algumas microestruturas, para as duas deposições, apresentaram fases com morfologias diferenciadas, principalmente para temperaturas superiores a 1000 °C e tempo de 72 h para deposição com 100 A. Já para a deposição com 130 A, a diferença na morfologia está acima de 1200 °C e 6 horas de exposição, conforme mostrado na FIG. 7. Essas fases podem ser tanto carbeto e fase σ . A morfologia diferenciada ocorreu devido à difusão. Contudo não puderam ser identificadas, pois a técnica para obtenção desses resultados não estava contemplada nesse estudo.

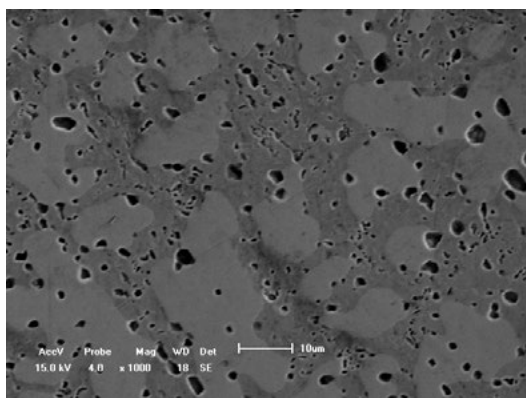
FIGURA 7 – Microestruturas diferenciadas dos revestimentos NiCrAlC, obtidas por microscopia eletrônica de varredura



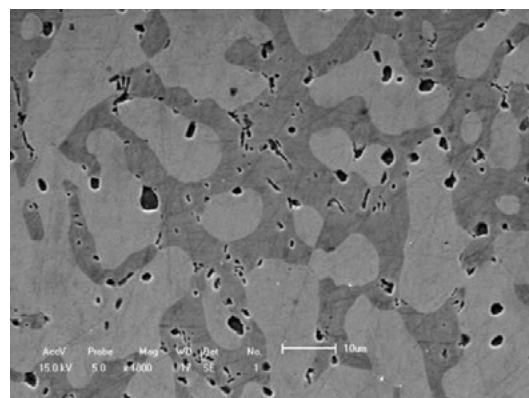
b) NiCrAl D 100A-1200°C-6h



c) NiCrAlC D 130A-1000°C-72h



d) NiCrAlC D 130A-1200°C-24h



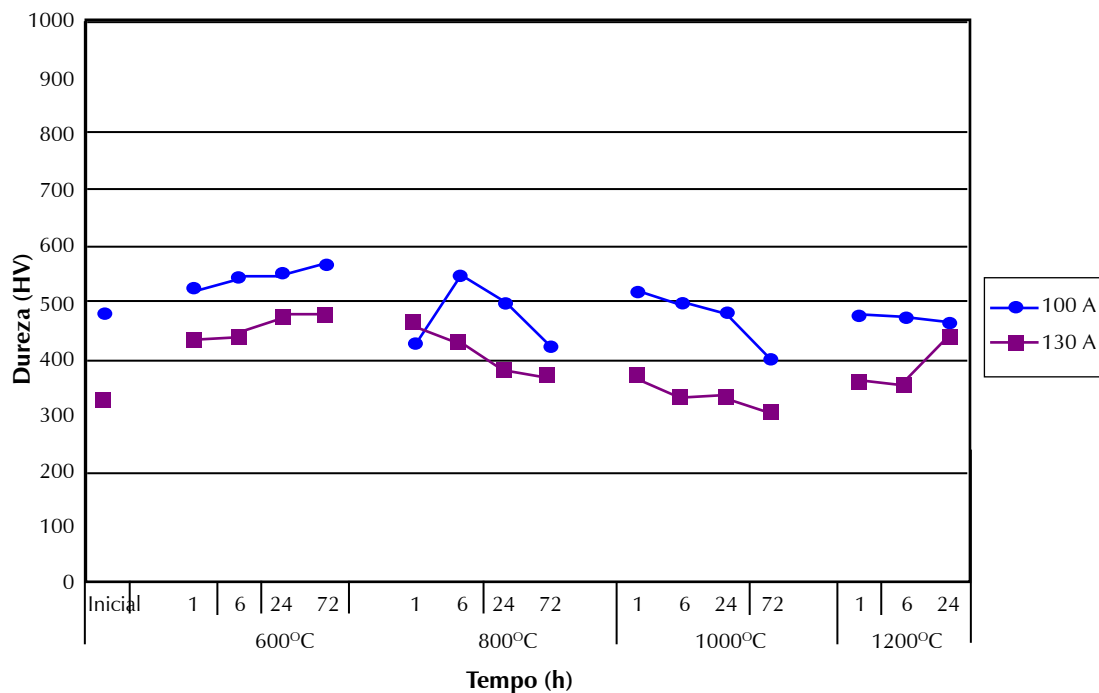
FONTE: Os autores (2013)

8 DUREZA

O GRÁF. 2 apresenta a variação da dureza das amostras depositadas, tanto com 100 Ampères, quanto para 130 Ampères. A intensidade menor de corrente apresentou valores mais elevados de dureza devido à diferença microestrutural entre as duas intensidades de corrente: a maior porcentagem de ferro para intensidade de 130 Ampères, também contribuiu para diminuição da dureza pela maior diluição. Para temperatura de 600 °C ocorreu um aumento progressivo na dureza com relação ao tempo de exposição para as duas intensidades. Para a temperatura de 1000 °C, ocorreu uma diminuição progressiva com o tempo de exposição; isso pode ter ocorrido devido à nova morfologia adotada pelas fases ou carbonetos. A variação dos valores de dureza foi mais significativa em temperaturas de 800 °C e 1200 °C, segundo Benegra (2010), a fase topologicamente compacta, provavelmente σ , é frágil gerando um aumento na dureza.

Segundo Benegra (2010), o material fundido possui dureza de 480 HV para deposição com 100 A e 328 HV para deposição de 130 A. No revestimento analisado, as durezas ficaram próximas ou até acima desse valor devido a matriz predominantemente intermetálica e a presença de carbonetos.

GRÁFICO 2 – Variação da dureza dos revestimentos



FONTE: Os autores (2013)

CONCLUSÃO

Com base nos resultados apresentados e discutidos, verificou-se que, para intensidade de corrente de 100 Ampères, ocorre a presença de fase sigma. Já para 130 Ampères, apresentou a predominância de carbonetos. O ensaio de dureza demonstrou que na deposição com 100 Ampères, a dureza é mais elevada do que na deposição com 130 Ampères, devido a diferença microestrutural entre as duas intensidades de corrente. A maior porcentagem de ferro para intensidade de 130 Ampères também contribuiu para diminuição da dureza.

Analisando as variações microestruturais e a oscilação nos valores de dureza com a exposição a temperatura, conclui-se que os revestimentos de NiCrAlC não possuem uma estabilidade estrutural, apesar de manterem boa resistência à temperatura apresentando valores de dureza até maiores do que as amostras como depositadas.

REFERÊNCIAS

- ALMEIDA, A. C. C.; BENEGRÁ, M. Estabilidade estrutural de revestimentos de aluminetos de níquel depositados por plasma por arco transferido com pó atomizado. **Caderno de Iniciação Científica** (PAIC). Curitiba: FAE Centro Universitário. Núcleo de Pesquisa Acadêmica. Programa de Apoio à Iniciação Científica, n. 13, p. 361-376, 2011/2012.
- ALMEIDA, V. A. B. **Formação *in situ* de intermetálicos do tipo β -Ni/Al**. 2003. 105 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2003.
- _____; OLIVEIRA, A. S. C. M. Formação *in situ* de intermetálicos do tipo β -Ni/Al. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu, PR. **Anais eletrônicos...** Curitiba: Metallum, 2006.
- BAZZI, G. D.; OLIVEIRA, A. S. C. M. Efeito da adição de Cr e Nb no desenvolvimento de intermetálicos de Fe-Al *in situ*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, n. 17., 2006, Foz do Iguaçu, PR. **Anais eletrônicos...** São Paulo: Metallum, 2006.
- BENEGRÁ, M. **Desenvolvimento *in situ* de aluminetos de níquel por plasma por arco transferido resistentes à oxidação**. 2010. 174 p. Tese (Doutorado Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.
- BOND, Danielle; BECKER, S. F.; OLIVEIRA, A. S. C. M. Influência da corrente e granulometria do material de adição nos revestimentos processados por PTA. CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu, PR. **Anais eletrônicos...** São Paulo: Metallum, 2006. Disponível em: <<http://www.scielo.br/pdf/si/v16n1/a07v16n1.pdf>>. Acesso em: 12 jul. 2013
- BOZZA, F. M.; BENEGRÁ, M. Estabilidade estrutural de revestimentos de aluminetos de níquel desenvolvidos *in situ* por plasma por arco transferido (PTA). **Caderno de Iniciação Científica** (PAIC). Curitiba: FAE Centro Universitário. Núcleo de Pesquisa Acadêmica. Programa de Apoio à Iniciação Científica, n. 13, p. 377-391, 2011/2012.
- BROOKS, C. R. **Heat treatment, structure and properties of nonferrous Alloys**. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1982.
- BRUNETTI, C. **Intermetálicos NiAl processados *in situ* por plasma arco transferido**: efeito da diluição nas propriedades mecânicas e no comportamento tribológico. 2012. 140 p. Tese (Doutorado Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2012.
- CANGUE, F. J. R. **Permeabilidade do carbono em revestimentos de níquel reforçados por intermetálicos**. 2007. 167 p. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2007.
- DÍAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; OLIVEIRA, A. S. C. M. Deposição por plasma com arco transferido. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 15, n. 1, p. 41-51, jan./mar. 2010.
- DAVIS, J. R. **Heat-resistant materials ASM specialty handbook**. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1997.
- ESPINOZA, J. S. Q. **Compósitos de matriz de alumínio reforçados com aluminetos de níquel**: fabricação e caracterização mecânica e estrutural. 2002. 131 p. Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado de Santa Catarina. Curso de Engenharia de Materiais e Processos Avançados, Joinville, 2002.

FIAMONCINI, F.; DA COSTA, C. E.; FOLGUERAS, M. E. Síntese do intermetálico Fe₃Al por moagem de alta energia. In: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECANICA, 8., 2007, Cusco, Peru. **Anais...** Cusco, Peru, 2007.

GRAF, K. **Estabilidade a altas temperaturas de revestimentos de Hastelloy C depositados por PTA**. 2004. 89 p. Dissertação (Engenharia de Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004.

GOLDENSTEIN, H. et al. Influência dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento sobre o comportamento mecânico das ligas NiCrAlC. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu, PR. **Anais eletrônicos...** São Paulo: Metallum, 2006.

INFOMET. **Estabilidade das superligas de níquel em altas temperaturas: oxidação e corrosão em altas temperaturas e revestimentos protetores**. Disponível em: <http://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-conteudos.php?cod_tema=10&cod_secao=13&cod_assunto=74>. Acesso em: 07 ago. 2013

LIMA, M. S. F. **Produção e caracterização microestrutural e mecânica de aluminetos de níquel solidificados rapidamente**. 1992. 124 p. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1992.

NASCIMENTO, J. L. **Estudo da confiabilidade por análise microestrutural e de propriedades mecânicas de superliga de níquel inconel 718 empregada em ambientes agressivos na exploração do petróleo**. 2007. 207 p. Dissertação (Mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, 2007.

PEDROSO FILHO, P. et al. Sistema computacional para determinação da taxa de diluição em soldadura. **Revista da Associação Portuguesa de Análise Experimental de Tensões**, v. 18, p. 55-61, 2010. Disponível em: <http://www-ext.lnec.pt/APAET/pdf/Rev_18_A6.pdf>. Acesso em: 07 ago. 2013.

SANTOS, R. L. C. **Deposição por plasma de arco transferido com corrente contínua pulsada**. 2003. 71 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2003.

SILVA, A. K. et al. **Caracterização microestrutural de ligas NiCrAlC processadas por moagem de alta energia e submetidas a tratamento termomecânico (©2012) - Níquel**. Disponível em: <http://cbecimat.com.br/resumos/trabalhos_completos/316-052.doc>. Acesso em: 07 mar. 2012.

SILVA, C. S. **Balanco mineral brasileiro (2001) - níquel**. Disponível em: <<http://www.dnpm.gov.br/assets/galeriadocumento/balancomineral2001/niquel.pdf>>. Acesso em: 07 ago. 2012.

SILVA, W. S. **Avaliação do comportamento mecânico e tribológico de ligas Ni-Cr-Al-C**. 2006. 213 p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

VALLE, L. de C. M. **Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718**. 2010. 97 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2010.

YOSHIMURA, H. N.; GOLDENSTEIN, H. Compostos intermetálicos fundidos brancos – WCIC uma nova família de ligas para fundição resistentes a altas temperaturas. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 51., 1996, Porto Alegre, RS. **Anais...** São Paulo, 1996. v. 2, p. 287-303.

