

OSSIMAR MARANHO

Aspersão térmica de ferro fundido branco multicomponente

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Doutor em Engenharia

Área de concentração: Engenharia Mecânica

Orientador: Prof. Titular Dr. Amilton Sinatora

São Paulo

2006

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

FOLHA DE APROVAÇÃO

OSSIMAR MARANHO

ASPERSÃO TÉRMICA DE FERRO FUNDIDO BRANCO MULTICOMPONENTE

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Doutor em Engenharia

Área de concentração: Engenharia Mecânica

APROVADO EM:

BANCA EXAMINADORA

Prof. Titular Dr. Amilton Sinatora

Instituição: EPUSP

Prof. Titular Dr. Augusto José de Almeida Buschinelli

Instituição: UFSC

Prof. Dr. Mário Boccalini Júnior

Instituição: IPT

Prof. Dr. Paulo César Borges

Instituição: UTFPR

Prof. Dr. Roberto Martins de Souza

Instituição: EPUSP

DEDICATÓRIA

Para Meire, minha querida irmã

...obrigado...

Para Eliane, Henrique e Juliana

...com amor...

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, peças fundamentais no mecanismo que me movimenta desde tempos remotos.

A minha esposa e meus filhos, por suportarem minha ausência durante esses anos com apoio constante.

Aos meus irmãos e a família da minha esposa pelo apoio e compreensão em todos os momentos da minha vida.

Ao meu orientador Prof. Dr. Amilton Sinatora por me acolher em sua equipe de trabalho, pela compreensão, pelo apoio, tanto profissional como pessoal, e, enfim, pela orientação nesse trabalho e em muitos outros aspectos.

Ao Prof. Dr. Paulo Cesar Borges, pelos esforços para a aprovação do projeto ProCAD e pela confiança depositada.

Ao Prof. Dr. Mário Baccalini Jr. pela ajuda inestimável na realização deste trabalho através de sugestões, discussões e apoio na obtenção de recursos.

Ao Dr. Daniel Rodrigues, pelas sugestões, discussões e apoio na obtenção de material necessário para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos professores do Laboratório de Soldagem e Aspersão Térmica por assumirem meus encargos durante o período de realização deste trabalho.

Aos amigos do quarteto curitibano – Aloísio, Hioki e Júlio – por compartilharem das mesmas aspirações, ansiedades e realizações.

A todos do Laboratório de Fenômenos de Superfície - LFS, pela ajuda nos trabalhos, pelos momentos de descontração e, acima de tudo, por me permitirem aprender durante este tempo de convívio mútuo.

Aos funcionários do IPT pela colaboração na realização da parte experimental deste trabalho.

Aos funcionários do Depto. de Metalurgia da EPUSP pela ajuda na caracterização experimental deste trabalho.

Ao amigo Edison Marge pela ajuda imensurável e pela confiança depositada durante a realização deste trabalho.

A todos os funcionários da empresa Revesteel pela ajuda durante a realização dos revestimentos dos corpos-de-prova desse trabalho.

À CAPES, pela concessão de bolsa de doutorado que permitiu a realização deste trabalho.

À FAPESP, pela concessão de auxílio a pesquisa através do projeto 2004/15326-0.

À UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ – UTFPR, pela liberação das minhas atividades para realização deste trabalho.

RESUMO

Neste trabalho, estudou-se a viabilidade da aplicação de revestimentos de ferro fundido branco multicomponente (FFBMC) pelo processo de aspersão térmica por chama hipersônica (HVOF). A melhor condição de aspersão, variando-se a vazão e razão dos gases oxigênio e propano, a distância de aspersão e a granulometria do pó, foi utilizada para aplicação dos revestimentos em substratos de aço e de FFBMC com e sem preaquecimento. Caracterizaram-se os revestimentos de FFBMC em relação ao teor de carbono, temperatura final, espessura, porosidade, dureza, aderência, perda de massa, coeficiente de atrito e mecanismo de desgaste abrasivo. Os revestimentos com menor porosidade e maior dureza foram aqueles depositados com razão oxigênio/propano de 4,6, 200 mm de distância de aspersão e granulometria entre 20 e 45 μm . Com esses parâmetros obtiveram-se revestimentos com aderência de 84 MPa, em substratos de aço sem preaquecimento e temperatura final de 200 °C, sendo que o fator mais importante no valor da aderência foi a temperatura final do revestimento. Além disso, a perda de massa foi semelhante aos valores obtidos para amostras de FFBMC fundidas, temperadas e revenidas. Os fatores responsáveis por estes valores foram a eliminação da austenita retida e a sinterização das partículas do revestimento quando as amostras foram temperadas e revenidas. O mecanismo de desgaste predominante foi o microcorte associado à fratura das lamelas próximas das partículas não fundidas, poros de aspersão e dos vazios formados no processo de desgaste. Considerando os níveis de aderência e perda de massa obtidas neste trabalho é viável a aplicação de FFBM por aspersão térmica HVOF.

ABSTRACT

In this work, the viability of the application of multicomponent white cast iron coatings was studied using high velocity oxygen fuel thermal spray process. The best spray condition, varying the oxygen and propane flow rate, the oxygen/propane ratio, the spraying distance and the powder size, was used for the application of coatings in steel and multicomponent white cast iron substrates with and without preheating. Carbon content, final temperature, thickness, porosity, hardness, adherence, mass loss, friction coefficient and abrasive wear mechanism of the coatings were characterized. The coatings that presented lower porosity and greater hardness were those deposited with oxygen/propane ratio of 4.6, spraying distance of 200 mm and powder size between 20 and 45 μm . With these parameters, coatings with adherence of 84 MPa in steel substrate, without preheating and final temperature of 200 $^{\circ}\text{C}$, were obtained. The final temperature was identified as the most important factor for the adherence value. Moreover, the coating mass loss was similar to the multi-component white cast iron substrate tempered and annealed. The factors responsible for the high adherence and lower mass loss were the elimination of the retained austenite and the sintering of particles of the coating when the samples were tempered and annealed. The predominant wear mechanism was microcutting associated with the fracture of the lamellae near to unmelted particles, pores of spraying process and the voids formed in the wear process. Considering the levels of adherence and mass loss verified in this work, the application of multicomponent white cast iron coatings using high velocity oxygen fuel thermal spray process is viable.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Sequência esquemática de eventos na aspersão térmica com detalhe das características do revestimento. _____	27
Figura 3.2 -Evolução da temperatura do substrato e revestimento com (P) e sem (N) preaquecimento. _____	30
Figura 3.3 -Variação da temperatura máxima na interface entre as várias camadas em relação ao número da camada. _____	30
Figura 3.4 - Classificação dos processos de aspersão térmica quanto a energia e tipo de consumível. _____	31
Figura 3.5 - Esquema do sistema de aspersão térmica a chama hipersônica (HVOF DJ-2700). _____	34
Figura 3.6 - Seção transversal esquemática do reservatório de pó do sistema de aspersão HVOF DJ 2700. _____	35
Figura 3.7 - Esquema das pistola de aspersão térmica HVOF. _____	36
Figura 3.8 - Esquema de montagem dos componentes do bico da pistola de aspersão térmica HVOF. _____	36
Figura 3.9 - Relação entre a temperatura e a razão oxigênio/combustível. _____	38
Figura 3.10 - Variação da temperatura das partículas com o percentual da razão estequiométrica para distâncias de aspersão de 300 mm. _____	39
Figura 3.11 - Variação da velocidade das partículas com o percentual da razão estequiométrica para distância de aspersão de 300 mm. _____	39
Figura 3.12 - Variação da temperatura e velocidade das partículas com a distância de aspersão para ligas de Ni-Cr de duas faixas granulométricas. _____	40
Figura 3.13 - Efeito da vazão de propileno (a) e vazão de oxigênio (b) na porosidade. ____	46
Figura 3.14 - Relação entre a temperatura das partículas e a porosidade. _____	47
Figura 3.15 - Relação entre a velocidade das partículas e a porosidade do revestimento. ____	47
Figura 3.16 - Porosidade de revestimentos como aspergidos e tratados termicamente. ____	48
Figura 3.17 - Microestrutura de revestimentos de NiCrCoAlY depositado por HVOF. a) sem tratamento térmico (MO); (b) aquecido a 1100°C por 4 horas (MEV) _____	49
Figura 3.18 - Efeito da vazão de propileno (a) e vazão de oxigênio (b) na dureza _____	51
Figura 3.19 - Relação entre a temperatura das partículas e a dureza dos revestimentos. ____	52

Figura 3.20 - Relação entre a velocidade das partículas e a dureza dos revestimentos. _____	52
Figura 3.21 - Variação da dureza dos revestimentos com a distância de aspersão. _____	53
Figura 3.22 - Efeito da porosidade na dureza _____	53
Figura 3.23 - Correlação entre a porosidade e a dureza. _____	54
Figura 3.24 - Correlação entre a porosidade e a dureza para ligas de TiMo(CN)-NiCo. _____	54
Figura 3.25 - Dureza dos revestimentos como aspergidos e tratados termicamente _____	55
Figura 3.26 - Dureza em função das temperaturas de tratamento térmico. _____	56
Figura 3.27 - Dureza de revestimentos de WC-Co após 1 hora de tratamento em diferentes temperaturas. _____	56
Figura 3.28 - Variação da dureza com o percentual de austenita retida e carbonetos para diferentes temperaturas de tratamento térmico. _____	57
Figura 3.29 - Forma das lamelas em função da temperatura do substrato. a) temperatura de 115°C; b) temperatura de 250°C. _____	59
Figura 3.30 - Aderência de revestimentos de NiCrAl depositados com diferentes espessuras sobre aço AISI 1020. _____	62
Figura 3.31 - Aderência de revestimentos de níquel para várias temperaturas do substrato de aço inoxidável. _____	62
Figura 3.32- Esquema do desgaste a dois corpos (a) e a três corpos (b). _____	68
Figura 3.33 - Mecanismos de desgaste abrasivo: (a) microsulcamento e (b) microsulcamento com formação de proa. _____	70
Figura 3.34 - Mecanismo de desgaste abrasivo por microcorte. _____	70
Figura 3.35 - Esquema do mecanismo de desgaste por fratura frágil. _____	71
Figura 3.36 - Relação entre a porosidade e a resistência relativa ao desgaste abrasivo. _____	72
Figura 3.37 - Relação entre a dureza e a perda de massa de revestimentos de WC-CoCr. _____	73
Figura 3.38 - Influência da dureza na resistência relativa ao desgaste abrasivo de vários revestimentos. _____	73
Figura 3.39 - Relação entre a temperatura de tratamento térmico e a taxa de desgaste. _____	74
Figura 3.40 - Influência do percentual de austenita retida no coeficiente de desgaste do aço martensítico refundido por laser. _____	75
Figura 3.41 - Micrografia da partícula de pó de FeCr com (a) TiB ₂ e (b) TiC. _____	76

Figura 3.42 - Seção transversal dos revestimentos de FeCr com (a) TiB ₂ e (b) TiC. _____	76
Figura 3.43 - Superfície de desgaste para ensaios de abrasão com sílica para revestimentos de: a) Fe(Cr)-TiB ₂ ; b) Fe(Cr)-TiC. _____	77
Figura 3.44 - Superfície de desgaste para ensaios de abrasão com alumina para revestimentos de: a) Fe(Cr)-TiB ₂ ; b) Fe(Cr)-TiC. _____	77
Figura 3.45 - Microestrutura do pó (a) e do revestimento (b) de WC-Co. _____	78
Figura 3.46 - Superfície de desgaste dos revestimentos de WC-Co utilizando (a) alumina e (b) sílica como abrasivo. _____	79
Figura 3.47 - Seção transversal da região de desgaste dos revestimentos após ensaio com (a) alumina e (b) sílica mostrando as trincas subsuperficiais. _____	79
Figura 3.48 - Microestrutura do pó (a) e do revestimento (b) do compósito CrC-NiCr.. ____	80
Figura 3.49 - Superfície de desgaste dos revestimentos de Cr _x C _y -NiCr ensaiados com sílica: (a) vista superior, (b) seção transversal. _____	81
Figura 3.50 - Superfície de desgaste dos revestimentos de Cr _x C _y -NiCr ensaiados com alumina: (a) vista superior, (b) seção transversal. _____	81
Figura 4.1 - Esquema dos corpos de prova: a) qualificação do revestimento; b) ensaio de aderência; c) ensaio de desgaste abrasivo. A região clara das figuras indica o local de deposição do revestimento. _____	83
Figura 4.2 - Planta de atomização: a) câmara de fusão; b) câmara de atomização; c) copo; d) fundo; e) painel de comando; f) painel de energia. _____	85
Figura 4.3 – Curva de aquecimento na fusão da liga de ferro fundido branco multicomponente hipereutético _____	85
Figura 4.4 - Sistema de aspersão: a) dispositivo de controle da distância pistola de aspersão-peça; b) carro de deslocamento transversal da pistola de aspersão; c) pistola de aspersão; d) dispositivo de fixação dos corpos-de-prova; e) torno mecânico. _____	89
Figura 4.5 - Dispositivo de fixação dos corpos-de-prova nos ensaios 1A – 8A e 7B _____	89
Figura 4.6 - Dispositivo de fixação dos corpos-de-prova para ensaio de aderência e desgaste abrasivo _____	92
Figura 4.7 - Dispositivo de colagem dos corpos-de-prova para o ensaio de aderência. _____	97
Figura 4.8 - Esquema do dispositivo de tração dos corpos-de-prova para o ensaio de aderência. _____	98
Figura 4.9 - Tipos de falha do ensaio de aderência por tração. _____	98

Figura 4.10 - Fotografia do abrasômetro tipo roda-de-borracha, mostrando: A – disco de borracha; B e C – células de carga normal e tangencial; D e E: porta-amostras do sistema mecânico e do sistema instrumentado; F – Braço de alavanca para ensaios mecânicos; G – termopar; H – bico alimentador do abrasivo; e I – exaustor de poeira. _	99
Figura 5.1 - Seção transversal da partícula de pó atomizado.(ataque vilela 2 min.) _____	106
Figura 5.2 – Curva de difração de raios-x realizadas no pó atomizado. _____	106
Figura 5.3 - Efeito da vazão dos gases e distância de aspersão na porosidade dos revestimentos: a e b) distância de 200 mm; c e d) distância de 300 mm- _____	112
Figura 5.4 - Relação entre a razão oxigênio/propano e a porosidade dos revestimentos. __	113
Figura 5.5 - Efeito da vazão dos gases e distância de aspersão na dureza dos revestimentos: a e b) distância de 200 mm; c e d) distância de 300 mm- _____	117
Figura 5.6 - Relação entre a razão oxigênio/propano e a dureza dos revestimentos _____	118
Figura 5.7 - Relação entre a porosidade e a dureza dos revestimentos _____	119
Figura 5.8 - Vista superior da região de fratura do ensaio de tração com indicação do tipo de falha. _____	123
Figura 5.9 - Superfície dos corpos de prova após ensaio de tração. a) falha de adesão; b) falha no adesivo. _____	124
Figura 5.10 - Micrografias e espectro de EDX das superfícies de ruptura dos corpos de prova de tração com falha por adesão (a,c) e no adesivo (b,d)._____	125
Figura 5.11 -Micrografia da superfície do corpo de prova após ensaio de tração com análise por EDX da região do substrato. _____	126
Figura 5.12 – Efeito da tipo de substrato, sem e com preaquecimento, na aderência dos revestimentos. _____	126
Figura 5.13 – Efeito da temperatura de preaquecimento na aderência de revestimentos aplicados sobre substratos de aço e ffbmc. _____	127
Figura 5.14 - Formato das panquecas para diferentes temperaturas de trabalho. a) sem preaquecimento e temperatura final de 150°C; b) com preaquecimento e temperatura final de 200°C. _____	129
Figura 5.15 - Variação do coeficiente de atrito em função do tempo para ensaios sem estabilização da roda de borracha (*AS2/*AC2) e com estabilização (AS2/AC2) ____	130
Figura 5.16 – Variação do coeficiente de atrito médio em função das condições de aplicação e tratamento do revestimento. _____	131

Figura 5.17 - Variação do coeficiente de atrito em função do tempo para revestimentos aplicados sem tratamento térmico posterior (RAS2), com duplo revenido (T1RAS2) e têmperado e duplo revenido (TRAS2) _____	132
Figura 5.18 - Macrografia da marca de desgaste abrasivo em abrasômetro tipo roda de borracha com indicação do sentido do fluxo de areia. _____	133
Figura 5.19 – Efeito do tipo de substrato na perda de massa dos revestimentos aplicados sem e com preaquecimento. _____	135
Figura 5.20 – Efeito da variação da temperatura de preaquecimento na perda de massa de revestimentos aplicados sobre substratos de aço com temperatura final de 150 °C (AS2) e 200 °C (RAS2, AC2, RACC2). _____	137
Figura 5.21 – Efeito do tratamento térmico na perda de massa de revestimentos aplicados sobre substratos de aço sem e com preaquecimento _____	138
Figura 5.22 - Efeito do tratamento térmico na porosidade dos revestimentos aplicados sobre substrato de aço sem preaquecimento. _____	141
Figura 5.23 - Efeito do tratamento térmico na dureza dos revestimentos aplicados sobre substrato de aço sem preaquecimento. _____	141
Figura 5.24 - Revestimento sem tratamento térmico posterior (ataque vilela 2 min) _____	143
Figura 5.25 – Curva de difração de raios-x das análises realizadas no revestimento sem tratamento térmico posterior. _____	144
Figura 5.26 - Micrografia mostrando os contornos entre as partículas não fundidas e as lamelas do revestimento sem tratamento térmico posterior. (RAS2) (sem ataque) _____	144
Figura 5.27 - Revestimento com tratamento térmico de duplo revenido (ataque Vilela 2 min) _____	145
Figura 5.28 - Curvas de difração de raios-x das análises realizadas nos revestimentos com tratamento térmico de duplo revenido. _____	145
Figura 5.29 - Micrografia do revestimento com tratamento térmico de duplo revenido com indicação do início da formação de poros arredondados nos contornos das partículas não fundidas.(T1RAS2) (sem ataque) _____	146
Figura 5.30 - Revestimento com tratamento térmico de têmpera e duplo revenido (ataque vilela 2 min) _____	147
Figura 5.31 – Curvas de difração de raios-x das análises realizadas nos revestimentos com tratamento térmico de têmpera e duplo revenido. _____	148
Figura 5.32 - Micrografia do revestimento com tratamento térmico de têmpera e duplo revenido mostrando a presença de poros arredondados por toda a microestrutura. (TRAS2) (sem ataque) _____	149

Figura 5.33 - Formação de contato (neck) entre as partículas de pó com sinterização a temperaturas utilizadas no tratamento térmico de têmpera e duplo revenido. (MEV) _	150
Figura 5.34 - Superfície do revestimento sem tratamento térmico antes do ensaio de desgaste abrasivo no abrasômetro tipo roda de borracha. (RAS2) _____	151
Figura 5.35 - Superfície do revestimento sem tratamento térmico após o ensaio de desgaste com indicação dos riscos (a) e regiões deformadas plasticamente (b). (fluxo de areia da esquerda para a direita) (RAS2) _____	152
Figura 5.36 - Superfície do revestimento sem tratamento térmico após o ensaio de desgaste com riscos (a) e deslocamento das partículas não fundidas (b). (fluxo de areia da esquerda para a direita).(RAS2) _____	152
Figura 5.37 - Micrografia mostrando em detalhe a partícula deslocada e o dano nas regiões adjacentes. (fluxo de areia da esquerda para a direita). (RAS2) _____	153
Figura 5.38 - Micrografia mostrando trincas em uma lamela na região próxima a um poro. (fluxo de areia da esquerda para a direita). (RAS2) _____	154
Figura 5.39 - Superfície do revestimento com tratamento térmico de duplo revenido após o ensaio de desgaste com indicação dos riscos (a) e regiões deformadas plasticamente (b). (fluxo de areia da esquerda para a direita). (T1RAS2) _____	155
Figura 5.40 - Micrografia mostrando menor deslocamento e trincas na região adjacente as partículas na fundidas do revestimento com tratamento térmico de duplo revenido. (fluxo de areia da esquerda para a direita). (T1RAS2) _____	155
Figura 5.41 - Micrografia mostrando trincas em uma lamela na região próxima a um poro após ensaio de desgaste em revestimentos com tratamento térmico de duplo revenido. (fluxo de areia da esquerda para a direita) (T1RAS2) _____	156
Figura 5.42 - Superfície do revestimento com tratamento térmico de têmpera seguido de duplo revenido após o ensaio de desgaste mostrando somente a presença de riscos. (fluxo de areia da esquerda para a direita). (TRAS2) _____	157
Figura 5.43 - Micrografia mostrando riscos sobre partícula não fundida indicando que não houve deslocamento ou dano nas regiões adjacentes. (fluxo de areia da esquerda para a direita) (TRAS2) _____	158
Figura 5.44 - Micrografia mostrando o desvio de direção do abrasivo após encontrar um nos revestimentos com tratamento térmico de têmpera seguido de duplo revenido (fluxo de areia da esquerda para a direita). (TRAS2) _____	159
Figura 5.45 - Gráfico comparativo da perda de massa entre revestimentos sem e com tratamento térmico com ferro fundido e aços trabalhados. _____	161
Figura A.1 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição AS2 (substrato de aço sem preaquecimento e temperatura final de 150°C) _____	176

Figura A.2 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição AC2 (substrato de aço com preaquecimento de 150°C e temperatura final de 200°C)	177
Figura A.3 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição FS2 (substrato de ferro fundido branco sem preaquecimento e temperatura final de 150°C)	178
Figura A.4 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição FC2 (substrato de ferro fundido branco com preaquecimento de 150°C e temperatura final de 200°C)	179
Figura A.5 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição RAS2 (substrato de aço sem preaquecimento e temperatura final de 200°C)	180
Figura A.6 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição RACC2 (substrato de aço com preaquecimento e temperatura final de 200°C)	181

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Características e propriedades dos processos de aspersão térmica _____	31
Tabela 3.2 - Denominação e fabricante dos diversos sistemas de aspersão térmica _____	32
Tabela 3.3 - Propriedades dos combustíveis usados no processo HVOF _____	37
Tabela 3.4 - Parâmetros de aspersão utilizados por HEARLEY et al. _____	46
Tabela 3.5 - Propriedades dos revestimentos obtidos com diferentes processos de aspersão. _____	61
Tabela 3.6 - Classificação dos materiais usados em revestimentos antidesgaste _____	65
Tabela 4.1 - Composição química nominal das ligas dos substratos _____	82
Tabela 4.2 - Composição química nominal da liga do revestimento _____	84
Tabela 4.3 - Condições de jateamento dos corpos de prova para qualificação do revestimento _____	86
Tabela 4.4 - Condições de jateamento dos corpos de prova para ensaios de aderência e desgaste abrasivo _____	86
Tabela 4.5 – Níveis dos parâmetros de aspersão utilizados nos ensaios para qualificação dos revestimentos. _____	88
Tabela 4.6 - Parâmetros mantidos constantes na etapa de qualificação do revestimento. ____	88
Tabela 4.7 - Parâmetros de aspersão utilizados no revestimentos de corpos-de-prova para ensaios de aderência e desgaste abrasivo. _____	91
Tabela 4.8 - Classificação dos ensaios quanto ao tratamento térmico após deposição ____	93
Tabela 5.1 - Rugosidade Ra dos substratos utilizados para deposição dos revestimentos__	104
Tabela 5.2 - Distribuição granulométrica do pó de FFBMC. _____	105
Tabela 5.3 - Composição química do FFBMC atomizado _____	106
Tabela 5.4 - Teores de carbono dos revestimentos aspergidos _____	107
Tabela 5.5 - Temperatura após último passe dos revestimentos aspergidos _____	108
Tabela 5.6 - Espessura dos revestimentos aspergidos _____	109
Tabela 5.7 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a espessura. _____	110

Tabela 5.8 - Porosidade percentual dos revestimentos aspergidos _____	111
Tabela 5.9 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a porosidade. _____	111
Tabela 5.10 - Dureza Vickers (HV _{0,3}) dos revestimentos aspergidos _____	115
Tabela 5.11 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a dureza. _____	116
Tabela 5.12 - Características e propriedades dos revestimentos aplicados sobre chapas planas _____	120
Tabela 5.13 - Comparação das características e propriedades dos revestimentos aplicados sobre chapas planas e corpos de prova de aderência e desgaste abrasivo. _____	121
Tabela 5.14 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a dureza e porosidade _____	121
Tabela 5.15 - Resultados do ensaio de aderência em função das condições de aspersão _____	122
Tabela 5.16 - Coeficiente de atrito médio em função da variação dos parâmetros de aspersão e tratamento térmico posterior. _____	129
Tabela 5.17 - Perda de massa dos revestimentos ensaiados sem (*) e com estabilização da roda de borracha. _____	134
Tabela 5.18 - Resultados do teste de hipótese de Students (teste t) para ensaios realizados sem (*) e com estabilização da roda de borracha. _____	134
Tabela 5.19 - Perda de massa dos revestimentos aplicados sobre substratos de aço e ffbmc sem e com preaquecimento _____	135
Tabela 5.20 - Resultados do teste de hipótese de Students (teste t) para revestimentos aplicados sobre substratos de aço e ffbmc sem e com preaquecimento _____	135
Tabela 5.21 – Perda de massa dos revestimentos aplicados sobre substratos de aço sem e com preaquecimento com V _r de 2,0 m/s e 3,0 m/s _____	136
Tabela 5.22 - Resultados do teste de hipótese de Students (teste t) para revestimentos aplicados sobre substratos de aço sem e com preaquecimento com V _r de 2,0 m/s e 3,0 m/s _____	136
Tabela 5.23 – Perda de massa dos revestimentos aplicados sobre substratos de aço com tratamento térmico posterior. _____	137
Tabela 5.24 - Resultados do teste de hipótese de Students (teste t) para revestimentos aplicados sobre substratos de aço com tratamento térmico posterior. _____	138
Tabela 5.25 - Comparação das características e propriedades dos revestimentos aplicados sobre corpos-de-prova de desgaste abrasivo. _____	140
Tabela 5.26 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a dureza e porosidade _____	140

Tabela A.1 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão AS2 _____	176
Tabela A.2 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão AC2 _____	177
Tabela A.3 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão FS2 _____	178
Tabela A.4 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão FC2 _____	179
Tabela A.5 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão RAS2 _____	180
Tabela A.6 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão RACC2 _____	181
Tabela B.1 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição *AS2 _____	182
Tabela B.2 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição *AC2 _____	183
Tabela B.3 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição *FS2 _____	183
Tabela B.4 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição *FC2 _____	184
Tabela B.5 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição AS2 _____	184
Tabela B.6 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição AC2 _____	185
Tabela B.7 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição RAS2 _____	185
Tabela B.8 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição RACC2 _____	186
Tabela B.9 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição T1RAS2 _____	186
Tabela B.10 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição T1RACC2 _____	187
Tabela B.11 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição TRAS2 _____	187
Tabela B.12 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição TRACC2 _____	188

SUMÁRIO

RESUMO

ABSTRACT

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

1	INTRODUÇÃO	23
2	OBJETIVOS	25
2.1	Principal	25
2.2	Específicos	25
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
3.1	Aspersão térmica	26
3.1.1	Preparação da superfície	27
3.1.1.1	Limpeza da superfície	27
3.1.1.2	Jateamento abrasivo	28
3.1.1.3	Preaquecimento do substrato	28
3.1.2	Processos de dispersão térmica	31
3.1.3	Aspersão térmica a chama hipersônica (HVOF)	32
3.1.3.1	Descrição do sistema “Diamond Jet – DJ 2700”	34
3.1.3.2	Pistola de dispersão	36
3.1.3.3	Características da chama	37
3.1.3.4	Temperatura e velocidade das partículas	38
3.1.4	Tratamento térmico após a deposição	41
3.2	Características e propriedades dos revestimentos	42
3.2.1	Espessura	42
3.2.2	Tensões residuais	43

3.2.3	Porosidade	44
3.2.4	Dureza	49
3.2.5	Microestrutura	58
3.2.6	Aderência	60
3.3	Materiais resistentes ao desgaste aplicados por aspersão térmica	63
3.4	Ferro fundido branco multicomponente	66
3.5	Desgaste abrasivo	67
3.6	Mecanismos de desgaste abrasivo	69
3.7	Desgaste abrasivo de revestimentos aplicados por aspersão térmica	71
3.7.1	Influência da porosidade	71
3.7.2	Influência da dureza	72
3.7.3	Influência do tratamento térmico	73
3.8	Mecanismo de desgaste abrasivo em revestimentos aplicados por aspersão térmica	75
4	MATERIAIS E MÉTODOS	82
4.1	Materiais	82
4.1.1	Material do Substrato	82
4.1.2	Material do Revestimento	84
4.2	Procedimento Experimental	84
4.2.1	Atomização	84
4.2.2	Preparação da superfície para aspersão	85
4.2.3	Aspersão térmica	87
4.2.3.1	Qualificação do revestimento	87
4.2.3.2	Revestimentos dos corpos-de-prova de aderência e desgaste abrasivo	90
4.2.4	Tratamento térmico dos corpos-de-prova revestidos	93
4.2.5	Temperatura final dos revestimentos	93
4.2.6	Caracterização dos revestimentos	94
4.2.6.1	Análise química	94
4.2.6.2	Difração de raio – X	94
4.2.6.3	Espessura	95

4.2.6.4	Porosidade	95
4.2.6.5	Dureza	96
4.2.6.6	Aderência	96
4.2.6.7	Desgaste abrasivo em abrasômetro tipo roda de borracha	99
4.2.6.8	Procedimentos executados no ensaio de desgaste abrasivo	102
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	104
5.1	Rugosidade do substrato	104
5.2	Caracterização do pó de FFBMC	104
5.2.1	Granulometria	104
5.2.2	Microestrutura do pó	105
5.3	Caracterização do revestimento	107
5.3.1	Análise do teor de carbono	107
5.3.2	Temperatura final do revestimento	108
5.3.3	Espessura	109
5.3.4	Porosidade	110
5.3.5	Dureza	115
5.4	Comparação entre as condições 7B – AS2 – RAS2	120
5.5	Aderência	122
5.5.1	Análise da superfície de fratura	123
5.5.2	Influência do tipo de substrato	126
5.5.3	Influência da temperatura de preaquecimento	127
5.6	Coeficiente de atrito	129
5.6.1	Influência do método de ensaio	130
5.6.2	Influência do preaquecimento do substrato e tratamento térmico do revestimento.	131
5.7	Perda de Massa	133
5.7.1	Influência do método de ensaio	133
5.7.2	Influência do tipo de substrato	134
5.7.3	Influência da temperatura de preaquecimento	135
5.7.4	Influência do tratamento térmico	137

5.8	Influência do tratamento térmico na porosidade e dureza	140
5.9	Microestrutura do revestimento	143
5.9.1	Microestrutura do revestimento sem tratamento térmico	143
5.9.2	Microestrutura do revestimento com duplo revenido	144
5.9.3	Microestrutura do revestimento com têmpera e duplo revenido	147
5.10	Mecanismos de desgaste	151
5.10.1	Revestimento sem tratamento térmico	151
5.10.2	Revestimento com tratamento térmico de duplo revenido	154
5.10.3	Revestimento com tratamento térmico de têmpera e duplo revenido	157
5.11	Comparação do desgaste abrasivo entre materiais	160
6	CONCLUSÕES	162
6.1	Conclusões sobre a qualificação do revestimento	162
6.2	Conclusões sobre a aderência	163
6.3	Conclusões sobre o coeficiente de atrito	163
6.4	Conclusões sobre a perda de massa	164
6.5	Conclusões sobre a influência do tratamento térmico na dureza e porosidade	164
6.6	Conclusões sobre microestrutura dos revestimentos	165
6.7	Conclusões sobre os mecanismos de desgaste abrasivo	165
6.8	Conclusões sobre a comparação entre materiais	166
6.9	Conclusão final	166
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	167
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	168
	ANEXO A – Resultados dos ensaios de aderência	176
	ANEXO B – Resultados dos ensaios de desgaste abrasivo	182

1. INTRODUÇÃO

Os processos de aspersão térmica apresentam grande versatilidade na deposição de revestimentos, sendo os mesmos aplicados para proteção de componentes contra desgaste abrasivo, adesivo, erosivo, fadiga superficial e corrosão, além de funcionarem como barreira térmica.^{1,2} A vantagem desta técnica está relacionada com a possibilidade de aplicação de revestimentos nos mais diferentes tipos de substratos (material base), pois não ocorre alteração de forma ou microestrutural devido às baixas temperaturas a que são submetidos. Com isso é possível revestir materiais de baixo ponto de fusão, como termoplásticos, e de alto ponto de fusão, como os materiais metálicos.^{3,4} Entre os vários processos, um que apresenta menor aquecimento do substrato é o processo de aspersão a chama hipersônica (HVOF).^{5,6}

Com a possibilidade de aplicação de grande quantidade de materiais, várias indústrias fazem uso deste tipo de técnica para a fabricação e recuperação de componentes. Entre elas encontram-se a aeroespacial, automotiva, biomédica, de fabricação do aço, de papel e têxtil, nuclear e de geração de energia, além da engenharia de manutenção.^{3,4} Como exemplo de materiais com aplicação específica tem-se o ZrO_2 e de Al_3O_2 que atuam como barreira térmica em componentes da indústria aeroespacial, materiais puros como Al e Zn ou ligas de AlZn, AlNi, NiCr utilizados na proteção contra a oxidação/corrosão em instalações de produção de energia, Ti em revestimentos de próteses biocompatíveis.^{2,3,7,8} Especificamente para proteção contra os mais diferentes tipos de desgaste são utilizados desde ligas de estanho (babbitt) até ligas contendo WC.⁴

Para proteção contra desgaste abrasivo são comumente utilizadas ligas autofluxantes de NiCr, contendo B, Si e C, Al_2O_3 , CrO, CrC, WC. No caso do carboneto de cromo a matriz é composta da liga de NiCr e para carbonetos de tungstênio o ligante é o cobalto.⁴ Trabalhos

recentes mostram estudos de ligas de WC-Co com adição de Carboneto de Vanádio para formação de partículas duras,⁹ carbonetos e diboretos de titânio utilizando como fase ligante FeCr ou NiCr.^{10,11} Uma nova e importante família de ligas resistentes ao desgaste são os ferros fundidos brancos multicomponentes, também conhecido como aços rápidos. Para a confecção de componentes utilizando este tipo de material utiliza-se de processos de fabricação que envolvem a fundição seguida de tratamento térmico e, menos frequentemente, a metalurgia do pó e a conformação por spray.^{12,13,14}

Independente do tipo de material, e o uso a que se destina, é necessário realizar testes para a qualificação do revestimento. Para isso existem dois grupos de testes: aqueles relacionados com as condições de uso do revestimento e aqueles para determinar a adequação dos parâmetros de processo utilizados para a aplicação do revestimento. Por exemplo, no primeiro caso utilizam-se ensaios em névoa salina em revestimentos para proteção contra corrosão e ensaios de desgaste abrasivo quando o revestimento é aplicado para esse fim. No segundo caso o objetivo dos ensaios é verificar a qualidade do revestimento no que diz respeito, principalmente, à aderência no substrato. Para isso existem testes específicos para a determinação da aderência, mas como parâmetros balizadores podem ser utilizadas medições de propriedades e características dos revestimentos como a porosidade, espessura e dureza.^{3,4}

Como contribuição, este trabalho pretende verificar se os FFBMC podem ser aplicados por HVOF para se obter revestimentos com resistência ao desgaste abrasivo compatível com os FFBMC fabricados pela rota tradicional de fundição e tratamento térmico. Para a efetivação deste estudo serão adotados os objetivos descritos no próximo item.

2. OBJETIVOS

2.1. Principal

- ★ Determinar a viabilidade da aplicação de ferro fundido branco multicomponente (FFBMC) pelo processo de aspersão térmica a chama hipersônica (HVOF), considerando a aderência e a perda de massa.

2.2. Específicos

- ★ Determinar a melhor condição de aspersão alterando parâmetros de processo relacionados à energia imposta as partículas como: granulometria, distância de aspersão, vazão dos gases propano e oxigênio, relação oxigênio/propano.
- ★ Caracterizar os revestimentos, com menor porosidade e maior dureza, quanto à aderência, perda de massa e coeficiente de atrito, alterando o tipo de substrato, temperatura de preaquecimento, temperatura final e tratamento térmico.
- ★ Comparar o desempenho, em relação ao desgaste abrasivo, do revestimento de FFBMC em relação a outros materiais.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aspersão térmica

Aspersão térmica é o nome dado a um grupo de processos utilizados para a deposição de revestimentos metálicos ou não metálicos em vários tipos de substrato, que incluem desde aço até plásticos. Nestes processos, o material do revestimento, na forma de pó ou arame, é fundido por uma fonte de calor química ou elétrica e impulsionado, por ar comprimido ou outros gases, de encontro a uma superfície previamente preparada no que diz respeito à limpeza, rugosidade e aquecimento. As partículas aspergidas aderem ao substrato por mecanismos de natureza mecânica, química-metalúrgica e física dependendo da temperatura da fonte de calor e velocidade imposta às partículas, que pela sobreposição formam camadas de estrutura lamelar com óxidos e poros.^{3,15,16,17}

A estrutura dos revestimentos aplicados por aspersão térmica é formada por lamelas sobrepostas, que são oriundas do espalhamento das partículas do pó fundidas, ou semi fundidas, quando do impacto com o substrato. O revestimento é formado pela ocorrência do mesmo mecanismo nas camadas subseqüentes, pois o tempo de solidificação é muito menor que o tempo de projeção das partículas, que é de 10^{-2} s. Outra particularidade dessa alta taxa de resfriamento é a possibilidade de revestir materiais com menores temperaturas de fusão em relação ao material do revestimento.¹⁸

A figura 3.1 mostra a seqüência esquemática da aspersão térmica. Vê-se da esquerda para a direita a projeção da partícula, o impacto com o substrato, a transferência de calor para o substrato e a solidificação e contração das lamelas, e no detalhe são mostradas as características do revestimento.

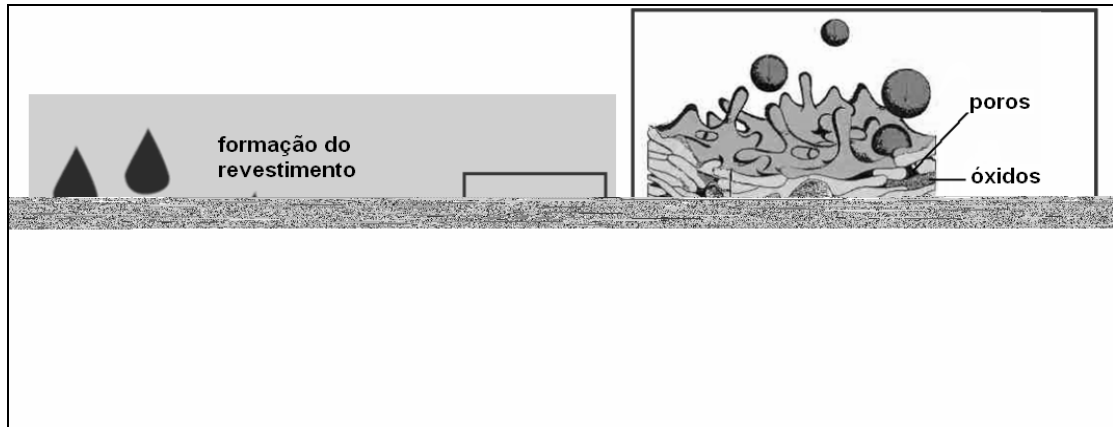


Figura 3.1 - Sequência esquemática de eventos na aspersão térmica com detalhe das características do revestimento. (adaptada da ref. 4)

3.1.1 Preparação da superfície

A preparação da superfície compreende a sua limpeza, texturização, preaquecimento e aplicação de uma camada, anterior ao revestimento principal, de material auto ligante. O trabalho de limpeza consiste em retirar do substrato impurezas sólidas, líquidas e pastosas, como carepa de laminação e óxidos resultantes de tratamentos térmicos.¹⁹ Por outro lado é fundamental prover a superfície de determinada rugosidade, obtida por jateamento abrasivo e/ou usinagem, pois a aderência dos revestimentos ocorre principalmente por ancoragem mecânica.

3.1.1.1 Limpeza da superfície

É uma etapa importante no processo, pois é através dela que se consegue eliminar produtos que impedem o contato pleno entre revestimento e substrato, essencial para a melhor aderência. A limpeza das superfícies é realizada através de processos químicos, como desengraxamento e decapagem ácida, de processos térmicos como queima em forno ou por chama direta e atmosfera redutora, ou através de processos mecânicos como usinagem ou jateamento abrasivo.

3.1.1.2 Jateamento abrasivo

Vários parâmetros devem ser considerados na operação de jateamento para se obter a rugosidade desejada, para aplicações de revestimentos por aspersão térmica. Entre os quais se encontram: as características do abrasivo, como tamanho, dureza e forma; e os parâmetros de jateamento, como distância de projeção, pressão do ar comprimido, tipo de equipamento e ângulo de incidência.²⁰

Abrasivos que possuem forma angular podem aderir em substratos moles, como alumínio, porém são os mais recomendados pelo seu alto poder de limpeza e asperização. Abrasivos de formato esféricos não são recomendados para se obter rugosidade, pois tendem a alisar a superfície por "peening", prejudicando a aderência do revestimento.²¹ Para jateamento de substratos com dureza acima de 360 HV é recomendado a utilização de óxido de alumínio como abrasivo, pois os mesmos, por manterem as arestas de corte, propiciam maior rendimento.^{3,22} Além disso, esses abrasivos à base de óxido de alumínio de grana 18 a 25 são indicados para obtenção de 13 μm de rugosidade Ra na deposição de revestimentos com espessura superior a 200 μm .³

Existem três métodos para se efetuar o jateamento: sistema de jateamento por pressão, por sucção e por força centrífuga (jateamento sem ar).^{22,23} Quando se utiliza jato por pressão tendo óxido de alumínio como abrasivo a pressão mínima recomendada é 345 kPa e a máxima é 414 kPa. Para jateamento por sucção com o mesmo abrasivo a máxima pressão deve ser 517 kPa.^{3,24}

3.1.1.3 Preaquecimento do substrato

Sob o ponto de vista da limpeza, o preaquecimento do substrato tem como objetivo proporcionar a queima e volatilização de graxas, óleos e umidade retidos junto à superfície do

metal a ser revestido. Este preaquecimento pode ser feito pela chama da própria pistola de aspersão térmica, por um equipamento independente, ou ainda por indução.³

A determinação da temperatura de preaquecimento depende, ainda, das tensões térmicas residuais no revestimento, da natureza dos materiais do revestimento, do substrato e de suas propriedades físicas. Através do preaquecimento é favorecida a redução das tensões internas, que por sua vez influenciam na aderência do revestimento²⁰. Quando as partículas aquecidas chocam-se com o substrato o seu resfriamento é muito rápido, acompanhado da contração do material depositado. O substrato por sua vez dilata-se (por estar frio) ao absorver a energia térmica cedida pelas partículas, além daquela transferida pela chama ou plasma da pistola de aspersão. Em função disso ocorrem tensões contrárias na interface substrato-revestimento, que podem ser reduzidas e melhor distribuídas quando o substrato é preaquecido. As temperaturas de preaquecimento recomendadas para a maioria dos revestimentos estão na faixa de 90 °C até 150 °C.²⁵

A influência do preaquecimento parece estar mais relacionada às primeiras camadas depositadas, pois neste caso está ocorrendo o contato entre o material do revestimento e o material depositado. Além disso, após as primeiras camadas ocorre a estabilização da temperatura do revestimento entre substratos preaquecidos e sem preaquecimento, devido ao calor imposto pelas partículas. Isto foi comprovado por MELLALI²⁶ na aplicação por aspersão a plasma de Al_2O_3 sobre substrato de ferro fundido, conforme mostrado na figura 3.2. Foram utilizadas duas condições: na primeira foi aplicado calor sobre o substrato por 150 s com a própria pistola de aspersão, antes do início da deposição do material; na segunda o material foi aplicado desde o início do processo sem preaquecimento do substrato. Na primeira condição, a temperatura do substrato alcançou 460 °C antes do início da deposição e subiu para aproximadamente 560 °C com o aporte de material. No segundo caso, a temperatura também alcançou o patamar de 560 °C ao final da aplicação.

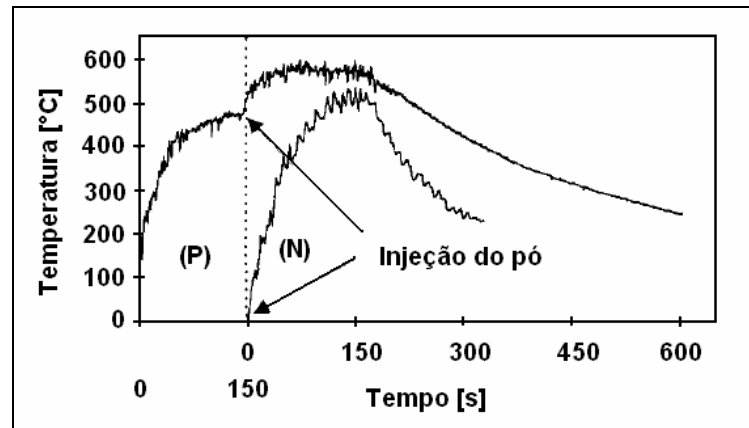


Figura 3.2 -Evolução da temperatura do substrato e revestimento com (P) e sem (N) preaquecimento. (adaptada da ref. 26)

A maior influência do substrato apenas na deposição das camadas iniciais é comprovada pela diminuição da temperatura máxima entre as primeiras camadas com o aumento do número de camadas. Simulações realizadas e comprovadas experimentalmente por SOBOLEV et al²⁷ na aplicação de WC-Co, sobre substratos de cobre com HVOF, demonstram a diminuição da temperatura máxima na interface das camadas para maior número de camadas depositadas. A figura 3.3 mostra a variação da temperatura inter camadas com o aumento do número de camadas.

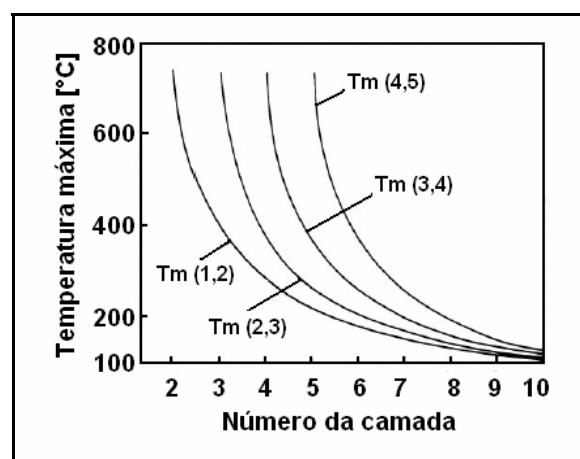


Figura 3.3 -Variação da temperatura máxima na interface entre as várias camadas em relação ao número da camada. (adaptada da ref. 27)

3.1.2 Processos de aspersão térmica

São vários os processos utilizados para deposição de revestimentos por aspersão térmica, como por exemplo: aspersão a chama convencional (Flame Spray – FS), aspersão por detonação (Detonation Gun – D-Gun), aspersão a chama hipersônica (High Velocity Oxygen Fuel – HVOF), aspersão a arco elétrico (Arc Spraying – ASP), aspersão a plasma (atmospheric plasma spraying – APS) e aspersão a frio (cold gas spraying – CGS). Porém, todos esses processos e algumas variações podem ser classificados em função dos métodos de aquecimento e material a ser aspergido, como é mostrado no esquema da figura 3.4. As propriedades e características desses processos estão reunidas na tabela 3.1.

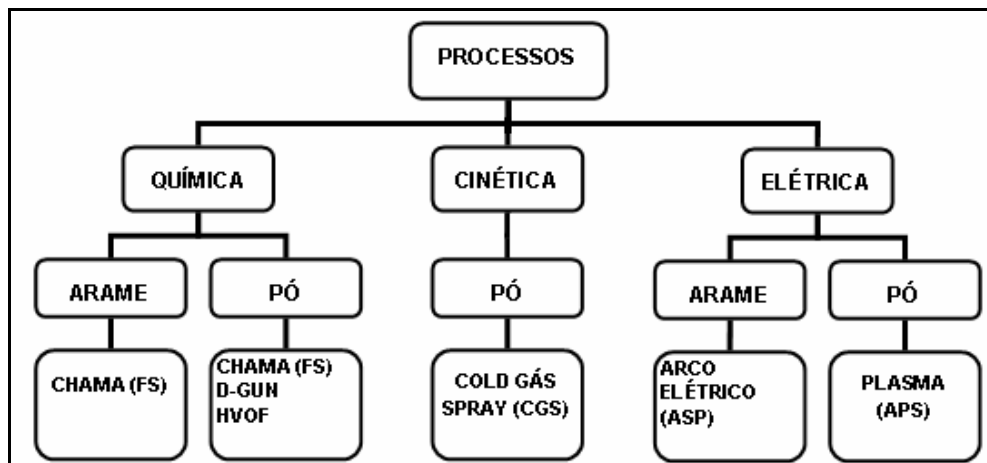


Figura 3.4 - Classificação dos processos de aspersão térmica quanto a energia e tipo de consumível. (adaptada das refs. 1,7,2,4)

Tabela 3.1 - Características e propriedades dos processos de aspersão térmica

Propriedades	Processos					
	FS	HVOF	D-Gun	ASP	Plasma	CGS
Temperatura da Chama/Arco [°C]	2200 - 3200	2700 - 3100	>3000	4000 - 6000	16000	-
Velocidade das partículas [m/s]	30 - 150	750	900	100 - 250	300 - 500	1000
Aderência [MPa]	4 - 20	70 - 100	>70	10 - 36	>70	30 - 40
Porosidade [%]	5 - 15	0 - 2	<2	10 - 15	1 - 7	0,7
Óxidos [%]	6 - 15	0,2 - 5	<1	10 - 20	2 - 3	-

Adaptada das refs. 2,3,4,7,18,25,28,29,30,31,32,33,34,35

Nesse trabalho será utilizado o processo HVOF por apresentar revestimentos com melhores características, como baixa porosidade e alta aderência, quando comparado com outros processos.

3.1.3 Aspersão térmica a chama hipersônica (HVOF)

Uma das limitações nos processos à combustão é o poder calorífico dos gases combustíveis, por isso os avanços tecnológicos tiveram como meta aumentar a velocidade das partículas. Com velocidades maiores as partículas tendem a chegar ao substrato com alta energia térmica (fonte de calor) e cinética (alta velocidade).³³

O processo de aspersão HVOF, com a denominação “JET KOTE”, foi revolucionário, pois agrupa em um mesmo equipamento o desempenho dos equipamentos de detonação (D-Gun) com a versatilidade das pistolas de aspersão a chama (FS). Vale ressaltar que nos anos seguintes este processo foi patenteado com outras denominações por vários fabricantes, como descrito na tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Denominação e fabricante dos diversos sistemas de aspersão térmica

Nome	Fabricante
Jet Kote	Delloro Stellite
JP 5000	Hobart TAFE
Top Gun	UTP – Krozingen – Germany
CDS	Sulzer Plasma Technik
HV - 2000	Miller Thermal
OSU super jet sistem	OSU Maschinenbau
Diamont Jet - DJ	Metco

Adaptada da ref. 5

As diferenças básicas entre estes sistemas estão na utilização ou não de refrigeração da pistola, inserções radial ou axial do pó, fluxo e composição dos gases, pressão da câmara de combustão, local de injeção do pó, projeto e comprimento do bocal. Segundo IRVING⁵ os projetos de pistolas de aspersão podem ser classificados em quatro tipos:

- ◆ projeto no qual a mistura de gases é inflamada separadamente e o material particulado é introduzido radialmente após a câmara cilíndrica através do gás de arraste. O sistema Jet Kote é um exemplo deste tipo de projeto.
- ◆ sistema no qual tanto os gases de combustão como o material particulado são introduzidos simultaneamente na câmara de combustão. Exemplos desse sistema são os equipamentos Top Gun, CDS, OSU super jet system.
- ◆ sistema onde o gás de arraste insere o pó axialmente em uma região onde a zona de combustão está confinada, ou seja na saída do bocal. Os equipamentos da METCO são fabricados nesse tipo de projeto.
- ◆ projetos que usam líquidos como combustível e operam com altas pressões na câmara de combustão. Neste caso o material particulado é injetado radialmente na saída da câmara de combustão. O equipamento JP 5000 é um exemplo deste tipo de projeto.

Em todas essas pistolas de aspersão ocorre essencialmente a combustão de um gás (propileno/propano/hidrogênio/acetileno) ou líquido (querosene) dentro de uma câmara pressurizada. Os pós são introduzidos nesta câmara por um alimentador pressurizado, onde são aquecidos até as temperaturas alcançadas com a ignição da mistura e impulsionados com alta velocidade até o substrato.⁵ Essas altas velocidades, da ordem de 750 m/s,^{2,3,7} são responsáveis pelo menor tempo de permanência no trajeto bocal/substrato e aumento da energia das partículas. Portanto se obtém revestimentos mais densos com menores teores de óxidos, 0,2 a 5 %, e porosidade menor que 2 %, além do favorecimento do mecanismo de aderência metalúrgico.^{3,36} Esses menores teores de óxidos e porosidade proporcionam a obtenção valores de aderências da ordem de 70 MPa.^{3,4,25}

3.1.3.1 Descrição do sistema “Diamond Jet – DJ 2700”

O sistema de aspersão por HVOF denominado Diamond Jet – DJ 2700, fabricado pela METCO e utilizado nesse trabalho, é composto por uma unidade de suprimento de gás, unidade de medição de fluxo, unidade de alimentação do pó e a pistola de aspersão, como mostrado na figura 3.5.

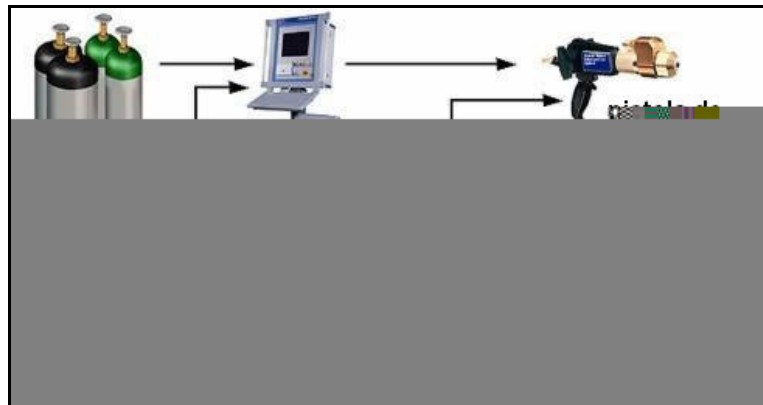


Figura 3.5 - Esquema do sistema de aspersão térmica a chama hipersônica (HVOF DJ-2700). (adaptada da ref. 37)

Os gases utilizados servem para a formação da chama, refrigeração e arraste do material particulado. São utilizados os gases combustíveis como propileno, propano, hidrogênio, que reagem com o oxigênio para formar a chama. Para conseguir os fluxos e pressões utilizadas no sistema são necessários, no mínimo, quatro cilindros de 70 kg de oxigênio e 3 cilindros de 45 kg de propano. Essas pressões são reguladas através de um manômetro acoplado em um “manifold” na saída dos cilindros. Ar comprimido é utilizado no sistema para duas finalidades: uma porção é usada para refrigeração da câmara de combustão; a outra parte serve para acelerar as partículas de encontro ao substrato. A regulagem das vazões desses gases (oxigênio, propano e ar comprimido) é feita na unidade de medição de fluxo, sendo a mesma independente para cada gás.³⁷

A unidade de medição de fluxo dos gases, denominada “DJF”, é quem controla as taxas de alimentação dos gases. O valor especificado depende das condições de aspersão, da

pistola e do material do revestimento. A utilização de manômetros acoplados, juntamente com válvulas de ajuste do fluxo, permite ao operador manter o controle dos valores necessários para cada aplicação.

O material a ser aspergido é inserido na unidade de alimentação, composta de um reservatório para colocação do material, célula de carga, medidor da taxa de alimentação e uma cabine de controle. O reservatório, como mostrado na figura 3.6, é pressurizado com o mesmo gás que servirá para arrastar o material até a pistola. Além disso, durante a operação de aspersão esse reservatório é constantemente agitado por um sistema vibratório. Com isso há maior homogeneidade na taxa de alimentação.

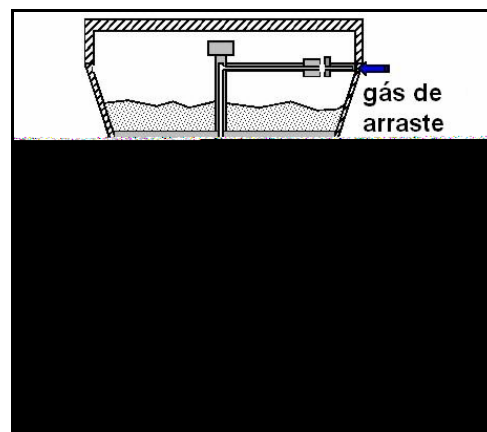


Figura 3.6 - Seção transversal esquemática do reservatório de pó do sistema de aspersão HVOF DJ 2700. (adaptada da ref. 38)

O gás utilizado para pressurizar o sistema e arrastar o material normalmente é o nitrogênio. Os valores da pressão e fluxo do gás de arraste depende do material a ser aspergido e é definido pelo fabricante nos boletins técnicos do material. A sua regulagem é feita ajustando o manômetro e fluxômetro do gás de arraste contido na unidade de controle.

O fluxo de material, denominado de “spray rate”, é regulado no painel de controle, sendo seus níveis fornecidos pelo fabricante do equipamento. Para cada material a ser aplicado, esse fluxo pode variar de 23 g/min, para ligas de carboneto de cromo, até 76 g/min nas ligas fusíveis a base de níquel.³⁷

3.1.3.2 Pistola de aspersão

A pistola METCO enquadra-se no sistema onde o material particulado é inserido axialmente ao fluxo de gases e logo adiante da câmara de combustão. A seção transversal esquemática da pistola de aspersão é mostrada na figura 3.7.

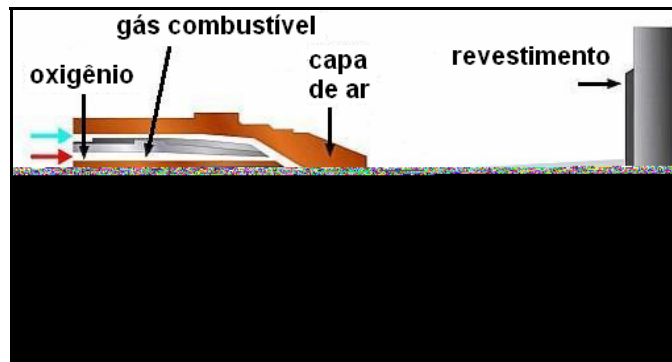


Figura 3.7 - Esquema das pistola de aspersão térmica HVOF. (adaptada da ref. 37)

Além disso, para aumentar a pressão dos gases e por conseqüência a velocidade das partículas, existem bocais e insertos na saída da câmara de combustão. Os componentes internos da pistola de aspersão e o esquema de montagem são apresentados na figura 3.8.



Figura 3.8 - Esquema de montagem dos componentes do bico da pistola de aspersão térmica HVOF. (adaptada da ref. 38)

3.1.3.3 Características da chama

No processo de aspersão térmica por HVOF a mistura oxigênio/combustível ocorre dentro de uma câmara pressurizada com alta pressão, antes de entrar na zona de combustão. Com a ignição da mistura ocorrem reações químicas que liberam energia térmica, aumentando ainda mais a pressão da mistura. A energia liberada na reação da mistura gasosa é convertida em calor e pressão, que servem para aquecer e impulsionar as partículas de pó junto com os gases de arraste. Logo, a temperatura, a pressão, a composição do gás e a área do bocal são as variáveis que afetam a velocidade do gás.³⁸

Quanto ao tipo de gás combustível é preferível utilizar aquele que proporcione alta temperatura da chama, aliado aos maiores calores de combustão. Na tabela 3.3 são apresentadas algumas características de vários gases combustíveis.

Pela tabela 3.3 se verifica que o propano é o gás que apresenta o maior calor de combustão. Sob o ponto de vista econômico é o mais viável, pois, com volume semelhante aos demais, se obtém o mesmo nível de energia. Ainda na mesma tabela tem-se a razão estequiométrica do oxigênio/propano, da chama com maior temperatura e a faixa utilizada nos processos HVOF. A variação da temperatura com a razão oxigênio/propano para vários gases é apresentada na figura 3.9

Tabela 3.3 - Propriedades dos combustíveis usados no processo HVOF

Combustível	Temperatura máxima da chama [°C]	Calor de combustão [MJ/m ³]	Taxa de oxigênio/combustível		
			Razão estequiométrica	Razão da temperatura máxima da chama	Aplicações em HVOF
Propano	2828	93,2	5,0	4,5	3,0 – 8,0
Propileno	2896	87,6	4,5	3,7	3,5 – 7,0
Hidrogênio	2856	10,8	0,5	0,4	0,3 – 0,6
Etileno	2924	59,5	3,0	2,4	2,0 – 5,0
Acetileno	3160	56,4	2,5	1,5	1,3 – 4,0

Adaptada da ref. 39

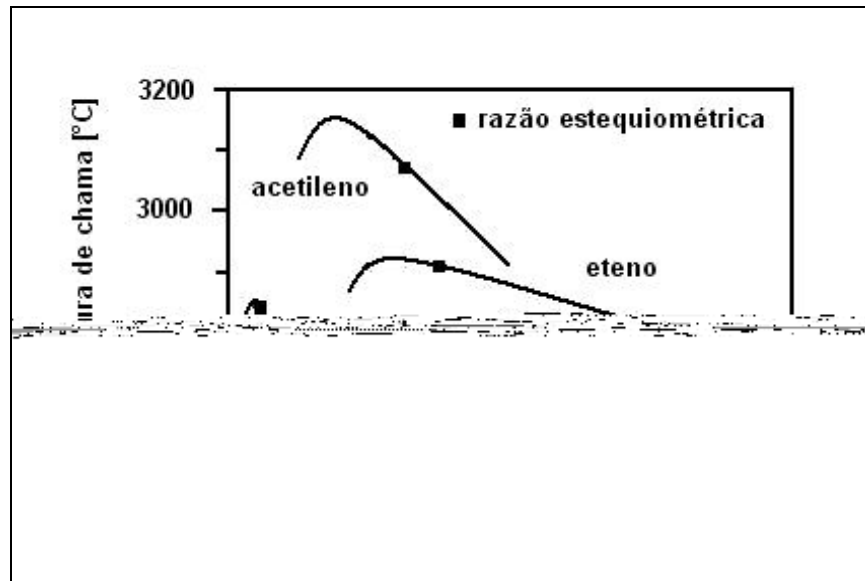


Figura 3.9 - Relação entre a temperatura e a razão oxigênio/combustível. (adaptada das refs. 40,41)

Para o propano verifica-se que a chama máxima é obtida com a razão oxigênio/propano de 4,5, como indicado na tabela 3.3, que corresponde a 90% da razão estequiométrica. Menores percentuais da razão estequiométrica são obtidos com o aumento de propano ou diminuição do oxigênio. Ao contrário, para aumentar o percentual da razão estequiométrica é necessário aumentar o oxigênio ou diminuir o propano.

3.1.3.4 Temperatura e velocidade das partículas

A relação entre a temperatura e velocidade das partículas com a razão oxigênio/combustível foi determinada no estudo realizado por PLANCHE,⁴² utilizando pó de inonel aplicado por HVOF com gás natural como combustível. Os resultados obtidos são apresentados na figura 3.10 e figura 3.11.

Os resultados indicam que houve aumento da velocidade e diminuição da temperatura das partículas com o aumento do percentual da razão estequiométrica. Verifica-se comportamento similar quando se compara o comportamento da temperatura das partículas e da chama com a variação da razão estequiométrica, principalmente para razões

estequiométricas acima de 0,95. Segundo os autores, o comportamento dissimilar para menores percentuais da razão estequiométrica está associado ao maior tempo de permanência das partículas na chama, devido ao menor fluxo dos gases.

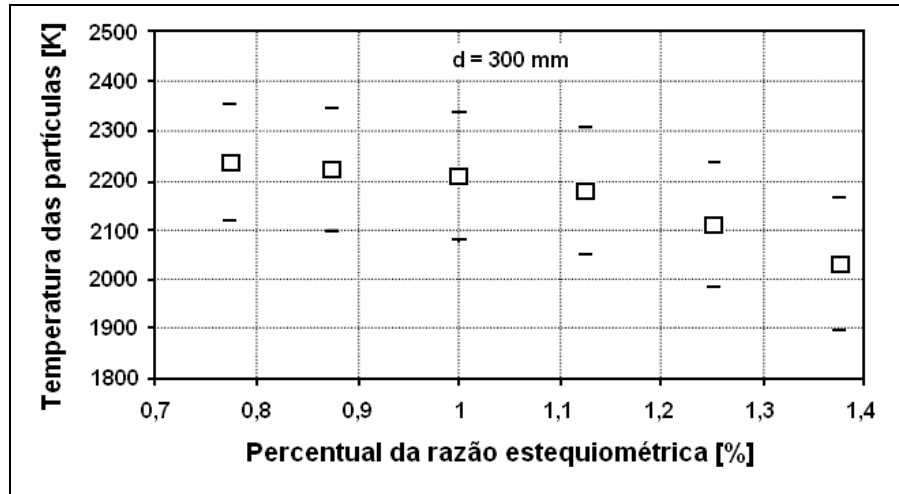


Figura 3.10 - Variação da temperatura das partículas com o percentual da razão estequiométrica para distâncias de aspersão de 300 mm. (adaptada da ref. 42)

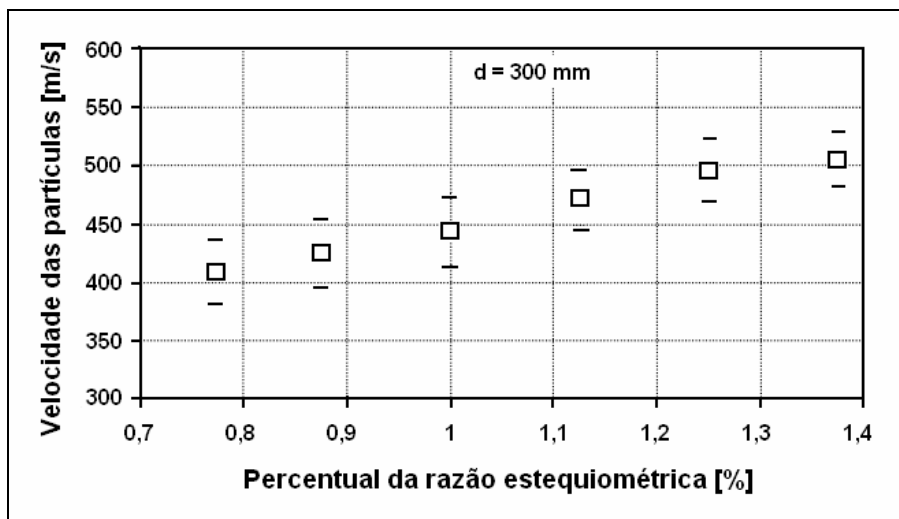


Figura 3.11 - Variação da velocidade das partículas com o percentual da razão estequiométrica para distância de aspersão de 300 mm. (adaptada da ref. 42)

Adicionalmente, as propriedades térmicas e a granulometria interferem na quantidade de energia que as partículas absorvem durante a passagem pela chama, tendo como consequência alterações na velocidade e temperatura das partículas com a variação da distância em relação ao bocal da pistola. LUGSCHEIDER et al⁴³ analisou a influência da distância, em relação ao bocal da pistola, e da faixa granulométrica na temperatura e

velocidade das partículas de Ni-Cr. Para isso utilizou equipamento de aspersão por HVOF e propano como combustível. Os resultados mostrados na figura 3.12 indicam aumento da temperatura com a distância. A maior temperatura para maiores distâncias é devido a reações exotérmicas provocada pela oxidação das partículas. Além disso, a reação também é ativada pela maior proporção de oxigênio oriundo dos

3.1.4 Tratamento térmico após a deposição

O tratamento térmico dos revestimentos após a deposição é realizado com o objetivo de eliminar os poros remanescentes, além de homogeneizar a microestrutura bruta obtida no processo de aplicação.⁴⁴ As formas de aquecer os revestimentos englobam a refusão com chama, laser, arco elétrico, indução e em forno com atmosfera controlada.³

As ligas a base de Ni-Cr com adição de Boro e/ou Silício foram as primeiras ligas a serem tratadas termicamente pelo método de refusão. Essas ligas apresentam grande capacidade de molhamento quando aquecidas até o ponto de fusão, sem a necessidade de adição de fluxo externo, favorecendo o aumento da aderência com o substrato. Para essas ligas a temperatura de fusão situa-se na faixa de 1000 °C a 1200 °C.³ Posteriormente, foram sendo adicionados outros elementos de liga em função das propriedades desejadas do revestimento. Por exemplo, LIANG et al⁴⁵ compararam o comportamento em relação ao desgaste de ligas de Ni-Cr-B-Si sem e com adição de WC. O objetivo implícito foi o de melhorar a resistência ao desgaste e aliá-la ao grande desempenho em relação à corrosão das ligas de Ni-Cr. No mesmo caminho foi o desenvolvimento do trabalho de LEE e MIN,⁴⁴ que adicionaram W e Mo na liga de Ni-Cr-B e estudaram o comportamento desse material em relação a corrosão. Além disso, verificaram as variações nas propriedades do revestimento.

Com base nas melhorias obtidas nas ligas a base de Ni-Cr com tratamento térmico pós deposição, estudos foram realizados para melhorar as propriedades de revestimentos com outros materiais. Como exemplos, tem-se os trabalhos de STEWART et al,⁴⁶ sobre a relação entre desgaste abrasivo e propriedades com o tratamento térmico de ligas de WC-Co, de SCHWERTZKE e KREYE,⁴⁷ sobre o comportamento dos revestimentos de WC-Co e WC-Co-Cr em relação a dureza com a realização de tratamento térmico.

3.2. Características e propriedades dos revestimentos

3.2.1 Espessura

A definição exata da espessura do revestimento, para determinada aplicação, depende da otimização de outros parâmetros, como desempenho e custo. Em função do custo e ciclo de vida, a espessura mínima deve ser tal que possibilite o desempenho adequado, e a espessura máxima não deve ser tão alta a ponto de inviabilizar sua aplicação, devido ao alto custo.

A espessura mínima do revestimento é controlada pela granulometria do pó ou espessura do arame, considerando constante a velocidade relativa pistola - peça e fluxo de material. Por outro lado, a espessura total é obtida pelo número de passes. Considerando a variação da velocidade relativa pistola-peça e o fluxo de material, os revestimentos apresentam diferentes valores de porosidade e dureza. ROUND⁴⁸ cita que para obter camadas mais densas é preferível o uso de poucos passes, isto é, velocidades menores e fluxos maiores. BERNARD e FAUCHAIS⁴⁹ colocam que velocidades altas (maior número de passes para obter a espessura desejada) proporcionam maior micro dureza, pois as espessuras das camadas de cada passe seriam menores. Isto estaria associado à maior dissipação de calor

Com relação ao efeito da espessura do revestimento na aderência é de se esperar que os mais espessos possuam maiores tensões internas, o que por sua vez diminuiria a aderência. Ao contrário, valores muito altos de aderência para revestimentos de pequena espessura podem ser originados de defeitos inerentes aos mesmos. Por exemplo, a passagem de adesivo pelos poros interconectados até o substrato pode elevar consideravelmente a aderência do revestimento, pois a colagem estaria sendo feita entre o substrato e o contra corpo.⁵⁰ Prevendo essa possibilidade a norma ASTM C 633-01 especifica que os testes de aderência sejam realizados em revestimento com espessura mínima de 0,38 mm, pois isso evitaria o efeito dos

poros passantes. Já BARDALL et al⁵¹ adotaram critério menos conservador, classificando como finos apenas os revestimentos menores de 0,2 mm, pois em análises metalográficas não se detectou penetração do adesivo para espessuras maiores.

3.2.2 Tensões residuais

Revestimentos aplicados por aspersão térmica apresentam, assim como outros tipos de revestimentos, tensões residuais que são originadas por dois mecanismos.

O primeiro mecanismo de geração de tensões internas ocorre devido ao resfriamento (resfriamento primário) das partículas aspergidas a partir da temperatura atingida no processo, que pode ser a temperatura de fusão ou outra temperatura menor, até a temperatura que se encontra o substrato. Este tipo de tensão residual é denominado de tensão intrínseca (intrinsic), tensão de deposição (deposition), ou tensão de têmpera (quenching).^{52,53}

As tensões intrínsecas geradas no resfriamento primário surgem devido à restrição do movimento quando da contração das lamelas na solidificação. A restrição ao movimento é devido às outras lamelas anteriormente depositadas ou ao substrato. O somatório dessas micro tensões pode mudar a distribuição de tensões no conjugado revestimento/substrato.^{52,53,54}

O módulo de elasticidade e o coeficiente de expansão térmica do material aspergido e a diferença de temperatura entre o substrato e o revestimento influenciam os valores das tensões intrínsecas.⁵³ Os valores teóricos máximos da tensão intrínseca são da ordem de 1 Gpa, porém na prática os valores são de aproximadamente 100 MPa, devido a vários mecanismos de relaxação de tensão que atuam durante o processo de solidificação.

O segundo mecanismo ocorre devido aos diferentes níveis de contração entre o material do revestimento e do substrato quando o conjugado se resfria da temperatura atingida no final da deposição até a temperatura ambiente. Além disso, esse resfriamento secundário pode ocorrer de forma desigual em pontos diferentes do conjugado. Este mecanismo é

denominado contração térmica diferencial⁵² e é dependente dos coeficientes de expansão térmica do substrato e revestimento e das temperaturas de fusão das partículas e do substrato. Essa contração gera diferentes níveis de tensão no revestimento e no substrato.⁵³

As tensões térmicas geradas no resfriamento primário e secundário são as responsáveis pela ocorrência de trincas e destacamento dos revestimentos.⁵² A maneira como essas tensões estão atuando no revestimento tem maior ou menor influência no destacamento dos revestimentos. As tensões geradas no resfriamento primário são sempre tensões de tração e as tensões geradas no resfriamento secundário depende da relação entre os coeficientes de dilatação térmica do revestimento e do substrato. Se o coeficiente de dilatação térmica do revestimento é maior que o coeficiente de dilatação térmica do substrato as tensões geradas no resfriamento secundário é trativa, caso contrário é compressiva. Quando os dois coeficientes são iguais, ou seja, mesmo material, não há tensões resultantes. O somatório dessas tensões é que indicará qual o tipo de tensão resultante atuante no revestimento.

3.2.3 Porosidade

Existem dois tipos de poros em revestimentos depositados por aspersão térmica. Poros grandes, formados entre lamela/substrato e lamela/lamela, e poros pequenos formados dentro das lamelas.^{55,56,57}

A macroporosidade ocorre devido à incompleta cobertura da superfície pelas partículas subseqüentes que são aspergidas. Isto acontece pela incapacidade do material em comprimir os gases existentes nos interstícios entre lamela/lamela e/ou lamela substrato. A formação desses poros está relacionada com a temperatura, a densidade, a tensão superficial, a viscosidade das partículas fundidas, a velocidade de impacto e a distribuição granulométrica. Baixas temperaturas e/ou velocidade de impacto, assim como partículas grandes tendem a aumentar a porosidade.^{55,58}

A microporosidade ocorre dentro das partículas aspergidas, e o fenômeno é similar ao que ocorre na solidificação de lingotes na fundição. Na fundição os poros normalmente situam-se na parte interna dos lingotes, porém na fundição de peças finas os poros podem se formar na superfície. Na aspersão ocorre fenômeno similar com as gotas atomizadas, ou seja, os poros são formados na superfície das lamelas. Isto é explicado pelo fato de que durante a maior parte do tempo de solidificação a camada de metal do revestimento esta no estado pastoso (líquido - sólido). Então, durante todo esse tempo existe metal líquido na superfície, e no final da solidificação o líquido restante é succionado para o interior da lamela. Com isso pequenas bolhas são formadas e originarão os poros no final da solidificação.^{55,59}

A dependência da porosidade com a vazão dos gases foi estudada por HEARLEY et al⁶⁰ em revestimentos de Ni-Al aplicados por HVOF com propileno como gás combustível, conforme condições de ensaio apresentadas na tabela 3.4. Os pós fabricados por sinterização e moagem são indicados por “RS” e os fabricados por atomização por “IGA”. Os resultados apresentados na figura 3.13 mostram que ocorreu aumento da porosidade com o aumento da vazão de propileno, e diminuição com o aumento da vazão de oxigênio. Com o aumento da vazão de propileno, mantendo-se a vazão de oxigênio constante, houve diminuição da razão propileno/oxigênio, de 80 % para 60 %, em relação à razão de maior temperatura da chama. Logo, houve decréscimo na temperatura da chama. Por outro lado, com o aumento da vazão de oxigênio, com propileno constante, ocorreu aumento da razão estequiométrica de 60 % para 80 %, em comparação a razão de maior temperatura, e, como consequência ocorreu aumento da temperatura da chama. Contudo, considerando a mesma razão estequiométrica, pontos 4 e 5 da figura 3.13, verifica-se que houve diminuição da porosidade com o aumento da vazão de propileno de 1,10 l/s para 1,46 l/s e oxigênio de 2,95 l/s para 3,93 l/s.

Tabela 3.4 - Parâmetros de aspersão utilizados por HEARLEY et al.

Parâmetros	Fluxo de propileno [l/s]	Fluxo de Oxigênio [l/s]	Razão Oxi-combustível	% da razão estequiométrica	Processo Fabricação do Pó
1	1,10	2,95	1,3	60	RS
2	1,46	3,93	1,3	60	RS
3	1,10	3,93	1,4	80	RS
4	1,10	2,95	1,3	60	IG
5	1,46	3,93	1,3	60	IG
6	1,10	3,93	1,4	80	IG

(adaptada da referência 60)

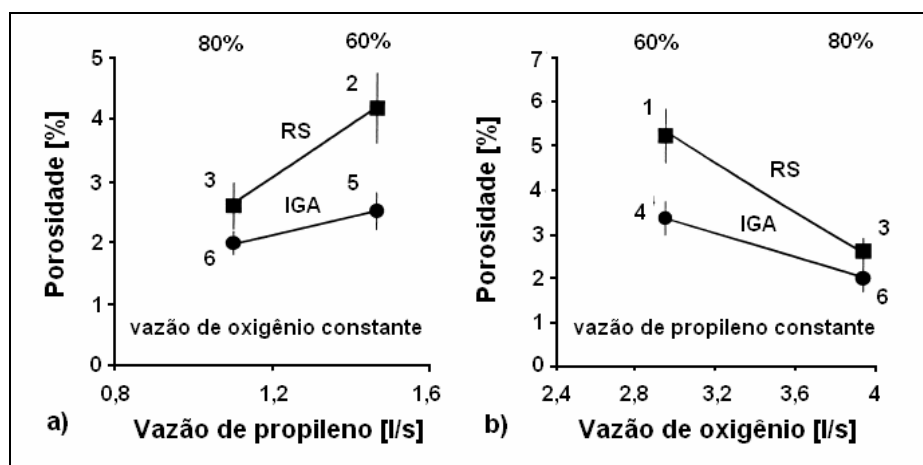


Figura 3.13 - Efeito da vazão de propileno (a) e vazão de oxigênio (b) na porosidade. (adaptada da referência 60)

Pelos resultados do trabalho de HEARLEY et al.⁶⁰ verifica-se dependência entre a temperatura e velocidade das partículas com a porosidade, pois para maiores razões estequiométricas, conseqüentemente maior temperatura, houve diminuição da porosidade.

Esses resultados foram confirmados por ZHAO et al.,⁶¹ na aplicação de WC-CoCr por HVOF, pela medição da temperatura e velocidade das partículas e comparação com a porosidade do revestimento. Nas figura 3.14 tem-se a relação temperatura das partículas e porosidade, e na figura 3.15 a relação entre velocidade das partículas e porosidade.

Nesse trabalho ZHAO et al.⁶¹ concluíram que a vazão total dos gases teve influência significativa na porosidade dos revestimentos, pois os maiores percentuais de porosidade foram obtidos nas condições onde se utilizou vazões menores que 780 l/min. Com essas

menores vazões, obtiveram-se temperaturas abaixo de 2000 °C e velocidades inferiores a 470 m/s. Além disso, os autores verificaram que a porosidade apresentou relação mais bem definida com a temperatura das partículas. Com a velocidade das partículas essa relação não é tão clara.

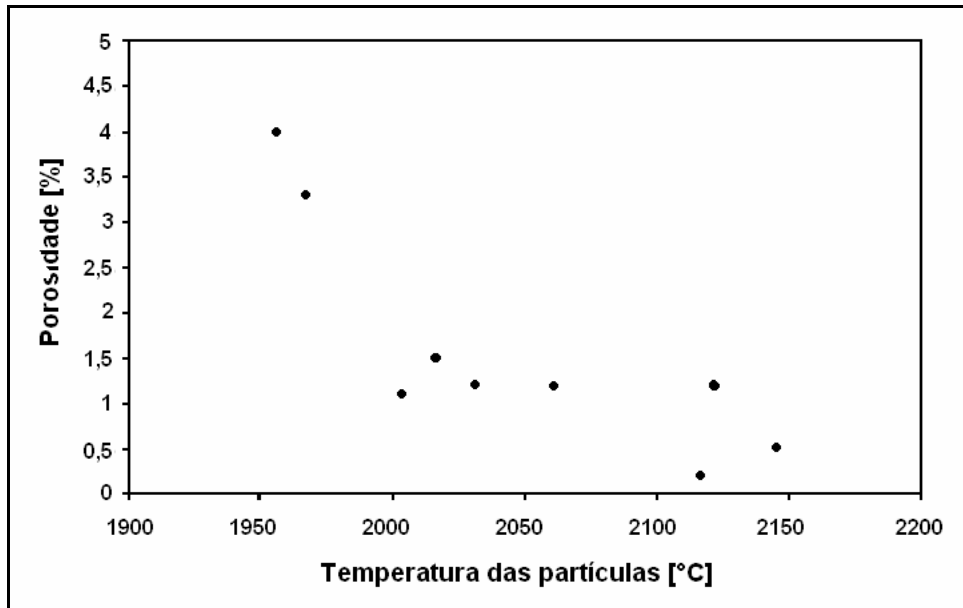


Figura 3.14 - Relação entre a temperatura das partículas e a porosidade. (adaptada da ref. 61)

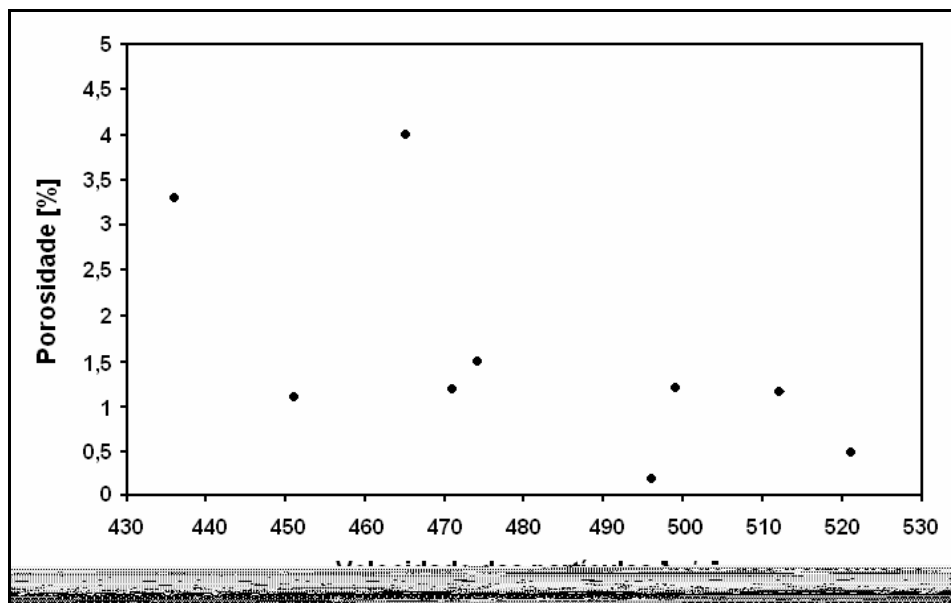


Figura 3.15 - Relação entre a velocidade das partículas e a porosidade do revestimento. (adaptada da ref. 61)

Outro detalhe que o autor não comenta é o percentual da razão estequiométrica obtida nas condições de maior porosidade. Nesses casos o percentual foi de 32 %, enquanto nas condições onde se obteve os melhores resultados o percentual foi de 34 % e 38 %.

A relação entre a porosidade com o tratamento térmico foi estudada por vários pesquisadores. LEE e MIN⁴⁴ estudaram o comportamento da porosidade com o tratamento térmico de revestimentos de ligas de Ni-Cr com W e Mo. Os revestimentos foram tratados em forno a vácuo em temperaturas de 550 °C, 750 °C e 950 °C por 2 horas com resfriamento lento. Os resultados da variação da porosidade percentual com o aumento da temperatura são mostrados na figura 3.16.

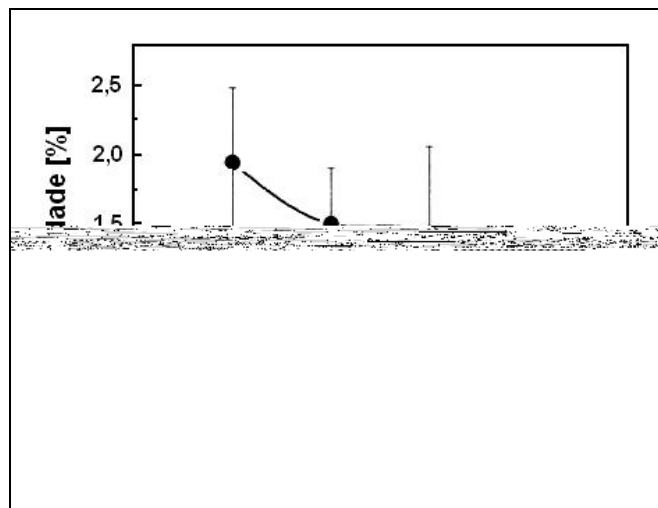


Figura 3.16 - Porosidade de revestimentos como aspergidos e tratados termicamente. (adaptada da ref. 44).

Pelos resultados apresentados, ocorre diminuição da porosidade com o aumento da temperatura de tratamento térmico. Segundo os autores, isto ocorre pelo preenchimento dos vazios com a sinterização do revestimento. Sugerem ainda que as camadas finas de óxidos da superfície das panquecas podem melhorar a ligação entre as mesmas e, conseqüentemente, aumentar a coesão entre as várias camadas do revestimento.

ZHAO et al⁶² também sugerem mecanismos de difusão como os responsáveis pela densificação de revestimentos de Ni-Cr-Co-Al-Y. Na figura 3.17 são apresentadas as micrografias do revestimento aplicado por HVOF como aspergido (a) e aquecido (b) a 1100 °C por 4 horas em forno á vácuo. Os revestimentos após tratamento térmico apresentam-se mais densos se comparados aos revestimentos como aspergidos, que apresentavam porosidade de aproximadamente 2 %. Apesar da eliminação da porosidade, ainda é possível visualizar a presença dos contornos das partículas não fundidas.

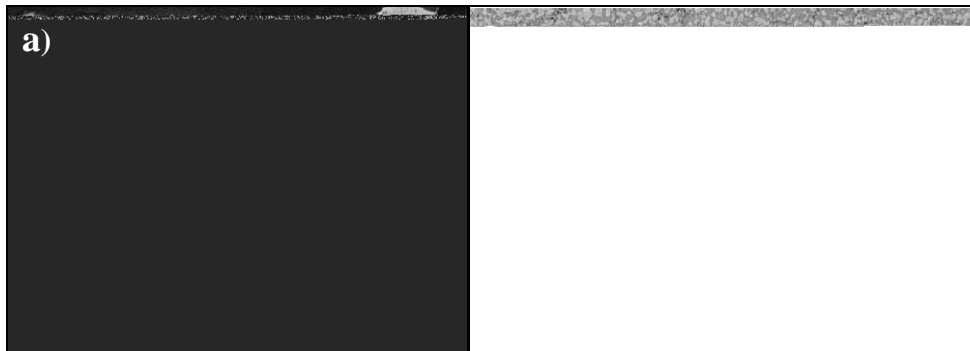


Figura 3.17 - Microestrutura de revestimentos de NiCrCoAlY depositado por HVOF. a) sem tratamento térmico (MO); (b) aquecido a 1100°C por 4 horas (MEV) (ref. 62)

3.2.4 Dureza

No caso específico dos revestimentos depositados por aspersão térmica, devido a sua natureza heterogênea, composta por material de depósito, óxidos e poros, deve-se distinguir entre: macro dureza aparente e micro dureza das partículas.^{3,25}

Macro dureza é uma medida da resistência do depósito quanto à penetração, sendo mais indicado para sua verificação o teste de dureza Rockwell. Nas medições de macro dureza, a maior representatividade dos resultados está relacionada com a utilização de cargas mais leves e distribuídas sobre a maior área possível. Além disso, considerações a respeito da espessura do revestimento devem ser feitas, pois a utilização de elevadas cargas em revestimentos finos induz a medição de dureza do substrato.^{3,4} As medições de

macrodureza são realizadas utilizando cargas variadas em função da espessura do revestimento. Normalmente se utiliza dureza Rockwell e adotando procedimentos da norma ASTM E-18.⁶³

A microdureza Vickers é normalmente utilizada para avaliação da dureza de todos os tipos de revestimentos. Devido às características anisotrópicas dos revestimentos, os valores de microdureza variam consideravelmente em um mesmo revestimento, portanto alguns cuidados devem ser tomados para que o valor encontrado seja representativo do revestimento como um todo, e não de uma lamela ou de uma única partícula. É aconselhável usar uma carga maior e o maior número de indentações em uma mesma região, de forma que a média das medições será um valor mais representativo da microdureza da região. Nas medições de microdureza também deve ser considerada a espessura do revestimento, não devendo a mesma ser inferior a dez vezes a profundidade de indentação.^{4,25} Os ensaios de microdureza são efetuados com procedimentos adotados pela norma ASTM E-384.⁶⁴

A dureza de um revestimento tem muitas vezes grande importância prática, pois pode ser correlacionada com a resistência ao desgaste e fadiga. Além disso, a dureza pode servir como parâmetro de referência indireto para fixação de variáveis do processo de aspersão.³

A relação entre a dureza e parâmetros de processo, como vazão dos gases, temperatura e velocidade das partículas, é relatada em trabalhos realizados por HEARLEY et al,⁶⁰ ZHAO et al⁶¹ e HAMATANI et al.⁶⁵ Nesses trabalhos também foi verificado o efeito da porosidade na dureza dos revestimentos.

São apresentados na figura 3.18, os resultados do trabalho realizado por HEARLEY et al⁶⁰ sobre o efeito da vazão dos gases na microdureza dos revestimentos de Ni-Al. Os valores de dureza foram obtidos com penetrador Vickers na seção transversal dos revestimentos utilizando carga de 200 g.

Segundo o autor, o aumento da dureza com a vazão de oxigênio é devido a maior quantidade de óxido disperso na microestrutura, principalmente no contorno das lamelas. A justificativa da menor dureza para maior vazão de propileno é a diminuição do percentual da razão estequiométrica, considerando os níveis de vazões utilizados para o propileno e oxigênio. Com isso a temperatura da chama foi menor e, conseqüentemente, as partículas chegaram ao substrato com menor energia, diminuindo a capacidade de se deformarem e preencherem os vazios entre as camadas previamente depositadas.

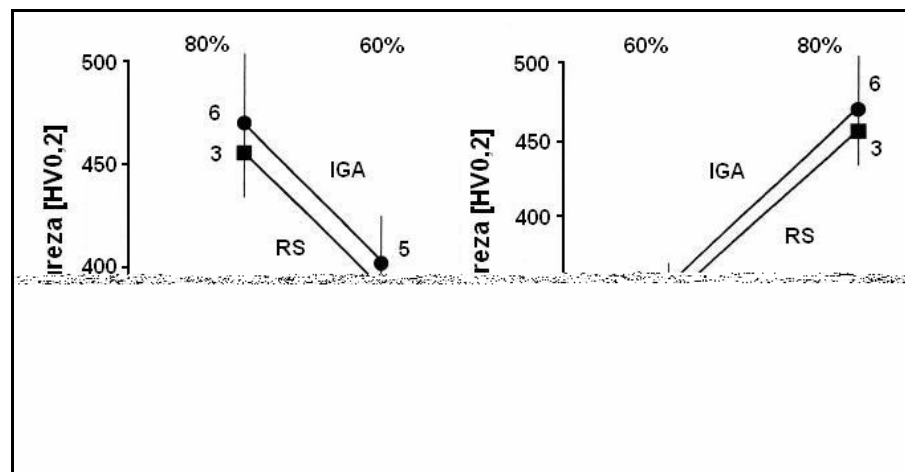


Figura 3.18 - Efeito da vazão de propileno (a) e vazão de oxigênio (b) na dureza (adaptada da ref. 60).

ZHAO et al⁶¹ fizeram análise semelhante para determinar a relação entre a vazão dos gases e a dureza, porém adotaram diretamente a temperatura e velocidade das partículas como parâmetros. Nas figura 3.19 e figura 3.20 são mostrados os resultados da influência da temperatura e velocidade das partículas na dureza Vickers, com carga de 300 g, dos revestimentos de WC-CoCr. Verifica-se uma relação linear crescente entre a dureza com a temperatura e velocidade das partículas.

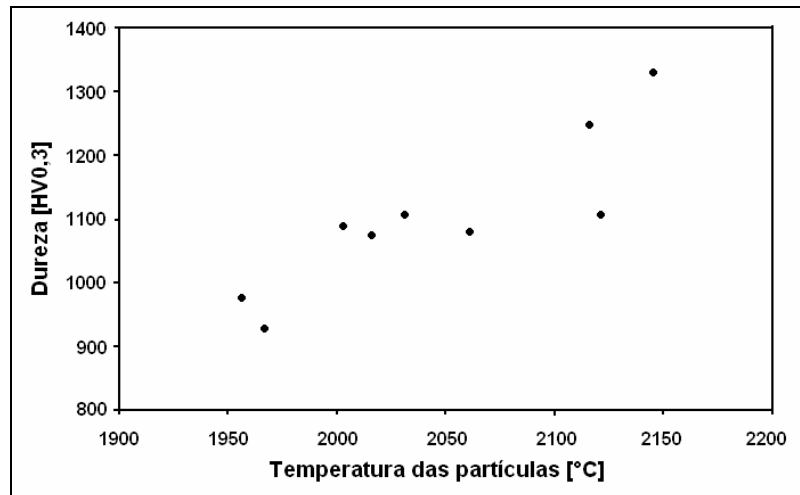


Figura 3.19 - Relação entre a temperatura das partículas e a dureza dos revestimentos. (adaptada da ref. 61)

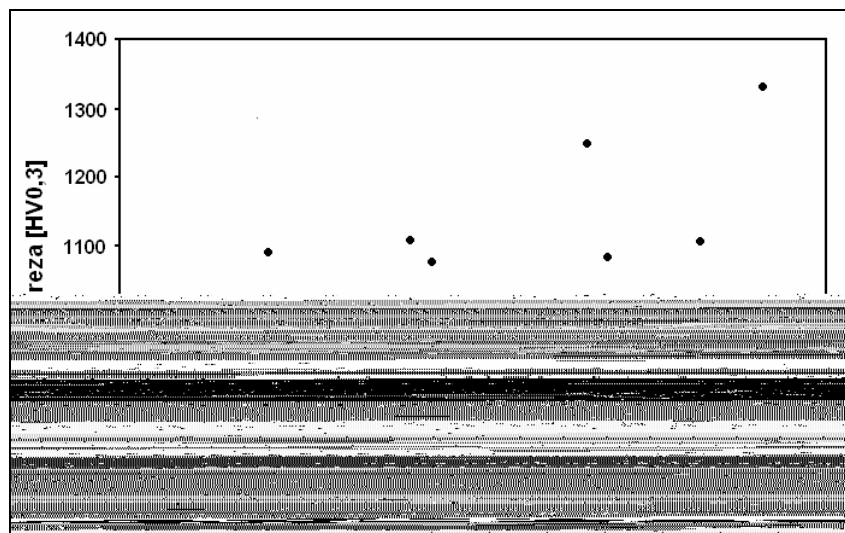


Figura 3.20 - Relação entre a velocidade das partículas e a dureza dos revestimentos. (adaptada da ref. 61)

A variação da energia das partículas fica evidente quando se compara as várias distâncias pistola peça utilizadas por HAMATANI et al,⁶⁵ na aplicação de diversas ligas a base de Níquel com adição de WC. Na figura 3.21 são apresentados os resultados obtidos com distâncias de aspersão de 250 mm, 350 mm e 450 mm. Segundo os autores, a explicação para o aumento da dureza com menores distâncias de aspersão é devido ao aumento da precipitação de carbonetos. Essa maior precipitação de carbonetos ocorre pela maior temperatura das partículas, causada pela maior energia cinética nas menores distâncias de aspersão, quando se chocam com o substrato.

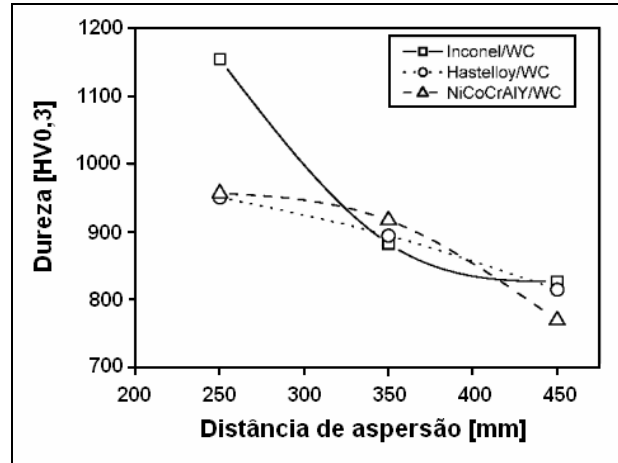


Figura 3.21 - Variação da dureza dos revestimentos com a distância de aspersão. (adaptada da ref. 65)

Pelos resultados apresentados em relação à dureza, verifica-se que a maior razão para o seu aumento é a imposição de maior energia térmica e cinética as partículas. PLANCHE et al⁶⁶ também associam o aumento da dureza com a maior coesão entre as lamelas, pois na aplicação de ligas de NiCrBSi o revestimento que apresentou maior dureza foi o aplicado por HVOF em relação ao aplicado por FS e ASP. Isso também acontece em relação à porosidade dos revestimentos, logo é de esperar uma relação entre a porosidade e a dureza.

A análise da relação porosidade versus dureza realizada por HEARLEY et al⁶⁰ confirma a dependência entre ambas, como pode ser visto na figura 3.22.

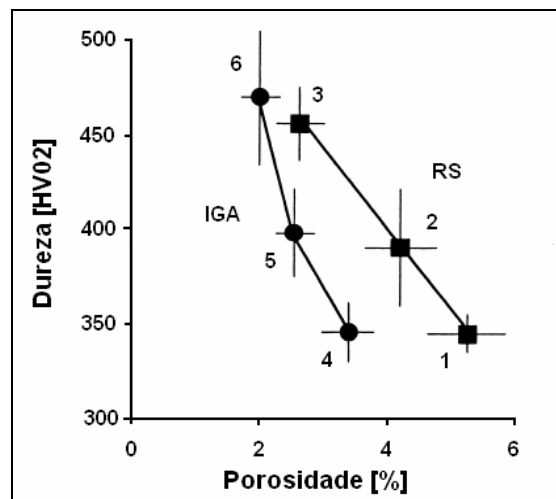


Figura 3.22 - Efeito da porosidade na dureza (adaptada da ref. 60)

Mais recentemente, SUNDARARAJAN et al⁶⁷ verificaram o comportamento da dureza com a variação da porosidade para 5 tipos de ligas depositadas por aspersão térmica. Na figura 3.23 são apresentados os resultados de vários tipos de liga e, especificamente, na figura 3.24 para a liga TiMo(CN)-NiCo. Pelos resultados apresentados a dureza é mais influenciada para níveis de até 2 % de porosidade. Segundo os autores, essa pequena influência da porosidade na dureza é consistente com modelos da mecânica dos sólidos, nos quais a porosidade acima de pequena porcentagem tem efeito insignificante na dureza.

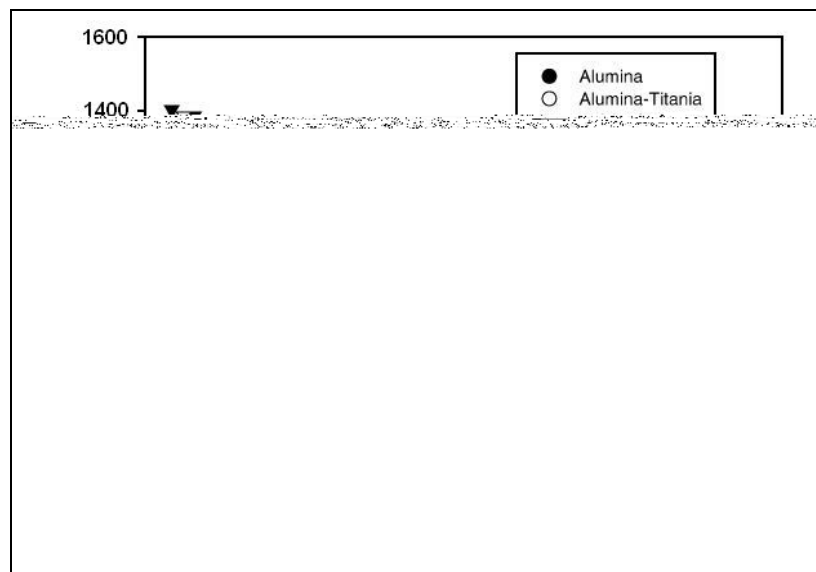


Figura 3.23 - Correlação entre a porosidade e a dureza. (adaptada da ref. 67)

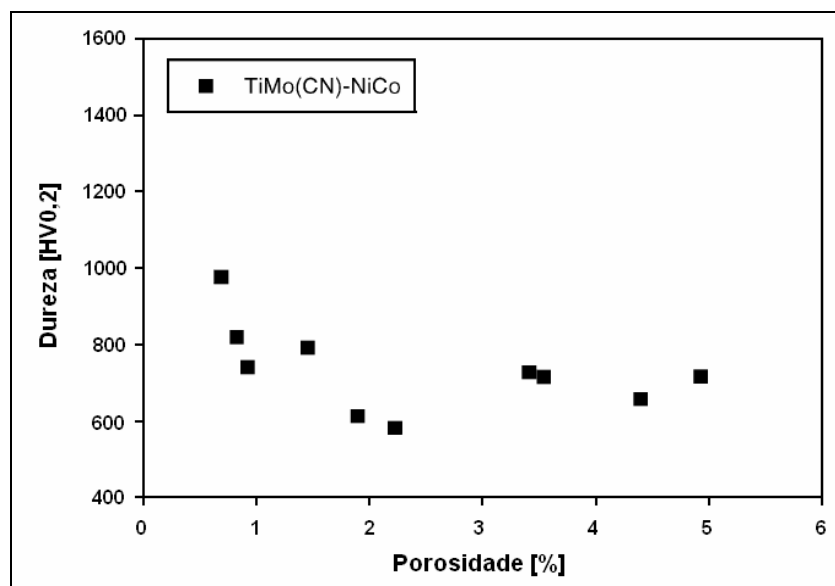


Figura 3.24 - Correlação entre a porosidade e a dureza para ligas de TiMo(CN)-NiCo. (adaptada da ref. 67)

LEE e MIN⁴⁴ correlacionaram a temperatura de tratamento térmico com a dureza Vickers de ligas de Ni-Cr com adição de W e Mo, conforme resultados apresentados na figura 3.25. As altas durezas, acima de 600 HV, nas situações como aspergido e tratado até 700 °C estão relacionadas às tensões residuais, no primeiro caso, e, no segundo caso, com o endurecimento por solução sólida substitucional, devido aos boretos e carbonetos finamente precipitados. Por outro lado, o decréscimo para valores próximos de 500 HV para temperaturas de 950 °C está associado ao crescimento de grão e de precipitados.

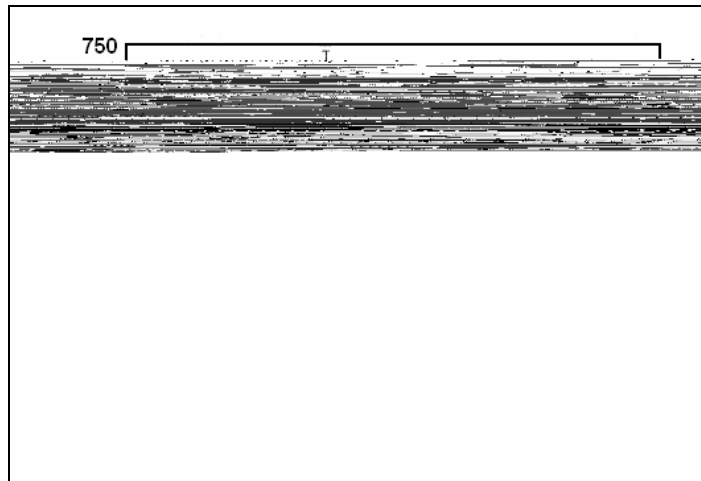


Figura 3.25 - Dureza dos revestimentos como aspergidos e tratados termicamente (adaptada da ref. 44)

STEWART et al⁴⁶ analisaram a influência da temperatura de tratamento térmico na dureza de revestimentos de WC-Co. Os tratamentos térmicos foram feitos em fornos com atmosfera de argônio, com tempos de 0,8 h e temperaturas de 250 °C até 1100 °C. São apresentados na figura 3.26 os resultados da dureza em função das temperaturas de tratamento térmico. Verifica-se aumento da dureza na faixa de temperatura de 600 °C. Sugere-se que este aumento foi devido à minimização das tensões residuais do revestimento, e que a diminuição da dureza para temperaturas acima de 700 °C ocorreu por algum mecanismo de relaxação das tensões internas ou a recristalização das fases ligantes amorfas.

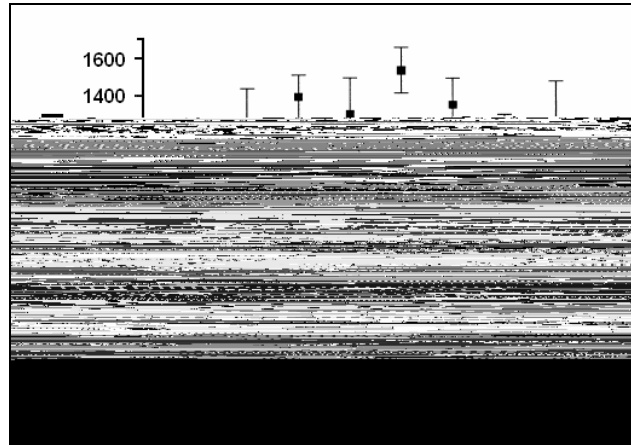


Figura 3.26 - Dureza em função das temperaturas de tratamento térmico. (adaptada da ref. 46)

SCHWETZKE e KREYE⁴⁷ estudaram o comportamento da dureza de ligas de WC-Co e WC-Co-Cr em relação ao tratamento térmico pós deposição. Os tratamentos térmicos foram realizados em vácuo nas temperaturas de 400 °C, 500 °C, 600 °C, 700 °C e 800 °C por 1 hora. Na figura 3.27 encontram-se os resultados de dureza pela temperatura de tratamento. Verifica-se também o aumento da dureza para temperaturas de tratamento na faixa de 600 °C a 700 °C. Segundo os autores, as temperaturas nesta faixa favorecem a formação da fase $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$, com WC e W em solução sólida supersaturada, pela recristalização de fases amorfas ou nanocristalinas e transformação da fase $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$. Com isso, o WC e W que estão em solução sólida nesta fase precipitam-se na matriz de cobalto, elevando a dureza dos revestimentos.

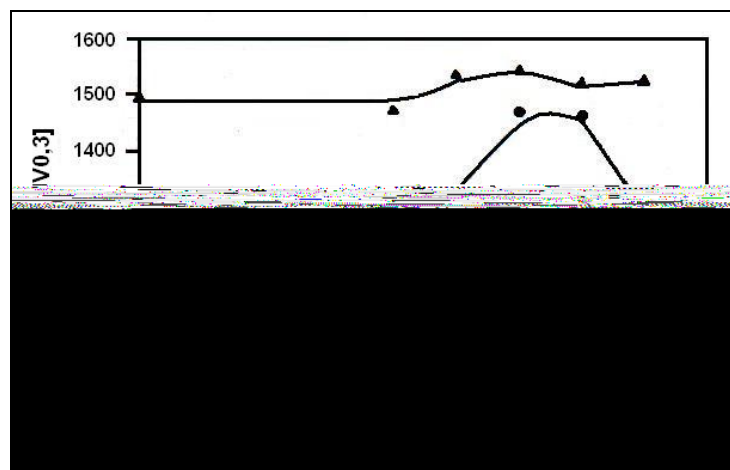


Figura 3.27 - Dureza de revestimentos de WC-Co após 1 hora de tratamento em diferentes temperaturas. (adaptada da ref. 47)

O trabalho de BOURITHIS e PAPADIMITRIOU⁶⁸ permite uma comparação dos efeitos do tratamento térmico em aço AISI M2 refundido por arco elétrico. Esse trabalho consistiu da refusão de uma camada de pó de aço rápido M2 colocada sobre uma chapa plana de aço AISI 1118. Após a deposição e refusão, os revestimentos foram aquecidos a temperaturas de 200 °C, 400 °C, 600 °C e 800 °C por duas horas e resfriados em óleo. Nesses corpos de prova, foram realizadas análises da fração volumétrica de austenita retida, de carbonetos e medida a dureza Vickers com carga de 200 g. Os resultados são apresentados na figura 3.28.

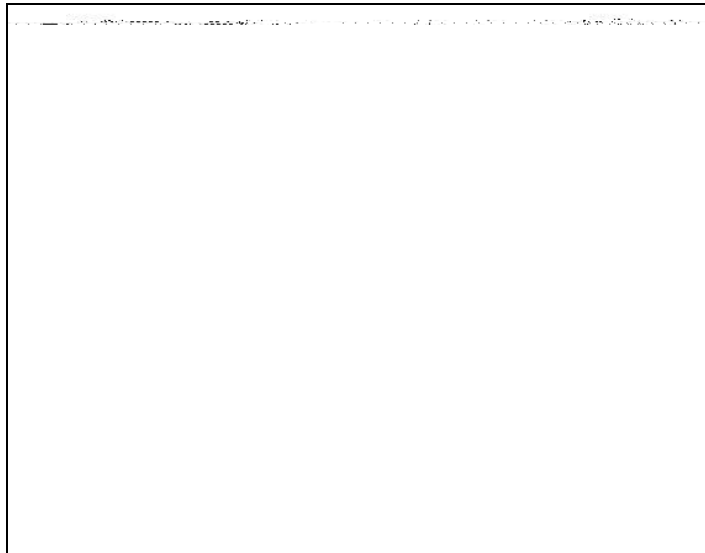


Figura 3.28 - Variação da dureza com o percentual de austenita retida e carbonetos para diferentes temperaturas de tratamento térmico. (adaptada da ref. 68)

A diminuição da dureza para temperaturas de 800 °C, mesmo sem a presença de austenita retida, e aumento da fração de carbonetos está relacionada ao coalescimento dos carbonetos e a transformação de M_2C em M_6C . Além disso, não foi detectado carbonetos MC na microestrutura do material tratado a 800 °C. Segundo os autores, a não presença de MC na microestrutura pode estar relacionada a dois fatores: ou a reação de transformação de M_6C para MC não ocorreu; ou os carbonetos não foram detectados devido ao seu pequeno tamanho.

3.2.5 Microestrutura

O estudo da microestrutura envolve necessariamente a compreensão da solidificação das lamelas individuais. Através desse estudo é possível compreender a influência dos vários parâmetros de aspersão no desempenho do revestimento. Como, por exemplo, a influência das temperaturas de preaquecimento e final na aderência dos revestimentos, bem como na formação da microestrutura do material depositado.

A solidificação de cada lamela resulta das condições que a partícula líquida encontra a superfície contra a qual foi projetada. As condições para que a velocidade de solidificação seja extremamente alta está no contato térmico ideal entre a lamela e o substrato, e na sua pequena espessura da ordem de 1-5 μm . Além disso, pelo fato de haver achatamento das partículas quando do choque, ocorre aumento considerável da taxa de extração de calor devido ao aumento da área de transferência térmica, sendo obtidas taxas de resfriamento entre 10^6 a 10^7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$.^{4,69} Essa solidificação extremamente rápida tem como consequência a formação de lamelas com estrutura de grãos muito finos. Em geral altas taxas de resfriamento geram altas taxas de nucleação, e as lamelas são policristalinas com grãos muito menores do que os obtidos por processos convencionais de solidificação.^{4,69}

A morfologia apresentada ao final do processo de aspersão é dependente, entre outros fatores, da temperatura em que o substrato se encontra, ou a partícula anteriormente depositada, que se reflete na temperatura interpasse. Maiores temperaturas favorecem a formação de lamelas, ou panquecas no caso de apenas uma partícula deformada, mais contínuas e homogêneas.^{25,69}

Estudos realizados com deposição de molibdênio sobre aço inox mostram a influência da temperatura do substrato sobre a morfologia das panquecas. Na figura 3.29a a panqueca apresenta-se mais descontínua quando aplicada sobre substrato com temperatura de

115 °C, e na figura 3.29b a partícula é mais contínua para substratos preaquecidos a 250 °C. Segundo SAMPATH,⁷⁰ panquecas mais contínuas e homogêneas favorecem a diminuição da porosidade e aumento do contato entre as partículas. Pode-se deduzir que ocorre favorecimento do aumento da aderência, pois esta ocorre preferencialmente pela ancoragem mecânica.

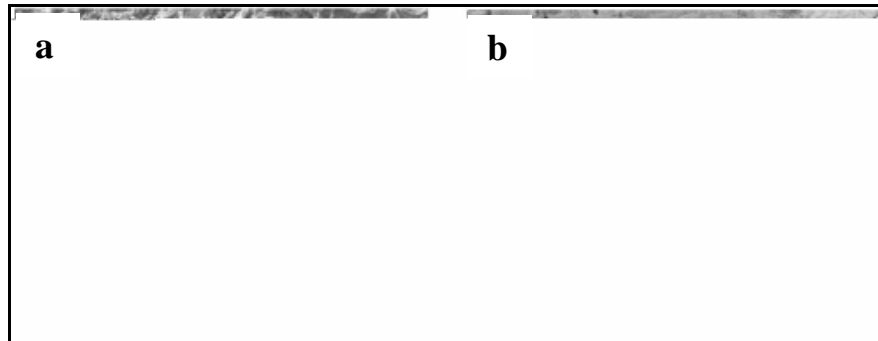


Figura 3.29 - Forma das lamelas em função da temperatura do substrato. a) temperatura de 115°C; b) temperatura de 250°C. (ref. 70)

A formação da microestrutura está relacionada, além da velocidade de solidificação, com a natureza das interfaces, que podem ser tanto com o substrato como com as lamelas previamente depositadas. Na aplicação da primeira camada a interface é entre o material que está sendo depositado e o substrato, sendo o fluxo de calor governado pelas propriedades desses dois materiais. Com a aplicação de sucessivas camadas a interface passa a ser entre o material sendo aspergido e as lamelas previamente depositadas. Esta nova interface possui propriedades diferentes em relação às inicialmente estabelecidas entre o material aplicado e o substrato. Essa variação no fluxo de calor, em função das sucessivas camadas sendo depositadas, interfere diretamente na solidificação do material aspergido, sendo a microestrutura diferente ao longo da seção transversal do revestimento. Para muitos metais, a resistência térmica entre lamela/lamela é maior que a resistência térmica entre lamela/substrato. Isto foi comprovado através de estudos da taxa de resfriamento, onde se verificou que a mesma diminui com o aumento da espessura do revestimento.^{4,27}

3.2.6 Aderência

A capacidade do revestimento de resistir ao arrancamento quando solicitado em tração é neste trabalho denominado de aderência, e compreende a adesão entre as partículas e o substrato e a coesão entre as partículas das várias camadas sobrepostas. Os valores obtidos de aderência são indicativos da otimização dos mecanismos que atuam entre as partículas e/ou substrato.

O mecanismo de natureza mecânica, comumente chamado de ancoragem mecânica, ocorre devido à solidificação das partículas fundidas ao redor das asperezas da superfície do substrato. Ao serem projetadas as partículas se alojam ao redor das asperezas e ao se solidificarem se contraem, fornecendo a força necessária para a ancoragem mecânica.¹⁸ Os mecanismos químico-metalúrgicos são possíveis através da difusão e reações químicas entre lamelas e das lamelas com o substrato. Em casos específicos pode haver fusão localizada e difusão atômica, com formação de soluções sólidas, e até compostos intermetálicos.⁴ Os mecanismos físicos ocorrem pela interação entre átomos das lamelas com os átomos do substrato resultando em forças de Van der Waals. Para que esse fenômeno ocorra é necessário que a aproximação entre os átomos seja menor que as distâncias atômicas, que é de aproximadamente 0,5 nm.^{3,4,16,25}

Como os mecanismos acima pressupõem um contato íntimo entre camada e substrato é de se esperar que as superfícies a serem revestidas estejam metalicamente limpas, isto é, livres de qualquer produto estranho que dificulte os mecanismos de ligação. Para a melhoria da aderência, por meio da ancoragem mecânica, é essencial a presença de um nível adequado de rugosidade. Por sua vez, a aderência metalúrgica é bastante dependente tanto do processo de aspersão, que determina a temperatura, energia cinética e grau de oxidação das partículas, como da natureza do material aspergido, se metálico ou cerâmico. Em alguns materiais

metálicos, em particular naqueles denominados autoligantes (como Mo, Nb, Ta, ligas de Ni-Al) é forte a aderência metalúrgica, tanto é que os mesmos são empregados como camada intermediária (camada de ligação) para aumentar a aderência global do revestimento.^{3,4,25}

A influência dos processos de aspersão nas propriedades dos revestimentos de NiCrBSi foi determinada por PLANCHE et al.⁶⁶ Nesse trabalho, os autores determinaram os percentuais de porosidade, por análise de imagem, e a aderência dos revestimentos através do ensaio conforme norma ASTM C-633. Os resultados mostram (tabela 3.5) a correlação entre a porosidade, a dureza e a aderência para revestimentos aplicados pelos três processos. Além disso, tem-se que o processo que apresenta menor porosidade e maior dureza e aderência é o processo HVOF. Os autores atribuem a obtenção de melhores resultados nos revestimentos aplicados por HVOF a alta velocidade das partículas, que proporcionam a maior densificação e coesão entre as lamelas.

Tabela 3.5 - Propriedades dos revestimentos obtidos com diferentes processos de aspersão.

	FS	APS	HVOF
Porosidade [%]	5,0 ± 0,2	2,5 ± 0,1	0,5 ± 0,02
Dureza [HV0,3]	610 ± 92	750 ± 75	890 ± 63
Aderência [MPa]	33 ± 3	45 ± 5,0	65 ± 6

Adaptada da ref. 66

Outro fator que influencia a aderência dos revestimentos é a espessura, como foi determinado por GODOY et al⁵³ nos ensaios de tração conforme norma ASTM C-633. Esses ensaios foram realizados em revestimentos de NiCrAl sobre aço ao carbono AISI 1020, aplicados por aspersão a plasma. Os resultados mostrados na figura 3.30 indicam o decréscimo nos valores de aderência em função do aumento da espessura do revestimento. Segundo os autores, esse decréscimo da aderência foi acompanhado pelo aumento das tensões de tração na interface revestimento/substrato, sugerindo uma relação inversa entre a aderência dos revestimentos e as tensões residuais na interface.

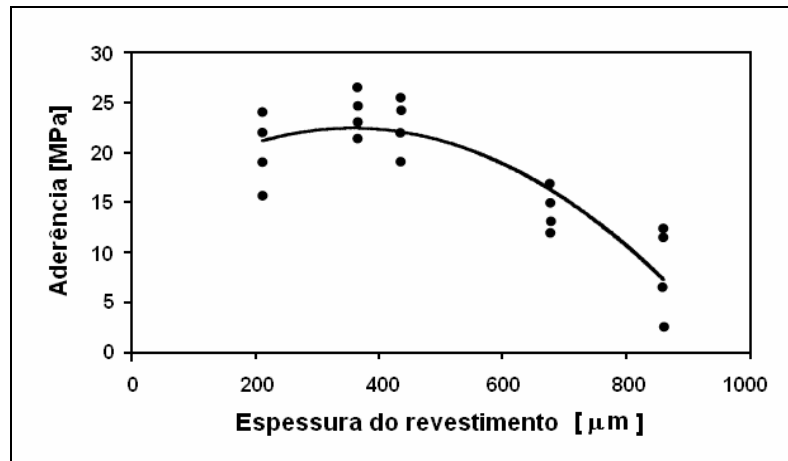


Figura 3.30 - Aderência de revestimentos de NiCrAl depositados com diferentes espessuras sobre aço AISI 1020. (adaptada da ref. 53)

A relação entre a temperatura do substrato e a aderência foi determinada por PERSHIN et al,⁷¹ em revestimentos de níquel depositado por aspensão a plasma sobre substratos de aço inoxidável. Os resultados são apresentados na figura 3.31, onde pode se verificar o aumento de aproximadamente 70 MPa na aderência para variação de 650 °C na temperatura. A explicação para este comportamento está no fato de que os revestimentos aplicados sobre substratos preaquecidos apresentam revestimentos mais densos, ou seja, menor porosidade, além da ausência de vazios na interface substrato-revestimento.

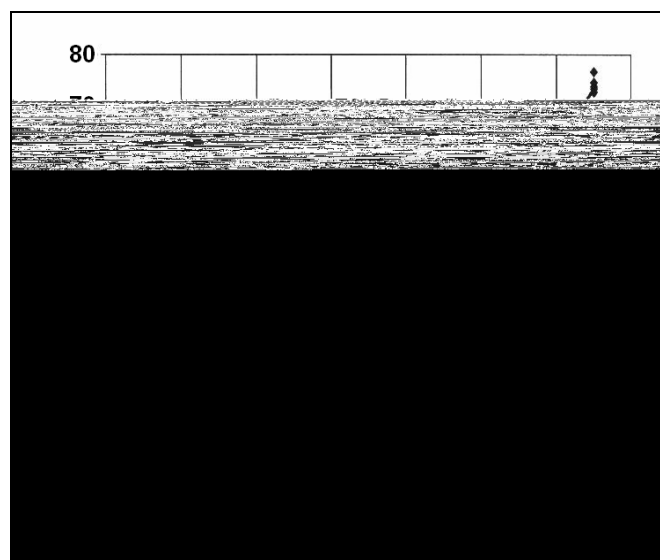


Figura 3.31 - Aderência de revestimentos de níquel para várias temperaturas do substrato de aço inoxidável. (adaptada da ref. 71)

3.3 Materiais resistentes ao desgaste aplicados por aspersão térmica

Os materiais aplicáveis por aspersão térmica são classificados em função da composição química e classe, morfologia e distribuição das partículas, processo de aspersão e tipo de aplicação, que neste último caso compreende desde a recuperação até a fabricação de componentes para a indústria aeronáutica.⁴

Em relação à composição química, os materiais aplicados por aspersão térmica podem ser divididos em metais e suas ligas, cerâmicos, intermetálicos, compósitos, blendas e polímeros.^{4,25}

Para aplicações que requeiram proteção contra o desgaste, são encontrados materiais com composições químicas específicas para cada tipo de desgaste. Na tabela 3.6 são mostrados os tipos de materiais indicados para determinado desgaste, além do processo de aspersão.

Verifica-se que os materiais utilizados para o desgaste por partículas duras (desgaste abrasivo e erosivo) compreendem os compósitos contendo carboneto de tungstênio e de cromo, os óxidos de alumínio e cromo e as ligas a base de NiCrBSi. Nos compósitos contendo carboneto de tungstênio, a fase ligante geralmente é o cobalto, que tem seu percentual alterado em função do tipo de aplicação. Maiores teores da fase ligante aumentam a tenacidade do compósito, mas, por outro lado, diminui a resistência ao desgaste. Normalmente, o percentual de cobalto na liga está na faixa de 11 % a 18 %.⁴ Geralmente, a fase ligante nos carbonetos de cromo é uma liga austenítica de Ni-Cr (Ni-20Cr) com percentuais que variam de 7 a 50 wt%.⁴ Nesses compósitos, o bom desempenho em relação ao desgaste abrasivo está relacionado à presença de carbonetos duros (WC, CrC) dispersos homogeneamente na microestrutura.^{4,47}

As ligas a base de NiCrBSi são utilizadas com e sem aquecimento posterior e contendo elementos formadores de fases duras como Si, C, Cr. Possuem relativamente menor resistência ao desgaste, mas apresentam em conjunto a proteção contra corrosão. O níquel, por ser o maior componente em peso percentual na liga base, provê o revestimento de ductilidade, além de, em conjunto com o cromo, atuar como barreira à corrosão. O Boro, além de aumentar a resistência ao desgaste, em conjunto com o Silício reduz o ponto de fusão da liga, atuando como um fluxo. Por isso essas ligas são denominadas de “auto-fluxantes”.⁷²

As deficiências apresentadas por esses materiais estão relacionadas às transformações que ocorrem na microestrutura durante a aplicação por aspersão ou em serviço. Por exemplo, os compósitos que contenham WC apresentam transformações de fase, gerando W_2C e Co_6W_6C , que por serem frágeis diminuem a ductilidade da matriz levando a menor resistência ao desgaste.⁴⁷

Devido às tensões geradas durante a aplicação por aspersão, os revestimentos com óxidos apresentam quantidade significativa de microtrincas, que tendem a diminuir o desempenho em serviço desses revestimentos. Essa falha é minimizada por tratamentos após a deposição, como refusão a laser ou infiltração de substâncias gelatinosas nos poros e trincas, para evitar a propagação.⁷²

Em todos os casos onde se aplica revestimentos com propriedades muito diferentes das do metal do substrato há limitação da espessura, pois podem ser geradas altas tensões na solidificação das partículas. Por isso, aqueles que são materiais ótimos contra o desgaste podem falhar por outro motivo durante o serviço, principalmente pela aderência insatisfatória devido às tensões geradas quando da aplicação do revestimento.

Tabela 3.6 - Classificação dos materiais usados em revestimentos antidesgaste

Tipo de Desgaste	Material aplicado	Processo de aplicação
Adesivo	Bronze- Alumínio “Babbitt”	FS; ASP, APS, HVOF FS, ASP
	Ti	FS, ASP
	Blenda de Mo/Ni-Cr-B-Si	APS
	Molibdênio	FS, ASP, APS
	Aço alto carbono	FS, ASP
	Óxidos de alumínio/titânio	FS, APS
	Carboneto de Tungstênio	FS, APS, HVOF
	Co-Mo-Cr-Si	APS, HVOF
	Fe-Mo-C	APS
Abrasivo	Óxido de Alumínio	APS
	Óxido de Cromo	APS
	Carboneto de Tungstênio	APS, HVOF
	Carboneto de Cromo	APS, HVOF
	Ni-Cr-B-SiC/WC – (fundido)	FS, HVOF
	Ni-Cr-B-SiC – (fundido)	FS, HVOF
	Ni-Cr-B-SiC	HVOF
Fadiga superficial		
“Fretting”	Molibdênio	FS, APS
	Blenda de Mo/Ni-Cr-B-Si	APS
	Co-Mo-Cr-Si	APS, HVOF
	Bronze-Alumínio	FS, ASP, APS, HVOF
	Cu-Ni	APS, HVOF
	Co-Cr-Ni-W	APS, HVOF
	Carboneto de Cromo	APS, HVOF
Erosão	Carboneto de Cromo	APS, HVOF
	Carboneto de Tungstênio	APS, HVOF
	WC/Ni-Cr-B-SiC - fundida	FS, HVOF
	WC/Ni-Cr-B-SiC	FS, HVOF
	Óxido de Cromo	APS
Cavitação	Ni-Cr-B-SiC-Al-Mo	APS
	Ni-Al/Ni-Cr-B-SiC	APS
	Aço austenítico – 316	APS
	Ni-Cr-B-SiC – (fundido)	FS, HVOF
	Ni-Cr-B-SiC	HVOF
	Bronze-Alumínio	APS, HVOF
Cu-Ni	APS, HVOF	

Adaptada da ref. 4

3.4 Ferro fundido branco multicomponente

Os ferros fundidos brancos multicomponentes (FFBMC) são ligas do sistema Fe-C-Cr-W-Mo-V empregadas extensivamente na fabricação de cilindros de laminação a quente para a indústria siderúrgica e de corpos moedores para as indústrias de mineração e de cimento.⁷³ A idéia de empregar ligas deste sistema resultou da percepção de que as mesmas possuem os requisitos necessários para estes tipos de aplicação, que são basicamente resistência ao desgaste e capacidade de reter elevada dureza mesmo quando submetido a altas temperaturas. Assim, tomando como base o aço AISI M2, que possui esta característica, e aproveitando o fato de aqueles componentes serem conformados por fundição, projetaram-se ligas cujas principais diferenças em relação a este aço rápido são os teores de carbono e vanádio mais elevados (objetivando aumentar a fração volumétrica de carbonetos eutéticos MC).⁷⁴ Desta forma, embora os fabricantes de cilindros e de corpos moedores muitas vezes produzam ligas projetadas especificamente para as condições operacionais de cada usuário, a composição química nominal dos FFBMC comerciais normalmente encontra-se dentro das seguintes faixas: 1,5-2,0 %C; até 5 %W; até 5 %Mo; 3-7 %Cr e 4-8 %V.⁷⁵

Na solidificação dessas ligas ocorre a formação, a partir do líquido inicial, de dentritas primárias de austenita ou austenita com carboneto primário. Na seqüência a fase líquida remanescente se decompõe através de reações eutéticas (austenita + carboneto), que, dependendo da composição química e velocidade de resfriamento, podem formar carbonetos eutéticos MC, M₂C, M₇C₃. A microestrutura bruta de fundição é constituída de matriz, carbonetos eutéticos e, eventualmente, carbonetos primários. A matriz, por sua vez, é composta por martensita ou bainita (produtos da decomposição da austenita), austenita retida e carbonetos secundários precipitados.⁷⁴

Para otimizar o desempenho quanto ao desgaste e manter dureza elevada a altas

temperaturas é necessário projetar uma liga capaz de aumentar a fração volumétrica de carbonetos eutéticos de vanádio, além de evitar a formação de carbonetos interdendríticos e/ou intercelulares. Do ponto de vista de projeto de liga, isto pode ser conseguido com o aumento dos teores de vanádio e carbono (combinados de tal forma a manter a possibilidade de endurecimento secundário da matriz por meio de tratamento térmico), bem como com o emprego de adições de elementos nucleantes na elaboração da liga, como Ti ou Zr.^{76,77}

Os tratamentos térmicos para otimizar as propriedades dos FFBMC se resumem em têmpera e revenido. Com esses tratamentos térmicos ocorre a decomposição da austenita retida em martensita ou bainita e precipitação de carbonetos secundários. A matriz é composta de martensita revenida ou bainita revenida e carbonetos secundários finos, após o tratamento térmico de têmpera e revenido.⁷⁸

O ferro fundido branco multicomponente para a fabricação do pó utilizado para a aspersão dos revestimentos neste trabalho será uma liga com a seguinte composição química nominal em peso percentual: 2,5% C, 4,0% Cr, 4,0% Mo, 2,0 % W, 8,0 % V.

3.5 Desgaste abrasivo

A perda progressiva de matéria da superfície provocada por partículas soltas ou asperezas duras, quando forçadas e movidas em relação à superfície de um sólido, é a definição de desgaste abrasivo dada pela norma ASTM G-40.⁷⁹

Nessa definição estão englobadas duas situações que dão origem a terminologias diferentes para a definição de desgaste abrasivo. Uma situação é aquela onde as partículas duras estão soltas, e entre os dois corpos, e a outra as partículas duras estão incrustadas em uma das superfícies. Na primeira situação tem-se o desgaste abrasivo a três corpos, e na segunda o desgaste abrasivo a dois corpos.⁸⁰ No desgaste abrasivo a dois corpos o dano ocorre devido as protuberâncias existentes na interface, que podem ser asperezas oriundas do

processo de fabricação, ou partículas incrustadas durante o trabalho das superfícies. Por outro lado, no desgaste abrasivo a três corpos o dano ocorre pela interação, basicamente o rolamento, das partículas soltas com as superfícies nas quais elas estão contidas. Na figura 3.32 é mostrado um esquema do sistema tribológico.

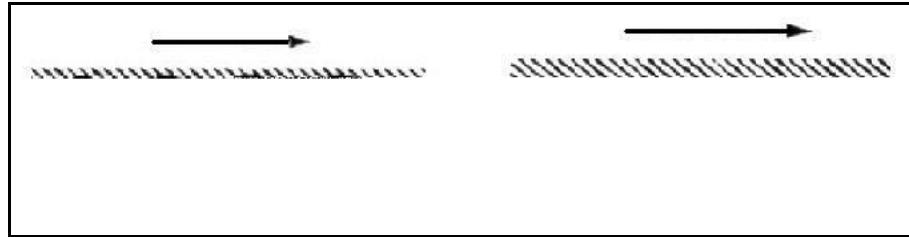


Figura 3.32- Esquema do desgaste a dois corpos (a) e a três corpos (b). (adaptada da ref. 81)

No caso da abrasão a três corpos, existe ainda uma subdivisão em relação à disposição espacial das superfícies e partículas duras no sistema. Essa classificação considera o desgaste abrasivo a três corpos como aberto e fechado. No primeiro caso, a espessura da película de abrasivo ou as partículas são tão grandes que as superfícies de desgaste ficam afastadas, de modo que as propriedades de uma não interferem nas propriedades da outra. No segundo caso, desgaste abrasivo a três corpos fechado, as partículas são muito finas e estão contidas entre as duas superfícies de desgaste.⁸² As vantagens a favor da classificação de desgaste abrasivo em dois ou a três corpos é a possibilidade de prever a variação das taxas de desgaste em ordens de grandeza e, também, sintetizar os efeitos da angulosidade do abrasivo.⁸³

Outra classificação considera as tensões envolvidas no processo, sendo o desgaste classificado como: desgaste abrasivo de baixa tensão, de alta tensão e de tensão extrema. A diferença entre baixa e alta tensão está no fato das partículas serem ou não fraturadas durante o desgaste. No desgaste abrasivo a baixas tensões não ocorre à fratura dos abrasivos e, para desgaste a altas tensões, as partículas são fraturadas gerando fragmentos pontiagudos, que elevam a taxa de desgaste. O desgaste abrasivo por tensão extrema é detectado pela

ocorrência de ranhuras profundas, geradas por grandes abrasivos quando solicitados por grandes tensões. Ou ainda, para caracterizar mais claramente o desgaste abrasivo a altas tensões, pode-se defini-lo como sendo aquele onde as tensões são suficientes para gerar deformação plástica em materiais com baixa a medias tensões de escoamento.⁸⁴

Uma classificação dada por Gates⁸⁴ considera as condições em que está ocorrendo o desgaste e a sua severidade. Analisando as condições como tamanho, angulosidade e restrição ao movimento dos abrasivos, além dos níveis de tensões aplicadas, foi sugerido a classificação do desgaste abrasivo como sendo moderado, severo ou extremo. Segundo o autor, essa classificação é mais adequada, pois a classificação a dois e três corpos pode gerar confusão dependendo do sistema tribológico utilizado. Por exemplo, no ensaio roda de borracha, classificado como desgaste abrasivo a três corpos, pode ocorrer a incrustação das partículas abrasivas na borracha adquirindo uma configuração a dois corpos.

3.6 Mecanismos de desgaste abrasivo

Os mecanismos de desgaste abrasivo podem ocorrer basicamente devido a deformação plástica e a fratura frágil, que podem atuar separadamente ou em conjunto.^{81,85}

Nos mecanismos que envolvem deformação plástica ocorrem eventos que podem remover ou não materiais da superfície.

No microsulcamento não ocorre remoção de material da superfície, pois o material é deslocado por deformação plástica para as bordas dos sulcos (figura 3.33a). Um caso mais extremo do microsulcamento é a formação de proa, que se verifica com o acúmulo de material, também deslocado por deformação plástica, para a frente da partícula abrasiva (figura 3.33b). Neste caso, pode ocorrer um acúmulo sucessivo de danos na superfície de desgaste até ser atingida uma deformação plástica suficiente para a geração de cavacos, resultando em perda de massa.^{81,83}

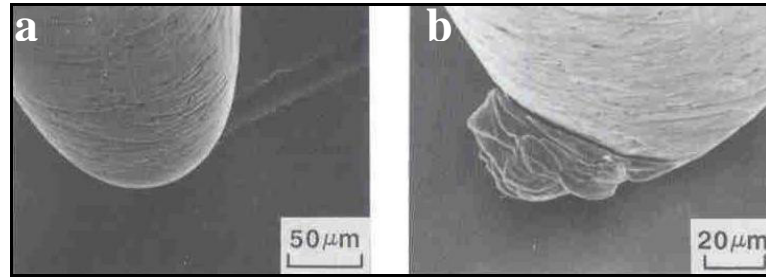


Figura 3.33 - Mecanismos de desgaste abrasivo: (a) microsulcamento e (b) microsulcamento com formação de proa. (ref. 85)

No caso do microcorte, as condições de desgaste, como tensões atuantes entre partícula e superfície e o ângulo de ataque das partículas abrasivas, promove um fluxo de material à frente dessas partículas, que se destacam formando cavacos (figura 3.34).

Figura 3.34 - Mecanismo de desgaste abrasivo por microcorte. (ref. 85)

A distinção entre microsulcamento e microcorte é analisada considerando variáveis como: carga aplicada, dureza do material desgastado e angulosidade do abrasivo. HOKKIRIGAWA et al⁸⁶ derivaram um parâmetro para determinar se ocorre microcorte ou microsulcamento. Este parâmetro denominado “Dp” é definido como a razão entre a profundidade de penetração (h) e o raio de contato (r) para uma partícula esférica de raio R.

Os diferentes mecanismos provocam variações na taxa de desgaste dos materiais, que pode ser relacionada com a variação da relação H_a/H , onde H_a é a dureza do abrasivo e H do material a ser desgastado. Para baixas razões H_a/H ocorrem mecanismos associados à fadiga de baixo ciclo e/ou microsulcamento, caracterizando o desgaste moderado. Altas razões H_a/H estão relacionadas ao desgaste severo por mecanismos de microcorte.⁸¹

O desgaste por fratura frágil ocorre quando as tensões envolvidas ultrapassam o limite de resistência do material. O mecanismo proposto para a remoção de material é baseado no microtrincamento lateral. Isto é explicado pela formação de microtrincas, abaixo da região deformada plasticamente, pela passagem das partículas abrasivas. Essas microtrincas afloram á superfície do material, causando o destacamento de fragmentos. (figura 3.35)

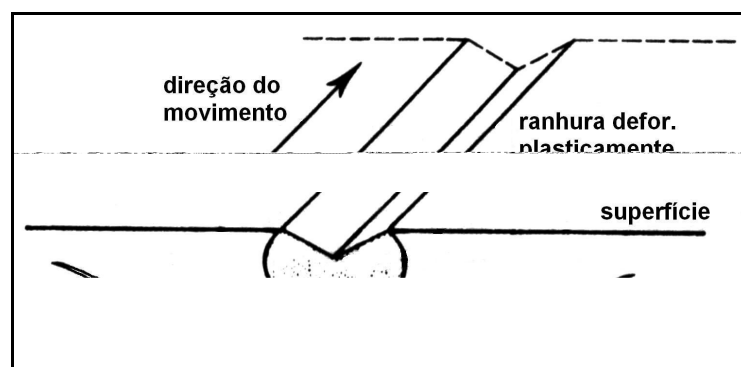


Figura 3.35 - Esquema do mecanismo de desgaste por fratura frágil. (ref. 81)

3.7 Desgaste abrasivo de revestimentos aplicados por aspersão térmica

3.7.1 Influência da porosidade

SUNDARARAJAN et al⁶⁷ mostram a influência da porosidade sobre o desgaste abrasivo na figura 3.36. Verifica-se que para o aumento da porosidade até aproximadamente 2% ocorre à diminuição da resistência ao desgaste, e acima de 2 % não há variação. Segundo os autores, a influência da porosidade na resistência ao desgaste e na microdureza é muito semelhante, levando a conclusão que os dois parâmetros são dependentes entre si.

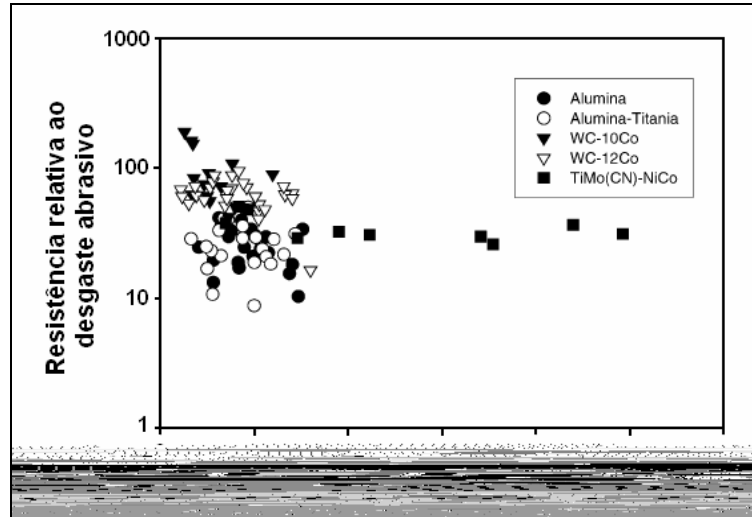


Figura 3.36 - Relação entre a porosidade e a resistência relativa ao desgaste abrasivo. (adaptada da ref. 67)

3.7.2 Influência da dureza

A dureza é uma das propriedades utilizadas para determinar a resistência ao desgaste abrasivo de um material. Nos revestimentos essa propriedade também serve como parâmetro para a escolha de determinado material para aplicações resistentes ao desgaste abrasivo. ZHAO et al⁶¹ determinaram a relação entre a dureza de revestimentos de WC-CoCr com a perda de massa em ensaio de desgaste abrasivo. Na figura 3.37 tem-se a relação mencionada, onde se verifica maior variação na perda de massa para menores níveis de dureza, que coincidem com os maiores níveis de porosidade. Segundo o autor, a relação entre dureza e perda de massa é mais intensa para grandes variações na porosidade.

SUNDARARAJAN et al⁶⁷ também constataram correlação entre a dureza e a resistência ao desgaste abrasivo para vários tipos de revestimentos, como mostra a figura 3.38. Os autores concluem que, considerando todos os tipos de revestimentos, há tendência de aumento da resistência relativa ao desgaste abrasivo com o aumento da dureza.

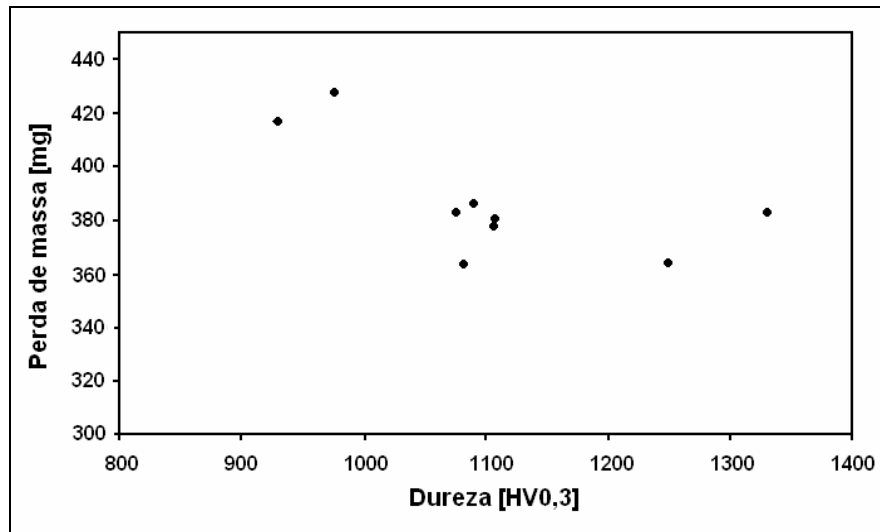


Figura 3.37 - Relação entre a dureza e a perda de massa de revestimentos de WC-CoCr. (adaptada da ref. 61)

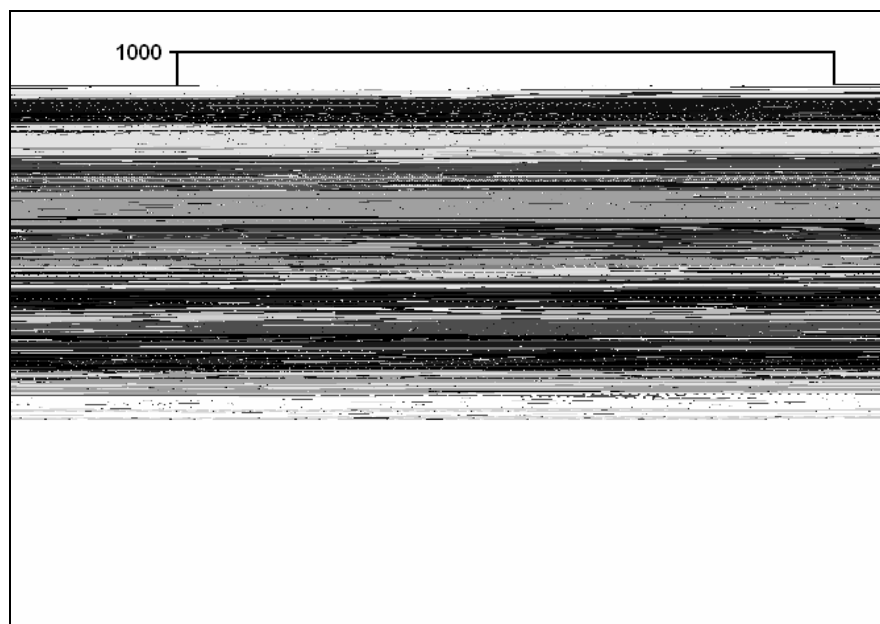


Figura 3.38 - Influência da dureza na resistência relativa ao desgaste abrasivo de vários revestimentos. (adaptada da ref. 67)

3.7.3 Influência do tratamento térmico

STWEART et al⁴⁶ constataram que houve aumento da resistência ao desgaste nos revestimentos de WC-Co tratados termicamente com temperaturas na faixa de 600 °C (figura 3.39), onde é maior a dureza dos revestimentos. Esse aumento da resistência ao desgaste está associado à redução das tensões residuais e produção de microtrincas no

revestimento, apesar da formação da fase $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$. Com o aumento da temperatura ocorre o aumento das trincas que se tornam regiões preferenciais para o início do desgaste abrasivo.

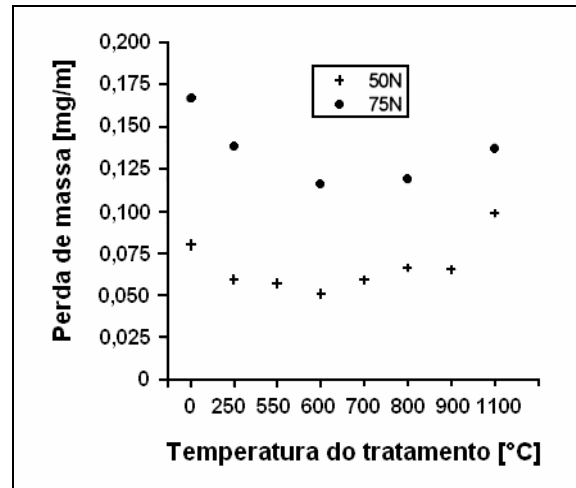


Figura 3.39 - Relação entre a temperatura de tratamento térmico e a taxa de desgaste. (adaptada da ref. 46)

COLAÇO e VILAR⁸⁷ estudaram o efeito da austenita retida no desgaste abrasivo. Para verificar o comportamento dos percentuais de austenita retida em relação ao desgaste, utilizaram de técnica da refusão da superfície por laser em um aço ferramenta com 0,5 %C e 13 %Cr. Na figura 3.40 se tem a relação entre o percentual de austenita retida e o coeficiente de desgaste médio “k”, que é definido como o quociente da perda de volume e distância percorrida pela carga. A conclusão dos autores neste trabalho foi que para baixas cargas a resistência ao desgaste diminui com o aumento da austenita retida. Por outro lado, para altas cargas a microestrutura formada de martensita com 15 – 25 % de austenita retida apresenta maior resistência ao desgaste.

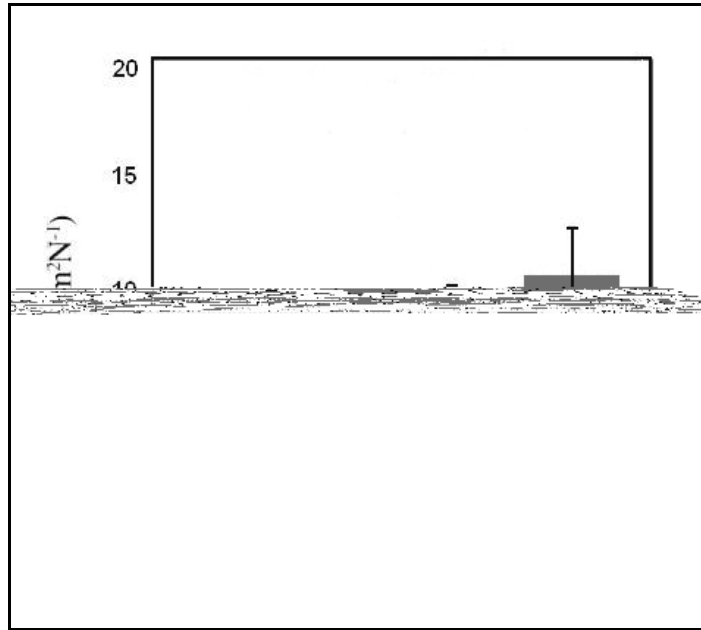


Figura 3.40 - Influência do percentual de austenita retida no coeficiente de desgaste do aço martensítico refundido por laser. (adaptada da ref. 87)

3.8 Mecanismo de desgaste abrasivo em revestimentos aplicados por aspersão térmica

Os mecanismos envolvidos no desgaste abrasivo de materiais trabalhados envolvem muitos fatores, como a relação dureza do abrasivo/dureza do material, a carga, o tipo de abrasivo e sua granulometria, o tempo, o tipo de ensaio, entre outras. No caso de revestimentos aplicados por aspersão térmica somam-se a estes fatores as imperfeições causadas pelo processo, tais como interfaces entre o revestimento e o substrato, interface entre as lamelas, porosidades e algumas vezes trincas.

JONES et al⁸⁸ analisaram os mecanismos de desgaste dos compósitos Fe(Cr)-TiC e Fe(Cr)-TiB₂ aplicados por HVOF, onde a matriz (fase ligante) era o Fe(Cr) e a fase dura era TiC ou TiB₂. A dureza dos revestimentos para compósitos a base de TiC foi de 964 kgf/mm², e a base de TiB₂ de 1013 kgf/mm², com erro padrão de 35 kgf/mm² para os dois materiais. Na figura 3.41 tem-se a micrografia dos dois tipos de pós, e na Figura 3.42 a seção transversal dos revestimentos com partículas escuras (carbonetos e diboretos de Ti) envoltas pela matriz

de FeC. Verificam-se na microestrutura do pó que os diboretos de titânio são mais finos que os carbonetos de titânio. Pela análise de difração, verificou-se que a microestrutura é constituída de diboretos e carbonetos e matriz ferrítica. Na figura 3.42 verifica-se que os revestimentos com TiB_2 também se apresentam com menor tamanho e os revestimentos com TiC apresentam maior dissolução na matriz. Nos dois tipos de revestimentos, a microestrutura apresenta-se homogênea sem a presença de partículas não fundidas e com pequena porosidade e óxidos. Nos revestimentos com TiB_2 o desgaste foi menor devido a vários fatores: menor teor de óxidos; maior fração volumétrica de TiB_2 ; maior dureza do TiB_2 em relação ao TiC.

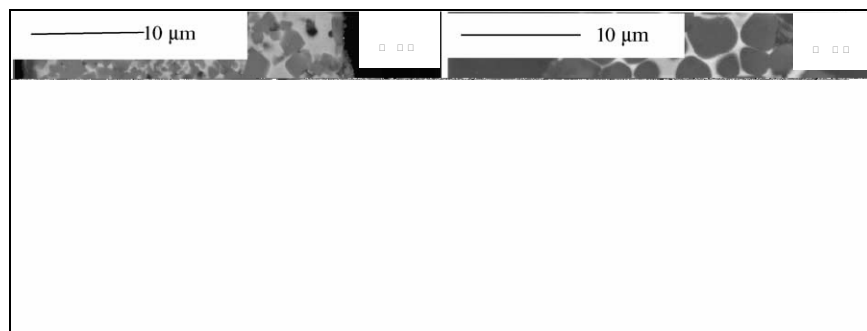


Figura 3.41 - Micrografia da partícula de pó de FeCr com (a) TiB_2 e (b) TiC. (ref. 88)



Figura 3.42 - Seção transversal dos revestimentos de FeCr com (a) TiB_2 e (b) TiC. (ref. 88)

Para a análise do desgaste abrasivo, utilizaram o ensaio roda de borracha com carga de 54 N e abrasivos de alumina e sílica com granulometria de 500 µm a 600 µm. A dureza, com carga de 200 g, foi de $955 \pm 30 \text{ kgf/mm}^2$ para a sílica e $1969 \pm 66 \text{ kgf/mm}^2$ para a alumina. O mecanismo de remoção de material, utilizando sílica como abrasivo, foi

BOZZI e DE MELLO⁸⁹ também detectaram variação no mecanismo de desgaste quando analisaram revestimentos de WC-Co utilizando sílica (SiO_2), alumina (Al_2O_3) e carboneto de silício (SiC) como abrasivo. Concluíram que para cada tipo de abrasivo houve um tipo de mecanismo de desgaste. Utilizando sílica, sugeriram que o mecanismo predominante foi micropolimento com degradação gradual das lamelas, devido à presença de microtrincas preexistentes e porosidade. Para o caso da alumina o mecanismo sugerido foi microcorte e microsulcamento. No caso do carboneto de silício foi fratura frágil, que neste caso foi dependente da coesão interlamelar.

STEWART et. al⁹⁰ estudaram o mecanismo de desgaste em revestimentos de WC-Co aplicado por HVOF em abrasômetro tipo roda de borracha, utilizando alumina e sílica como abrasivo. A microestrutura do pó aplicado é mostrada na figura 3.45a onde se verifica a forma angular de partículas distribuídas ao longo da microestrutura, que consiste de alta fração de carbonetos de W em uma matriz de cobalto. Na figura 3.45b tem-se a microestrutura do revestimento aplicado por HVOF. Verificam-se distintas regiões da matriz e carbonetos, sendo uma região mais escura com os carbonetos dispersos e onde não se constatou a dissolução dos mesmos. Por outro lado, verificam-se regiões mais claras que também é a matriz de cobalto com carbonetos de W rodeados por uma fina auréola de W_2C , indicando que houve dissolução dos carbonetos WC.

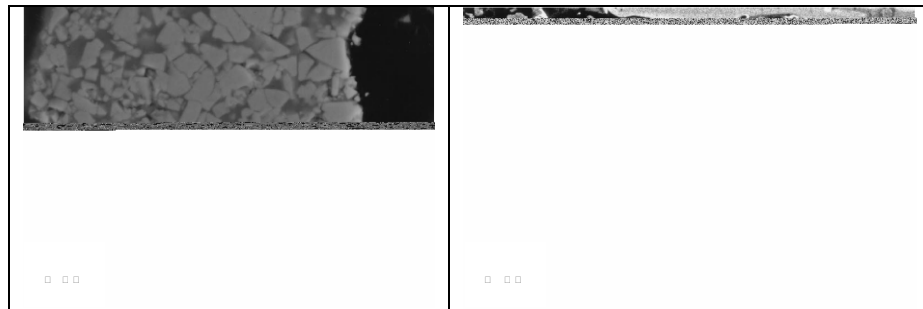


Figura 3.45 - Microestrutura do pó (a) e do revestimento (b) de WC-Co. (ref. 90)

Analisando a superfície de desgaste mostrada na figura 3.46, os autores concluíram que as mesmas apresentam riscamento nos ensaios com alumina como abrasivo (figura 3.46a) e polimento localizado sem a presença de riscos quando utilizado sílica (figura 3.46b). Porém analisando a seção transversal dos revestimentos, ensaiados com ambos os abrasivos como mostrado na figura 3.47, verificaram o aparecimento de trincas que se propagam pelas regiões ricas em W e possivelmente pelos contornos das lamelas, tanto para ensaios com abrasivo sílica como alumina. Concluíram que o principal mecanismo de desgaste, para os dois tipos de abrasivo, foi pela formação de trincas subsuperficiais, que se propagam pela fase ligante rica em W.



Figura 3.46 - Superfície de desgaste dos revestimentos de WC-Co utilizando (a) alumina e (b) sílica como abrasivo. (ref. 90)

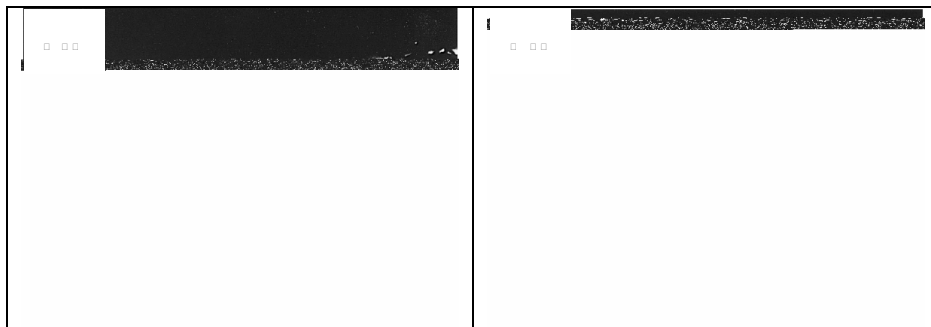


Figura 3.47 - Seção transversal da região de desgaste dos revestimentos após ensaio com (a) alumina e (b) sílica mostrando as trincas subsuperficiais. (ref. 90)

WIROJANUPATUMP et al⁹¹ analisaram o mecanismo de desgaste abrasivo em compósito a base de $\text{Cr}_x\text{C}_y\text{-NiCr}$, utilizando o ensaio roda de borracha com abrasivo sílica e alumina. O pó desta liga possui morfologia esférica, como pode ser visto na figura 3.48a, e apresenta duas fases distintas, que foram distinguidas pela coloração. A fase escura é constituída de Cr_{23}C_6 , que está envolvida pela fase clara constituída de NiCr. Na figura 3.48b é apresentada a seção transversal do revestimento aplicado com este tipo de pó. Verificam-se partículas não fundidas (região U) e porosidade (região p) no revestimento. Na análise por difração verificou-se a presença das fases Cr(Ni), Cr_{23}C_6 e óxidos. A dureza do revestimento foi de $820 \text{ HV}_{0,3}$.



Figura 3.48 - Microestrutura do pó (a) e do revestimento (b) do compósito CrC-NiCr.. (ref. 91)

As superfícies de desgaste dos revestimentos, quando ensaiados com sílica e alumina, são apresentadas na figura 3.49 e figura 3.50. Nos ensaios com sílica verifica-se, pela figura 3.49a, que a superfície desgastada apresenta-se lisa com evidências de destacamento, porém não apresentando claramente corte ou direcionalidade. A análise da seção transversal, pela figura 3.49b, indica o aparecimento de trincas ao longo dos contornos das lamelas e alguns carbonetos trincados no centro da lamela. Segundo o autor, a sílica desgasta o material pelo processo de microfratura, pois as regiões escuras da figura 3.49a são possíveis indicações de indentações que provocam trincas dos carbonetos seguidos de destacamento das partículas.

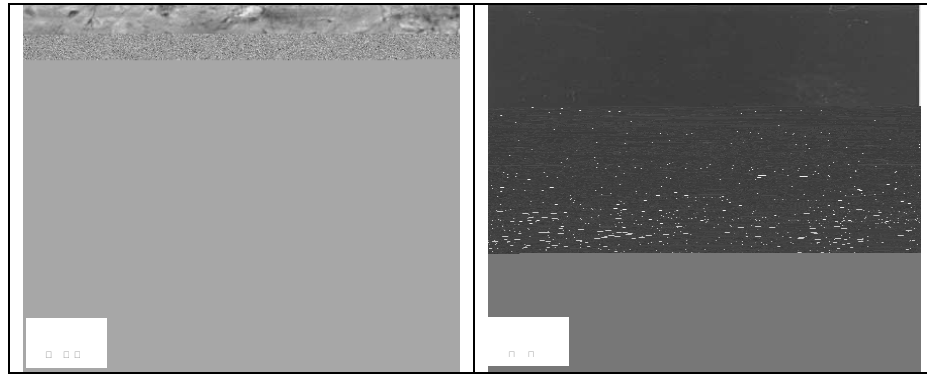


Figura 3.49 - Superfície de desgaste dos revestimentos de $\text{Cr}_x\text{C}_y\text{-NiCr}$ ensaiados com sílica: (a) vista superior, (b) seção transversal. (ref. 91)

A superfície de desgaste com alumina é apresentada na figura 3.50a, e a seção transversal na figura 3.50b. Verificam-se microcorte com trincamento subsuperficial e destacamento do revestimento. A análise da seção transversal permite verificar a ocorrência de grande quantidade de trincas, que propagam tanto nos contornos das lamelas como entre as mesmas. Segundo os autores, existe a ocorrência de microcorte na superfície de desgaste, mas o mecanismo predominante de remoção de material é a delaminação. A comprovação desse mecanismo é a ocorrência de grande quantidade de trincas que são vistas tanto na superfície de desgaste como na seção transversal. Além disso, essas trincas não se propagam somente nos contornos das lamelas, mas também sobre as lamelas indicando que a fase matriz não atuou como uma fase ligante capaz de aumentar a tenacidade do material.

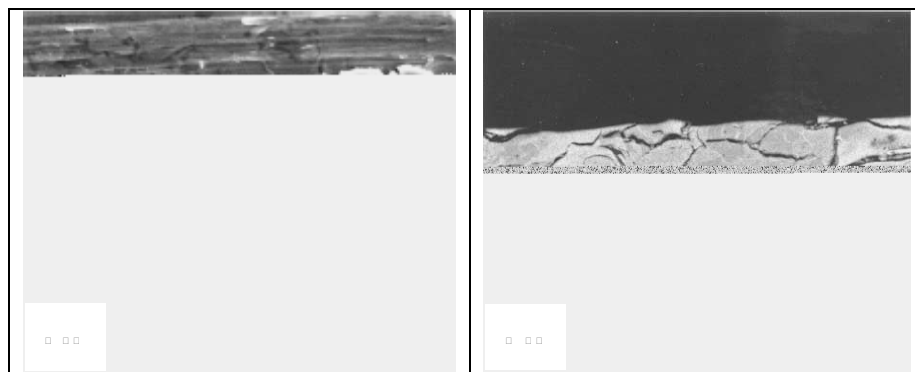


Figura 3.50 - Superfície de desgaste dos revestimentos de $\text{Cr}_x\text{C}_y\text{-NiCr}$ ensaiados com alumina: (a) vista superior, (b) seção transversal. (ref. 91)

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

4.1.1 Material do Substrato

Os materiais utilizados como substrato para aplicação do revestimento foram aço ao carbono (0,2 %C) laminado a quente e ferro fundido branco multicomponente hipoteutético (FFBMC). O aço ao carbono não sofreu qualquer tipo de tratamento térmico enquanto o FFBMC passou pelo tratamento de têmpera seguido de duplo revenido. Para a têmpera o material foi austenitizado a 1050 °C por 1 hora com resfriamento ao ar soprado. No duplo revenido foi aquecido por 1 hora até 540 °C, resfriado ao ar calmo até 70 °C, e novamente aquecido a 530 °C por 1 hora e resfriado até a temperatura ambiente ao ar calmo. As composições químicas são apresentadas na tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Composição química nominal das ligas dos substratos

Material	Composição química nominal (% peso)				
	C	Cr	Mo	W	V
Aço ao carbono laminado	0,2	-	-	-	-
FFBMC hipoeutético	1,9	7	2	2	5

O aço ao carbono (0,2 %) foi obtido no mercado sob a forma de chapas com dimensões de 75 mm x 12,7 mm, barras chatas de 25,4 mm x 12,7 mm e barras redondas com diâmetro de 12,7 mm. As chapas com dimensões maiores foram utilizadas para a deposição de material da etapa de qualificação do revestimento. As chapas com dimensões menores foram utilizadas para a confecção de corpos de prova para o ensaio de desgaste abrasivo e as barras redondas para os ensaios de aderência.

O ferro fundido branco multicomponente (FFBMC) hipoeutético foi fundido em forno de indução ao ar e vazado em moldes cerâmicos. Os formatos obtidos foram prismas com dimensões de 80 mm x 26 mm x 13 mm e cilindros com diâmetro de 28 mm. Os prismas foram utilizados para a deposição de revestimento para o ensaio de desgaste e as barras cilíndricas para o ensaio de aderência.

Os formatos dos corpos de prova de aço ao carbono e ferro fundido branco multicomponente hipoeutético, além das regiões onde foram depositados os revestimentos, são mostradas na figura 4.1

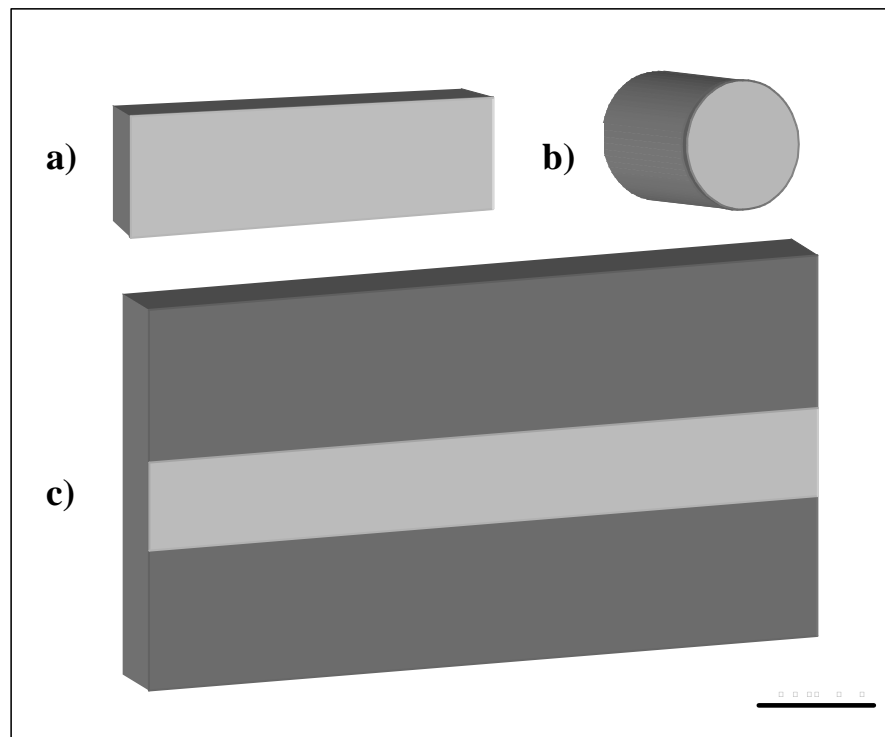


Figura 4.1 - Esquema dos corpos de prova: a) qualificação do revestimento; b) ensaio de aderência; c) ensaio de desgaste abrasivo. A região clara das figuras indica o local de deposição do revestimento.

4.1.2 Material do Revestimento

O material a ser aspergido na forma de pó foi obtido pelo processo de atomização a gás inerte de uma liga hipereutética de ferro fundido branco multicomponente. A matéria prima utilizada no atomizador, na forma de tarugos vazados, foi fundida em forno de indução ao ar utilizando sucatas de aço baixo carbono, ferroligas e grafita.

A composição química nominal do ferro fundido branco multicomponente utilizado no revestimento é dada na tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Composição química nominal da liga do revestimento

Material	Composição química nominal (% em peso)				
	C	Cr	Mo	W	V
Revestimento (FFBMC hipereutético)	2,5	4	4	2	8

4.2 Procedimento Experimental

4.2.1 Atomização

O material do revestimento foi obtido na planta de atomização apresentada na figura 4.2. A fusão do material foi feita sob vácuo sendo introduzido argônio após a temperatura ter atingido o patamar de 1300 °C. Conforme curva de aquecimento mostrado na figura 4.3, a fusão do material ocorreu na temperatura de 1250 °C e a atomização foi realizada a 1450 °C, tendo, portanto, um superaquecimento de 200 °C. Utilizou-se pressão de atomização de 413,7 kPa e diâmetro de filete de 2,0 mm.

Após a atomização o material particulado resultante foi analisado quanto à sua granulometria e composição química.

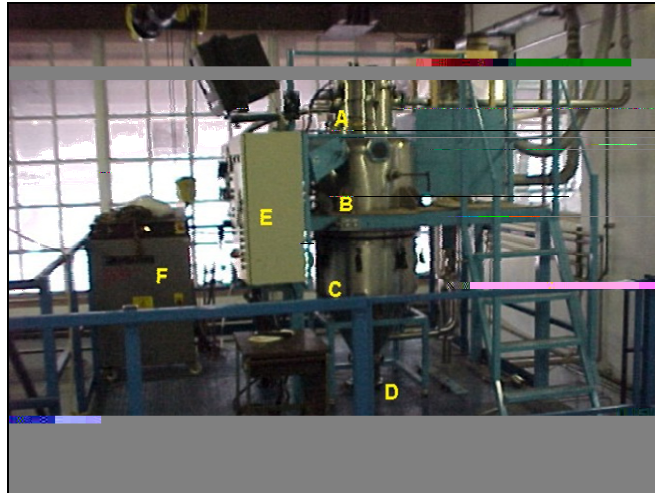


Figura 4.2 - Planta de atomização: a) câmara de fusão; b) câmara de atomização; c) copo; d) fundo; e) painel de comando; f) painel de energia.

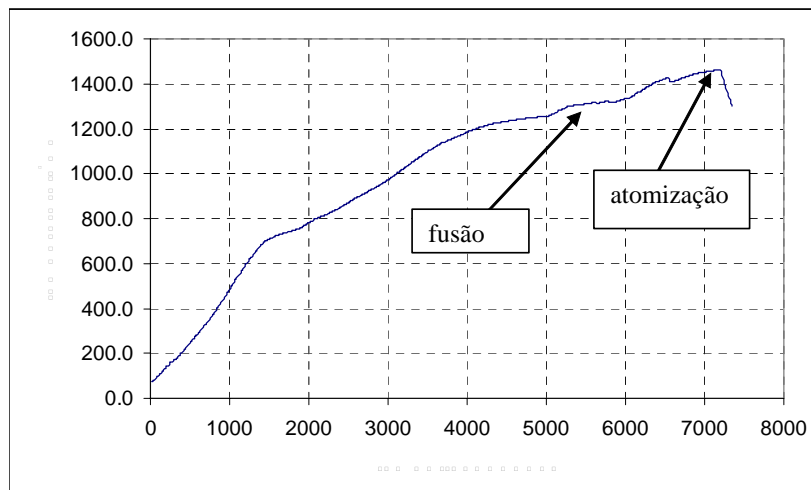


Figura 4.3 – Curva de aquecimento na fusão da liga de ferro fundido branco multicomponente hipereutético

4.2.2 Preparação da superfície para aspersão

Os substratos foram preparados para o recebimento do depósito antes de cada etapa de aspersão. Esta preparação consistiu da limpeza com desengraxante e jateamento abrasivo.

Realizou-se jateamento abrasivo em todos os corpos de prova que receberam o revestimento. Para as chapas de aço ao carbono (0,2 %), com dimensões de 150 mm x 75 mm x 12,5 mm, utilizadas na etapa de qualificação do revestimento, as condições de jateamento são mostradas na tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Condições de jateamento dos corpos de prova para qualificação do revestimento

Parâmetro	Nível
Abrasivo	Óxido de Alumínio – # 24
Tipo de Jato	Jato por pressão
Pressão de jateamento	689,4 kPa
Distância de jateamento	100 mm

No caso dos corpos-de-prova para ensaio de aderência e desgaste as condições de jateamento foram diferentes para cada tipo de substrato. Para substratos de aço ao carbono (0,2 %) utilizou-se equipamento de jateamento por sucção e para os substratos de FFBMC hipoeutético equipamento de jateamento por pressão. Realizou-se esta variação para se obter o mesmo nível de rugosidade dos substratos com diferentes durezas. A tabela 4.4 mostra as condições de jateamento para os dois tipos de substratos.

Tabela 4.4 - Condições de jateamento dos corpos de prova para ensaios de aderência e desgaste abrasivo

Parâmetro	Substrato Aço ao Carbono	Substrato FFBM
Abrasivo	Óxido de Alumínio – # 24	
Tipo de Jato	Jato por sucção	Jato por pressão
Pressão de jateamento	689,4 kPa	
Distância de jateamento	100 mm	

O abrasivo utilizado foi o óxido de alumínio marrom com granulometria #24 conforme recomendação da METCO⁹² para revestimentos com espessuras de até aproximadamente 250 μm .

As medições de rugosidade foram efetuadas por um rugosímetro portátil, com apalpador de contato mecânico, marca Mitutoyo, modelo Surf test 211 com capacidade de medição 0,05-40 μm para Ra. O comprimento de medição foi 5 vezes o “cut off” de 0,8 mm.

4.2.3 Aspersão térmica

4.2.3.1 Qualificação do revestimento

Nesta etapa do trabalho, estudou-se a influência dos parâmetros de processo na qualidade do revestimento, visando determinar as melhores condições de aplicação de FFBMC hipereutético pelo processo de aspersão a chama hipersônica (HVOF).

Em função da enorme gama de parâmetros de processo envolvido na aplicação de revestimento por aspersão térmica, limitou-se o estudo àqueles parâmetros que possuem maior relação com a temperatura e velocidade das partículas. Para tanto, foram analisadas a vazão de gás combustível (propano – C_3H_8) e gás comburente (oxigênio – O_2), razão oxigênio/propano, distância de aspersão e granulometria do pó.

Para a determinação dos valores mínimos e máximos dos parâmetros a serem estudados levou-se em consideração a operacionalidade do equipamento. Para a vazão dos gases propano e oxigênio foi mantida uma relação que possibilitasse o trabalho sem que houvesse retrocesso ou extinção da chama. A razão oxigênio/propano mínima foi 3,4, abaixo da qual haveria o risco de retrocesso da chama, e a razão máxima foi 7,0 para evitar a extinção da chama.

Para verificar a influência da distância de aspersão foram utilizados dois níveis: 200 mm e 300 mm.

Utilizou-se pó com duas faixas granulométricas, para determinar a influência do tamanho das partículas nas características do revestimento. A faixa granulométrica maior compreendeu partículas de pó com tamanhos entre 20 e 75 μm e a faixa menor com tamanhos de partículas de pó entre 20 e 45 μm .

Os níveis dos parâmetros de aplicação das condições 1A até 8A e 7B, utilizados para a deposição do revestimento de FFBMC, são listados na tabela 4.5. Outros parâmetros do processo mantidos constantes são apresentados na tabela 4.6.

Tabela 4.5 – Níveis dos parâmetros de aspersão utilizados nos ensaios para qualificação dos revestimentos.

Ensaio	Distância de aspersão (D) [mm]	Vazão de propano (Vp) [l/min]	Vazão de oxigênio (Vo) [l/min]	*Razão Oxigênio/Propano O ₂ /C ₃ H ₈
Faixa Granulométrica = < 75 μm > 20 μm				
1A	200	34	107	5,2
3A	200	52	107	3,4
5A	200	34	171	7,0
7A	200	52	171	4,6
Faixa Granulométrica = < 45 μm > 20 μm				
2A	300	34	107	5,2
4A	300	52	107	3,4
6A	300	34	171	7,0
8A	300	52	171	4,6
7B	200	52	171	4,6

* Considerando o percentual de O₂ da vazão de ar comprimido

Tabela 4.6 - Parâmetros mantidos constantes na etapa de qualificação do revestimento.

Parâmetro	Nível
Taxa de Aspersão (Spray Rate) [g/min]	15
Número de passes	20
Velocidade de translação pistola/peça [m/s]	0,2
Pressão de Oxigênio [kPa]	1034
Pressão de Propano [kPa]	552
Pressão do gás de arraste (nitrogênio) [kPa]	1034
Vazão do gás de arraste (nitrogênio) [l/min]	65
Pressão Ar comprimido [kPa]	690
Vazão Ar comprimido [l/min]	346

Visando manter constante a quantidade de calor transferido ao conjunto substrato/revestimento, utilizou-se 20 passes para todas as condições de aspersão da etapa de qualificação do revestimento.

Para maior controle dos parâmetros de aplicação nos níveis previamente determinados foram utilizados dispositivos para automatizar o processo e evitar a interferência do operador. Na figura 4.4 é mostrado o sistema de aspersão utilizado, e na figura 4.5, o sistema de fixação dos corpos de prova da etapa de qualificação dos revestimentos. Neste caso não houve movimento de rotação do torno.



Figura 4.4 - Sistema de aspersão: a) dispositivo de controle da distância pistola de aspersão-peça; b) carro de deslocamento transversal da pistola de aspersão; c) pistola de aspersão Metco DJ 2700; d) dispositivo de fixação dos corpos-de-prova; e) torno mecânico.

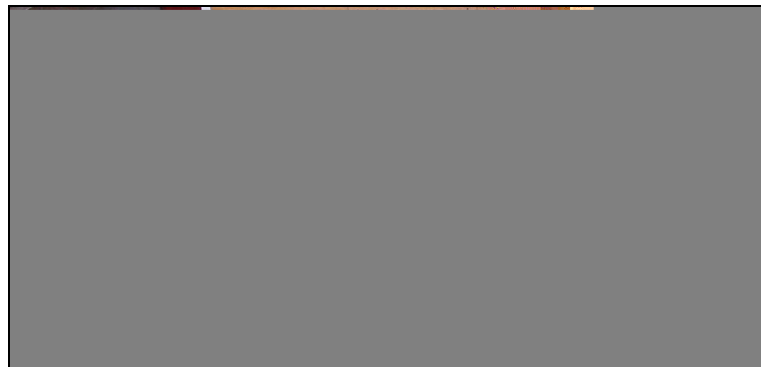


Figura 4.5 - Dispositivo de fixação dos corpos-de-prova nos ensaios 1A – 8A e 7B

A seqüência adotada para a deposição dos cordões de aspensão foram as seguintes:

- limpeza da chapa com desengraxante a base de tricloroetileno;
- jateamento das chapas com abrasivo óxido de alumínio com granulometria # 24;
- aquecimento até aproximadamente 100 °C para limpeza de resíduos; (para o início da deposição a temperatura encontrava-se próxima de 50 °C)
- deposição de 20 passes ininterruptos e sobrepostos no sentido longitudinal da chapa;
- medição da temperatura com termopar de contato ao final da deposição.
- Após a deposição dos cordões, foram retiradas amostras para a análise química visando determinar o teor de carbono. Além disso, através de análise metalográfica realizaram-se medições da espessura, de dureza e da porosidade.

4.2.3.2 Revestimentos dos corpos-de-prova de aderência e desgaste abrasivo

Os revestimentos para os ensaios de desgaste e aderência foram aplicados com os melhores parâmetros obtidos na deposição em chapas planas: distância de 200 mm, vazão de propano de 52 l/min, vazão de oxigênio de 171 l/min, razão oxigênio/propano de 4,6 e faixa granulométrica entre 20 e 45 µm. Adicionalmente, foram alterados o tipo de substrato, a temperatura de preaquecimento dos corpos-de-prova de aderência e desgaste abrasivo e a velocidade relativa pistola-peça. A classificação dos ensaios, em função dos níveis das variáveis, é apresentada na tabela 4.7

Os substratos de aço ao carbono (0,2%) e ferro fundido branco multicomponente hipoeutético foram escolhidos em função de suas durezas, que são 166 HV₅ e 865 HV₅ respectivamente.

Utilizaram-se três níveis para analisar a influência da temperatura de preaquecimento: 150, 200 °C além da deposição sem preaquecimento do substrato. Nos

revestimento sem preaquecimento a temperatura do substrato encontrava-se na faixa de aproximadamente 50 °C, devido ao processo de limpeza da superfície. Essas variações nas temperaturas visam obter revestimento com diferentes níveis de aderência; além de permitir verificar sua influência nos níveis de desgaste abrasivo. A temperatura do substrato foi medida antes do início da deposição através de termômetro digital de contato marca SKF, modelo TMDT 900 com ponteira de termopar tipo K(NiCr/NiAl).

Tabela 4.7 - Parâmetros de aspersão utilizados no revestimentos de corpos-de-prova para ensaios de aderência e desgaste abrasivo.

Ensaio	Substrato	Preaquecimento [°C]	Vel. Relativa (Vr) [m/s]
AS2	1020	-	2,0
AC2	1020	150	2,0
FS2	ffbmc	0	2,0
FC2	ffbmc	150	2,0
RAS2	1020	-	3,0
RACC2	1020	200	3,0

As velocidades relativas pistola-peça foram de 2 e 3 m/s para permitir a deposição de espessura adequada em cada passe de aspersão, visto que na etapa anterior essa espessura ultrapassou o valor máximo recomendado de 13 µm. Para aumentar a velocidade relativa pistola-peça e, por consequência, diminuir a espessura depositada, foram utilizadas duas velocidades: a velocidade de translação e a velocidade tangencial. Para o controle da velocidade de translação, que é derivada do movimento da pistola no sentido paralelo a peça, utilizou-se o dispositivo de movimento transversal da pistola. No caso da velocidade tangencial, definida pela rotação e diâmetro do dispositivo de fixação dos corpos de prova, o controle foi realizado pela rotação de um torno. A soma vetorial da velocidade tangencial e de translação fornece a velocidade relativa pistola-peça. O dispositivo de fixação dos corpos de prova é mostrado na figura 4.6.

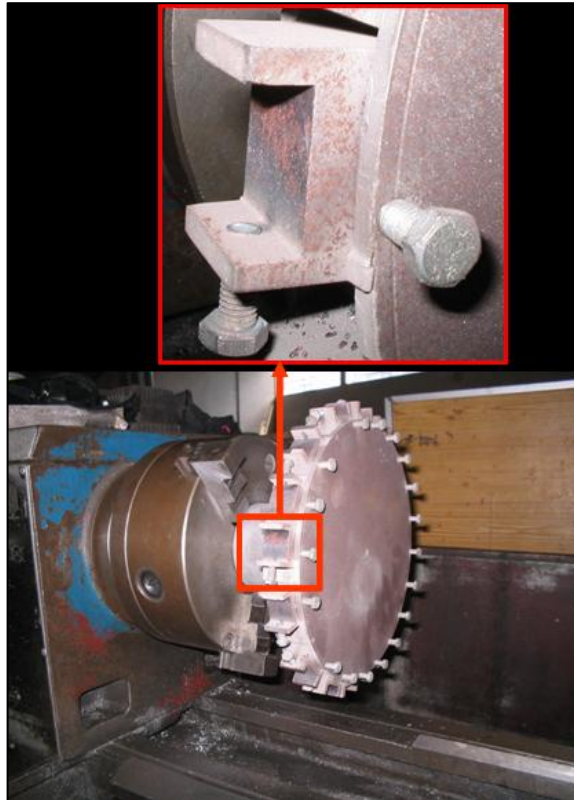


Figura 4.6 - Dispositivo de fixação dos corpos-de-prova para ensaio de aderência e desgaste abrasivo

Para obtenção da espessura nominal foram depositados 50 passes adotando a metodologia descrita abaixo:

- limpeza das superfícies com desengraxante a base de tricloetileno;
- jateamento das superfícies com abrasivo óxido de alumínio com granulometria # 24;
- aquecimento até a temperatura de 100 °C para eliminação de resíduos;
- início da deposição com temperatura da superfície de aproximadamente 50 °C;
- nos corpos de prova com preaquecimento o mesmo foi feito com a própria pistola de aspersão até alcançar a temperatura desejada de preaquecimento.
- medição de temperatura de preaquecimento;
- início da deposição de 50 passes ininterruptos;
- medição da temperatura final do revestimento.

4.2.4 Tratamento térmico dos corpos-de-prova revestidos

Para o tratamento térmico, utilizaram-se os corpos-de-prova revestidos que apresentaram os melhores níveis de aderência.

O tratamento térmico de têmpera dos corpos-de-prova revestidos consistiu na austenitização a 1050 °C por 1 hora em forno com atmosfera de argônio e resfriamento com ar soprado. O tratamento térmico de duplo revenido também foi realizado em forno com atmosfera controlada com aquecimento a 540 °C e a 530 °C por 1 hora, em cada temperatura, com resfriamento ao ar calmo. Os novos corpos-de-prova gerados foram classificados pelo tipo e seqüência dos tratamentos como apresentado na tabela 4.8.

Tabela 4.8 - Classificação dos ensaios quanto ao tratamento térmico após deposição

Ensaio	Tratamento térmico
TRAS2	têmpera seguido de duplo revenido
T1RAS2	somente duplo revenido
TRACC2	têmpera seguido de duplo revenido
T1RACC2	somente duplo revenido

4.2.5 Temperatura final dos revestimentos

Ao final da aplicação dos revestimentos, conforme condições 1A até 8A, 7B e nos corpos de prova para ensaios de aderência e desgaste abrasivo, realizaram-se medições de temperatura para determinar a influência dos parâmetros de aplicação. Realizou-se apenas uma medição para cada condição de aspersão, pois caso contrário haveria grande variação dos resultados devido a dissipação do calor.

Utilizou-se um termômetro de contato digital marca SKF, modelo TMDT 900 com ponteira de termopar tipo K(NiCr/NiAl).

4.2.6 Caracterização dos revestimentos

4.2.6.1 Análise química

Foi feita análise química em um corpo-de-prova compactado para a determinação da composição química da liga de FFBMC atomizada. A concentração de carbono foi definida pela análise química por combustão e os outros elementos da liga por espectrometria de fluorescência de raios X.

Após a deposição dos revestimentos, conforme condições 1A até 8A e 7B, foram retiradas amostras para análise química dos teores de carbono. As amostras foram obtidas destacando-se o revestimento pelo dobramento dos corpos-de-prova. Os resultados da análise por combustão foram comparados com os valores encontrados no material antes da aplicação.

Nos corpos de prova revestidos para ensaio de aderência e desgaste abrasivo não foi possível retirar material para análise química por combustão ou espectrometria, devido à pequena espessura dos revestimentos.

4.2.6.2 Difração de raio – X

A difração de raios-X foi realizada nos revestimentos aplicados sobre os corpos de prova de desgaste abrasivo com e sem tratamento térmico. A análise foi apenas qualitativa, para verificar a influência dos tratamentos térmicos na eliminação da austenita retida dos revestimentos. A metodologia adotada para a identificação das fases foi pela comparação do difratograma da amostra com padrões do banco de dados do ICDD – International Centre for Diffraction Data.

Utilizou-se para análises um difratômetro de raios-X marca Philips modelo MPD 1880. Os parâmetros de medição foram: radiação $K\alpha$ do cobre; tensão de excitação de 40 kV; corrente de 40 mA; ângulo de varredura de 20° até 130° ; passo de $0,02^\circ$; tempo de 1 s/passe.

4.2.6.3 Espessura

Efetou-se o controle da espessura durante a aplicação utilizando um micrômetro marca Mitutoyo. Além disso, utilizou-se o analisador de imagem Leica para determinar a espessura em amostras metalográficas da seção transversal dos revestimentos.

A amostra para preparação metalográfica foi retirada da seção transversal e no sentido longitudinal dos cordões nos corpos-de-prova dos ensaios 1A até 8A e 7B. Isso possibilitou medições na região onde houve maior espessura do revestimento, que é o centro do jato. Nas amostras retiradas dos corpos de prova de ensaio de desgaste o corte ocorreu transversalmente aos cordões formado pelo jato de aspersão. Neste caso o objetivo foi determinar possível variação da espessura com o deslocamento transversal do jato de aspersão. O número de medições em todos os casos foi 5 para cada amostra metalográfica.

4.2.6.4 Porosidade

Para a medição da porosidade foram preparadas amostras metalográficas da seção transversal dos revestimentos. As micrografias foram analisadas por um software analisador de imagens marca Leica, com capacidade de identificar e quantificar a fração de poros pela diferença de coloração. Observaram-se para as medições de porosidade recomendações da norma ASTM E-2109⁹³ sendo realizadas 10 medições por amostra. Esta norma não especifica o aumento para a realização dessas medições, porém alerta para a escolha de um aumento que permita a diferenciação da porosidade dentre outras imperfeições existentes no revestimento.

Neste trabalho a porosidade foi indicada pelo percentual da área ocupada pelos poros dentro de um campo de medição de 200 μm x 100 μm , obtida com aumento de 500x onde 1 pixel equivale a 0,328 μm .

4.2.6.5 Dureza

Utilizou-se como referência para as medições de dureza a norma ASTM E-384, que recomenda a utilização de cargas de 300 g e no mínimo 10 medições na área analisada. Além disso, a variação máxima permitida entre as medições é de 15 %.

Com essas recomendações efetuaram-se medições na seção transversal de todos os revestimentos aplicados conforme as condições 1A até 8A e 7B, e nos revestimentos aplicados para ensaio de desgaste com e sem tratamento térmico.

4.2.6.6 Aderência

Na caracterização da aderência dos revestimentos foi utilizado o ensaio de aderência conforme recomendação da norma ASTM C-633.⁹⁴ Este ensaio resume-se na colagem de um “corpo de extração”, sem revestimento, na superfície plana de um corpo-de-prova cilíndrico revestido. Após a cura do adesivo o conjunto é tracionado por uma máquina de ensaio de tração. A tensão requerida e o local de ruptura fornecem o valor e o tipo de falha, ou seja, se houve falta de adesão, de coesão ou falha no adesivo, conforme esquema do tipo de falha mostrado na figura 4.9

Realizaram-se 5 ensaios para cada condição e a seqüência de preparação dos corpos-de-prova foi a seguinte:

- limpeza das superfícies a serem aderidas com um desengraxante (tricloroetileno);
- colocação do adesivo Ultrabond 100 em ambas as superfícies (do corpo de prova e do corpo de extração);
- colocação dos corpos de prova no dispositivo de fixação (figura 4.7). Fez-se o controle da pressão de aperto das duas peças pela deformação de uma mola, até um valor pré-definido, de modo a dar uma força de 200 N, que dividida pela área dos corpos-de-

- prova, de 506 mm², fornece tensão da ordem de 0,4 MPa.;
- a cura do adesivo após a montagem do conjunto (dispositivo e corpo de prova) foi em forno de mufla a temperatura de 150 °C durante 80 minutos;
 - tração dos corpos-de-prova, utilizando o dispositivo da figura 4.8, em uma máquina de tração com velocidade de deslocamento das garras de 1,66 x 10⁻⁵ m/s. A força foi registrada num “ploter” acoplado a uma célula de carga. Como resultado tem-se a carga necessária para romper o revestimento;
 - inspeção visual da superfície de fratura dos corpos de prova, após o ensaio, para determinar o tipo de falha.

Considerando a força requerida para romper os corpos-de-prova e a área de sollicitação, a aderência é dada por:

$$A = \frac{F_{tn}}{A_{cp}} \quad (3.1)$$

onde

A = aderência [MPa]

F_{tn} = força de tração normal à superfície dos cps [N]

A_{cp} = área da superfície plana dos cps [mm²]



Figura 4.7 - Dispositivo de colagem dos corpos-de-prova para o ensaio de aderência. (Adaptado da ref. 20)

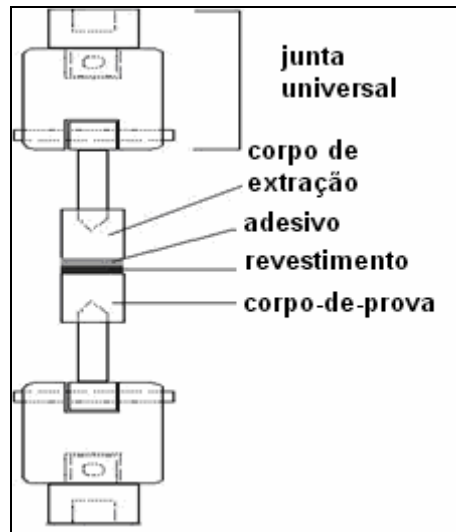


Figura 4.8 - Esquema do dispositivo de tração dos corpos-de-prova para o ensaio de aderência. (adaptado da ref. 20)

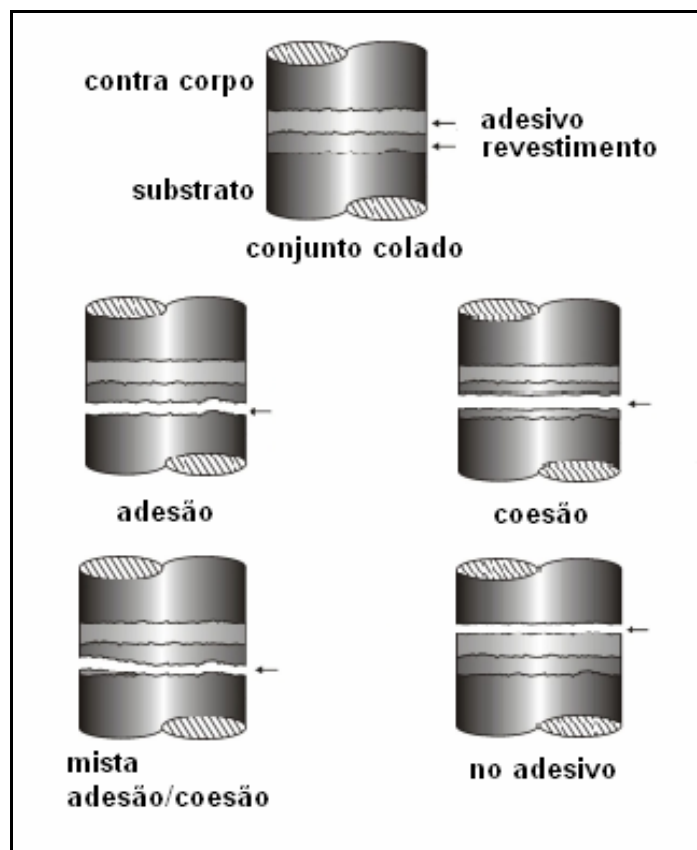


Figura 4.9 - Tipos de falha do ensaio de aderência por tração. (adaptado da ref. 95)

4.2.6.7 Desgaste abrasivo em abrasômetro tipo roda de borracha

Os ensaios de desgaste abrasivo foram realizados em um abrasômetro instrumentado tipo roda de borracha, conforme mostrado na figura 4.10, utilizando o procedimento E da norma ASTM G-65.⁹⁶ Esse procedimento recomenda rotação de 200 rpm, carga normal de 130 N, tempo de ensaio de 5 minutos. O abrasivo utilizado foi a areia normal brasileira com granulometria 100 (tamanho médio igual 0,15 mm) conforme classificação da ABNT NBR 7214.⁹⁷ Os corpos de prova foram pesados, antes e após os ensaios, utilizando uma balança de precisão analítica com 0,1 mg. Após os ensaios, os corpos de prova foram analisados por microscopia ótica e eletrônica de varredura para determinação dos mecanismos de desgaste.

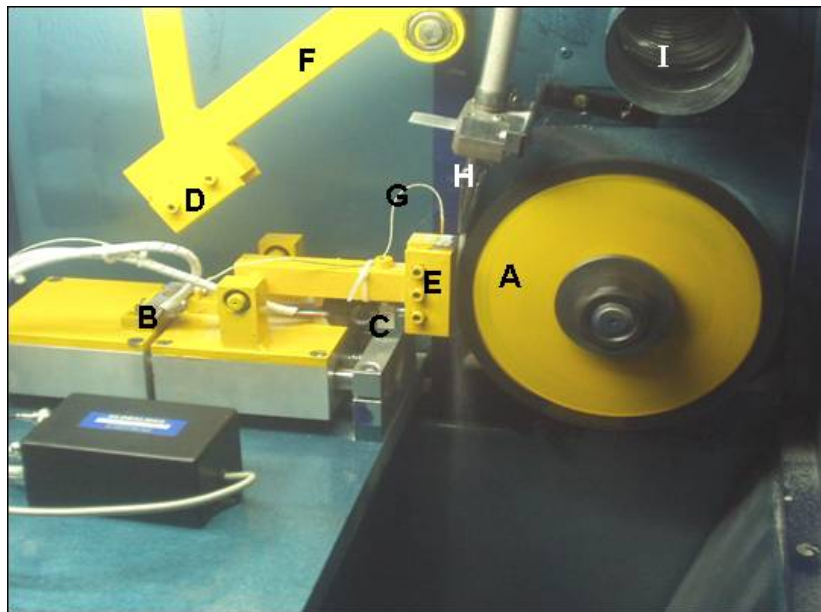


Figura 4.10 - Fotografia do abrasômetro tipo roda-de-borracha, mostrando: A – disco de borracha; B e C – células de carga normal e tangencial; D e E: porta-amostras do sistema mecânico e do sistema instrumentado; F – Braço de alavanca para ensaios mecânicos; G – termopar; H – bico alimentador do abrasivo; e I – exaustor de poeira. (adaptado da ref. 98)

Nos ensaios com abrasômetro tipo roda de borracha foi possível obter dois tipos de resultados: o coeficiente de atrito e a perda de massa. O coeficiente de atrito, calculado pelo quociente entre as forças tangencial e normal, é dado pela equação a seguir.

$$\mu = \frac{Ft}{Fn} \quad (3.2)$$

onde:

μ = coeficiente de atrito

Ft = força tangencial [N]

Fn = força normal [N]

As forças tangencial e normal foram obtidas pela média dos valores instantâneos, adquiridos a cada segundo durante o tempo de ensaio total de 5 minutos, conforme equações a seguir.

$$Ft = \frac{\sum_{t=1}^{t=Np} Ft_1}{Np} \quad (3.3)$$

$$Fn = \frac{\sum_{t=1}^{t=Np} Fn_1}{Np} \quad (3.4)$$

onde:

Ft_1 = força tangencial instantânea [N]

Fn_1 = força norma instantânea [N]

Np = número de pontos adquiridos

A perda de massa (P_m), determinada pela variação entre a massa inicial e final, é definida conforme segue:

$$P_m = M_i - M_f \quad (3.5)$$

onde:

P_m = perda de massa [g]

M_i = massa inicial do corpo de prova [g]

M_f = massa final do corpo de prova [g]

Devido ao desgaste ocorrido na roda de borracha, pelos sucessivos ensaios realizados, foram feitas correções nos valores de perda de massa considerando os diâmetros inicial e final. O diâmetro inicial considerado foi o indicado pela norma ASTM G-65 para confecção da roda de borracha, ou seja, o diâmetro inicial antes de qualquer ensaio. O diâmetro final foi o obtido após cada ensaio. O cálculo desta correção é dado pela seguinte equação.

$$P_{mc} = P_m \times \frac{\phi_i}{\phi_f} \quad (3.6)$$

onde

P_{mc} = perda de massa corrigida

ϕ_i = diâmetro inicial da roda de borracha (228,6 mm)

ϕ_f = diâmetro final após ensaio

4.2.6.8 Procedimentos executados no ensaio de desgaste abrasivo

Neste trabalho foram executados dois tipos de procedimentos: o primeiro definido como “procedimento sem estabilização da roda de borracha” e o segundo como “procedimento com estabilização da roda de borracha”. A variação no procedimento visou maior repetibilidade dos resultados, e considerou variações apenas na metodologia do ensaio sem interferência nos parâmetros recomendados pela norma ASTM G-65.

- Procedimento “sem” estabilização da roda de borracha

- a) calibração das células de carga da força normal e força tangencial
- b) calibração do sistema de aquisição de dados
- c) limpeza da roda de borracha com lixa de granulometria 220 e 320
 - c.1) envolver um corpo de prova (aleatório) com a lixa 220 e fixar no porta amostra
 - c.2) aproximar manualmente o porta amostra, com o corpo-de-prova, até a força normal atingir aproximadamente 20 N.
 - c.3) iniciar a rotação da roda e manter até a remoção de restos de abrasivo incrustados na roda de borracha.
 - c.4) paralelamente a limpeza da roda com a lixa do porta amostra retirar o excesso de abrasivo das laterais da roda manualmente.
 - c.5) repetir o procedimento anterior com a lixa 320 utilizando carga de aproximadamente 10 N
- d) pesar o corpo-de-prova em balança analítica com resolução de 1 mg, após limpeza em ultrassom por 3 minutos.
- e) fixar o corpo-de-prova no porta amostra.

- f) iniciar o ensaio.
- g) retirar o corpo de prova após o término do ensaio.
- h) medir o diâmetro final da roda de borracha
- i) pesar o corpo-de-prova, após limpeza em ultrassom por 3 minutos.
- j) calcular a perda de massa pela diferença de pesos e corrigir o resultado com o diâmetro da roda de borracha.

- Procedimento “com” estabilização da roda de borracha

Repetir o procedimento anterior adicionando após o item “c” as seguintes tarefas:

- d.1) colocar no porta amostra um corpo de prova de aço ao carbono.
- d.2) iniciar o ensaio com a mesma carga e abrasivo a ser utilizado no ensaio do corpo-de-prova em estudo. A duração deverá ser de 2 minutos.
- d.3) retirar o corpo de prova de aço ao carbono.
- d.4) iniciar o ensaio do corpo-de-prova em estudo.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Rugosidade do substrato

A rugosidade, conforme valores da tabela 5.1, foi obtida com as condições de jateamento apresentada na metodologia deste trabalho.

Tabela 5.1 - Rugosidade Ra dos substratos utilizados para deposição dos revestimentos

Ensaio	Rugosidade Ra [μm]					Média	Erro (IC 95%)
Aço 1020	6,43	5,73	6,22	6,13	5,99	6,10	0,26
FFBMC - hipoeutético	6,71	5,61	5,88	6,88	6,14	6,24	0,54

Apesar da diferença de durezas entre os dois materiais a rugosidade Ra foi muito próxima, considerando o erro calculado com intervalo de confiança de 95%. Isto ocorreu devido à utilização de diferentes tipos de equipamentos para o jateamento. No caso dos substratos de aço ao carbono utilizou-se jato por sucção, enquanto para os substratos de FFBMC hipoeutético foi jato por pressão.

5.2 Caracterização do pó de FFBMC

5.2.1 Granulometria

A tabela 5.2 apresenta a distribuição granulométrica do pó de FFBMC obtido da atomização dos tarugos fundidos.

O rendimento na faixa granulométrica entre 20 e 75 μm foi de 52,08 %. Esta faixa granulométrica foi a utilizada para a deposição dos revestimentos nas condições 1A até 8A desse trabalho. Este alto rendimento na faixa granulométrica entre 20 e 75 μm é benéfico em termos de custo do pó. Porém, para a aplicação pelo processo HVOF a faixa granulométrica

acima não é adequada, pois apresenta revestimentos com partículas não fundidas de grandes dimensões, que proporcionam o aumento da porosidade e, conseqüentemente, menor aderência. Além disso, a maior granulometria apresentou problemas de interrupção momentânea do fluxo de material.

Portanto, optou-se por utilizar a faixa granulométrica entre 20 e 45 μm , que é a indicada pelo fabricante do equipamento como a ideal para a aplicação de materiais por HVOF. Esta faixa granulométrica foi a utilizada para a aplicação conforme condição 7B, além de todas as condições de aplicação nos corpos-de-prova para ensaio de aderência e desgaste abrasivo.

Tabela 5.2 - Distribuição granulométrica do pó de FFBMC.

Peneiras	Abertura [μm]	Peso [g]	Percentual [%]
< 50 > 200	< 300 > 75	2.982,40	44,92
< 200 > 325	< 75 > 45	1.261,62	19,00
< 325 > 635	< 45 > 20	2.194,87	33,08
< 635	< 20	200	3,00
Total		6.638,89	100,00

5.2.2 Microestrutura do pó

Na figura 5.1 tem-se a micrografia da seção transversal de uma partícula do pó e o detalhe da região assinalada, onde se verifica a presença de regiões da microestrutura exibindo diferentes níveis de contraste. A região que se apresenta mais clara não foi atacada pelo reagente químico, que foi Vilela 2 %. Pelo não ataque com esse tipo de reagente a região mais clara, formadora de uma rede interligada, pode ser carboneto ou austenita retida, devido à rápida solidificação a que estão sujeitas as partículas quando da atomização.

Na figura 5.2 é apresentada a curva de difração com identificação das fases presentes no material. Verifica-se a presença de carbonetos de vanádio, de cromo, martensita e austenita.

As análises químicas realizadas no material atomizado (pó) são apresentadas na tabela 5.3, além da composição nominal do material original.

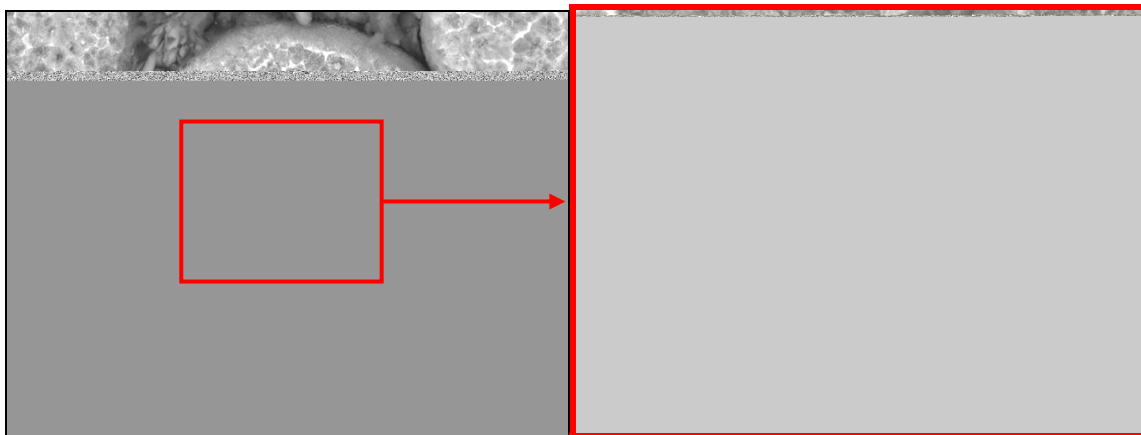


Figura 5.1 - Seção transversal da partícula de pó atomizado.(ataque vilela 2 min.)

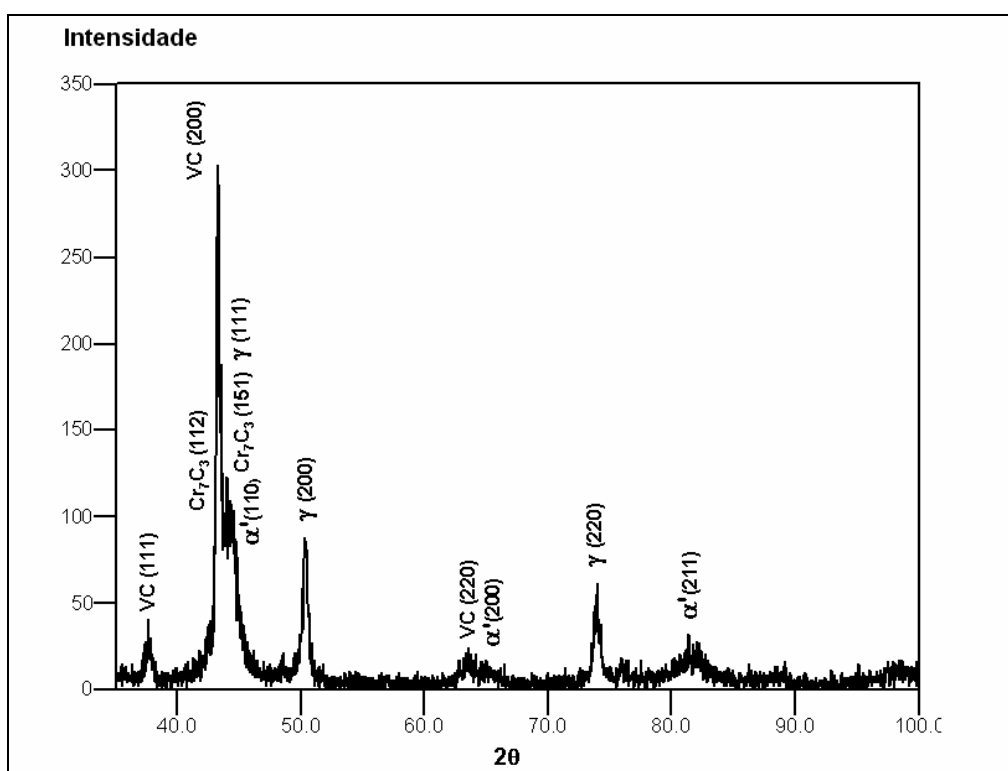


Figura 5.2 – Curva de difração de raios-x realizadas no pó atomizado.

Tabela 5.3 - Composição química do FFBMC atomizado

Lote de atomização	Elementos				
	C	Cr	Mo	V	W
Composição nominal	2,5	4	4	8	2
Material atomizado	2,31	3,26	3,84	7,87	1,88

5.3. Caracterização do revestimento

5.3.1 Análise do teor de carbono

Como o carbono é o elemento principal para a formação dos carbonetos, que funcionam como endurecedores e proporcionam o aumento da resistência ao desgaste desta liga, optou-se por medir o percentual de carbono em todas as condições de aspersão da etapa de qualificação do revestimento. A variação de carbono foi considerada como uma variável dependente para a determinação da melhor condição de aspersão.

Na tabela 5.4 são apresentados os percentuais de carbono obtidos nos revestimentos aplicados conforme as condições de aspersão 1A até 8A e 7B. Os valores tabelados foram comparados com o percentual de carbono do metal atomizado (pó), que foi de 2,31 %.

Tabela 5.4 - Teores de carbono dos revestimentos aspergidos

Ensaio	D [mm]	Vp [l/min]	Vo [l/min]	*Razão O ₂ /C ₃ H ₈	Teor de Carbono [% em peso]	
					Média	Erro (IC 95%)
Faixa Granulométrica = < 75 μm > 20 μm						
1A	200	34	107	5,2	2,30	0,01
3A	200	52	107	3,4	2,30	0,01
5A	200	34	171	7,0	2,34	0,02
7A	200	52	171	4,6	2,28	0,05
Faixa Granulométrica = < 45 μm > 20 μm						
2A	300	34	107	5,2	2,21	-
4A	300	52	107	3,4	2,33	0,03
6A	300	34	171	7,0	2,18	0,05
8A	300	52	171	4,6	2,26	0,03
7B	200	52	171	4,6	2,25	0,03

* Considerando o percentual de O₂ da vazão de ar comprimido

Não se verificaram alterações significativas nos percentuais de carbono com o

chama é redutora ou neutra, a perda de carbono foi eliminada pela presença de maior percentual de combustível, que é rico em carbono. Nas condições onde a chama é oxidante, razão oxigênio/propano maior que 5, o oxigênio da chama e do ar atmosférico não foram suficientes para a descarbonetação do material.

A granulometria do pó também não influenciou na perda de carbono do material, como pode ser visto comparando as condições 1A até 7A com a condição 7B.

Foram realizados ensaios preliminares para verificar a descarbonetação do FFBMC considerando dois processos de aspersão: HVOF e ASP. Para aplicações por HVOF o teor de carbono inicial foi de 1,85 % e após a aplicação esse teor foi de 1,83%. Para aplicações por ASP o teor final foi de 0,4 %.

Portanto, para as condições experimentais desse trabalho o processo de aspersão térmica não causou a descarbonetação do ferro fundido branco multicomponente.

5.3.2. Temperatura final do revestimento

Os resultados da temperatura com a variação da vazão dos gases e distância de aspersão são apresentados na tabela 5.5.

Tabela 5.5 - Temperatura após último passe dos revestimentos aspergidos

Ensaíos	D [mm]	Vp [l/min]	Vo [l/min]	*Razão O ₂ /C ₃ H ₈	Temperatura [°C]
Faixa Granulométrica = < 75 μm > 20 μm					
1A	200	34	107	5,2	130
3A	200	52	107	3,4	180
5A	200	34	171	7,0	137
7A	200	52	171	4,6	180
Faixa Granulométrica = < 45 μm > 20 μm					
2A	300	34	107	5,2	90
4A	300	52	107	3,4	131
6A	300	34	171	7,0	90
8A	300	52	171	4,6	138
7B	200	52	171	4,6	176

* Considerando o percentual de O₂ da vazão de ar comprimido

Analisando a influência da vazão de propano na temperatura dos revestimentos, verifica-se que o aumento de 34 l/min para 52 l/min causou variação média de 50 °C na temperatura, tanto para distâncias de 200 mm como para distâncias de 300 mm.

Quanto à vazão de oxigênio verifica-se que o aumento de 107 l/min para 171 l/min não provocou variação na temperatura final dos revestimentos, para as duas distâncias.

Portanto, elevando-se a vazão de propano e diminuindo-se a distancia de aspersão resultou na diminuição da temperatura final dos revestimentos. A variação da vazão de oxigênio não afetou este parâmetro.

5.3.3 Espessura

As espessuras apresentadas na tabela 5.6 foram obtidas em função dos parâmetros distância de aspersão, vazão e razão dos gases propano e oxigênio e granulometria do pó, porém o número de passes foi mantido constante. Na

tabela 5.7 tem-se a comparação das médias, realizada através do teste t de Students, onde se verifica que as únicas médias com diferenças não significantes, ou seja, iguais, são as médias de espessura aplicadas conforme condições 5A e 8A.

Tabela 5.6 - Espessura dos revestimentos aspergidos

Ensaio	D [mm]	Vp [l/min]	Vo [l/min]	*Razão O ₂ /C ₃ H ₈	Espessura [μm]	
					Média	Erro (IC 95%)
Faixa Granulométrica = < 75 μm > 20 μm						
1A	200	34	107	5,2	253	6
3A	200	52	107	3,4	179	8
5A	200	34	171	7,0	352	12
7A	200	52	171	4,6	403	22
Faixa Granulométrica = < 45 μm > 20 μm						
2A	300	34	107	5,2	70	21
4A	300	52	107	3,4	133	7
6A	300	34	171	7,0	122	4
8A	300	52	171	4,6	355	24
7B	200	52	171	4,6	705	15

* Considerando o percentual de O₂ da vazão de ar comprimido

Tabela 5.7 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a espessura.

	1A	2A	3A	4A	5A	6A	7A	8A	7B
1A		S	S	S	S	S	S	S	
2A			S	S	S	S	S	S	
3A				S	S	S	S	S	
4A					S	S	S	S	
5A						S	S	NS	
6A							S	S	
7A								S	S
8A									
7B									

S – diferença significativa ($P < 0,05$); NS – diferença não significativa.

A espessura média dos revestimentos aplicados com menores distâncias de aspersão foi aproximadamente 75 % superior àquelas aplicadas com maiores distâncias. Para os revestimentos aplicados com menores distâncias, a espessura foi superior em todos os casos onde a razão oxigênio propano foi mais próxima da razão de maior temperatura da chama. Além disso, a condição que apresentou maior espessura foi a 7B, que foi aplicada com maiores vazões dos gases, menor distância de aspersão e menor granulometria.

5.3.4 Porosidade

Na tabela 5.8 são apresentados os níveis de porosidade com a variação da vazão dos gases, distância de aspersão, razão oxigênio/propano granulometria do pó. Na tabela 5.9 tem-se a comparação entre as médias, realizada pelo teste t de Students para um nível de confiança de 95 %. A comparação entre as médias de porosidade das condições 3A com 5A e 4A com 8A indicam que a diferença é não significativa.

O efeito dos parâmetros de aspersão sobre a porosidade dos revestimentos pode ser explicado com a ajuda da figura 5.3.

Tabela 5.8 - Porosidade percentual dos revestimentos aspergidos

Ensaio	D [mm]	Vp [l/min]	Vo [l/min]	*Razão O ₂ /C ₃ H ₈	Porosidade [%]	
					Média	Erro (IC 95%)
Faixa Granulométrica = < 75 µm > 20 µm						
1A	200	34	107	5,2	1,8	0,1
3A	200	52	107	3,4	2,3	0,1
5A	200	34	171	7,0	2,4	0,3
7A	200	52	171	4,6	1,4	0,2
Faixa Granulométrica = < 45 µm > 20 µm						
2A	300	34	107	5,2	8,7	2,2
4A	300	52	107	3,4	4,0	0,5
6A	300	34	171	7,0	6,5	0,6
8A	300	52	171	4,6	3,3	0,2
7B	200	52	171	4,6	0,9	0,1

* Considerando o percentual de O₂ da vazão de ar comprimido

Tabela 5.9 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a porosidade.

	1A	2A	3A	4A	5A	6A	7A	8A	7B
1A		S	S	S	S	S	S	S	
2A			S	S	S	S	S	S	
3A				S	NS	S	S	S	
4A					S	S	S	NS	
5A						S	S	S	
6A							S	S	
7A								S	S
8A									
7B									

S – diferença significativa (P < 0,05); NS – diferença não significativa.

Na figura 5.3a tem-se a variação da vazão de propano para duas vazões de oxigênio e distância de aspersão de 200 mm. Verifica-se que o aumento da vazão de propano, mantendo-se constante a vazão de oxigênio em 107 l/min, produz aumento na porosidade dos revestimentos. Efeito contrário ocorre quando se aumenta a vazão de propano com a vazão de oxigênio constante de 171 l/min, ou seja, reduz-se a porosidade do revestimento.

Análise semelhante feita na figura 5.3b com a vazão de oxigênio também se verifica efeito contrário da vazão de oxigênio na porosidade quando se mantém a vazão de propano em 34 l/min e em 52 l/min.

A comparação do efeito da vazão dos gases sobre a porosidade, para distâncias de aspersão de 300 mm, apresenta comportamento diferente em relação às menores distâncias (200 mm). Na figura 5.3c tem-se a variação da porosidade com a vazão de propano para os dois níveis de vazão de oxigênio. Nesse caso, a diminuição da porosidade com o aumento da vazão de propano é semelhante para os dois níveis de vazão do oxigênio. Além disso, o efeito da vazão de oxigênio na porosidade para vazões de propano de 34 l/min e 52 l/min é semelhante.

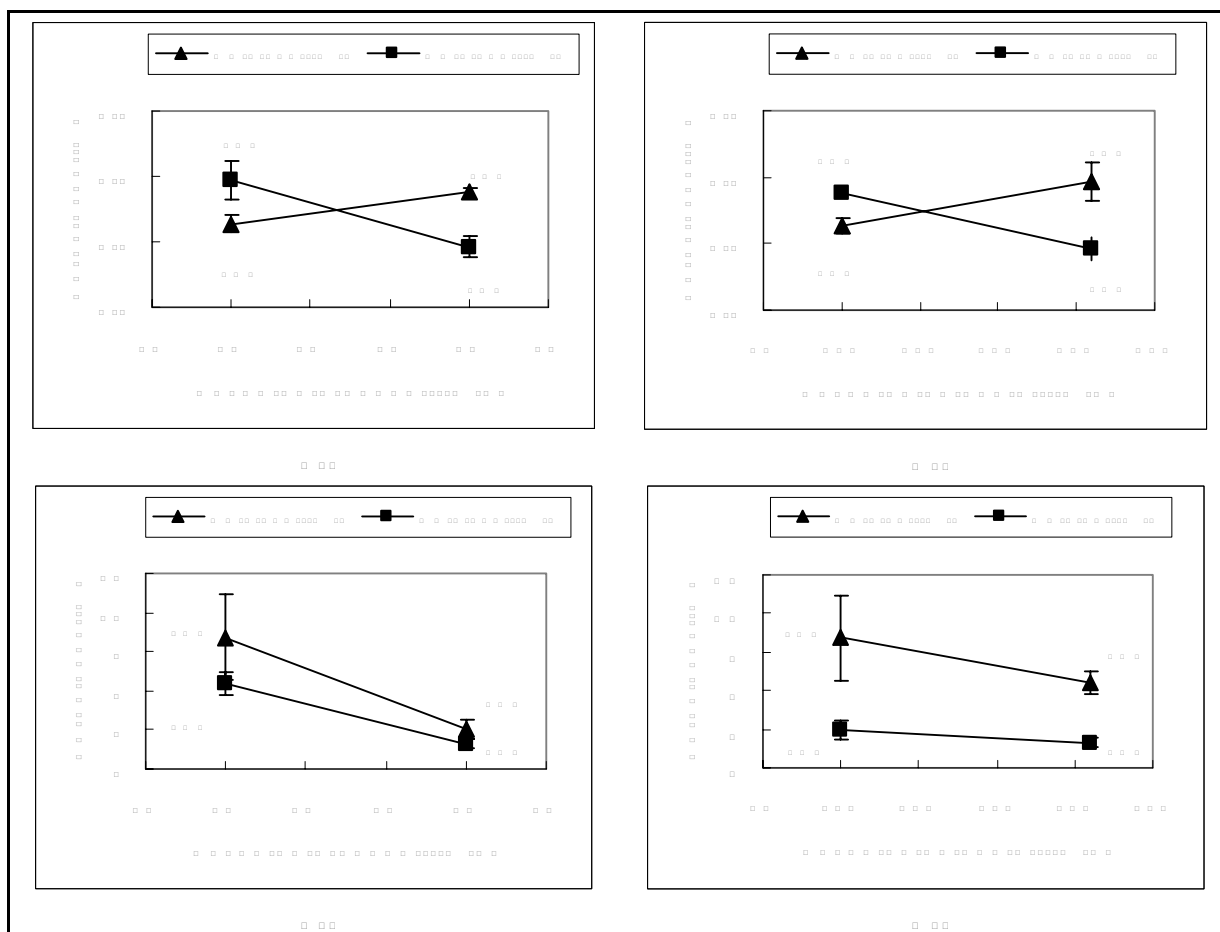


Figura 5.3 - Efeito da vazão dos gases e distância de aspersão na porosidade dos revestimentos: a e b) distância de 200 mm; c e d) distância de 300 mm-

Considerando que a temperatura da chama é o fator mais influente, o comportamento diferente dos efeitos da vazão dos gases sobre a porosidade tem explicação na razão oxigênio/propano. Na figura 5.4 tem-se a variação da porosidade com o aumento da razão

oxigênio/propano para distâncias de 200 mm. A curva apresenta um ponto de mínimo para a razão oxigênio/propano próxima de 4,5, que é a razão de maior temperatura, conforme determinado por SCHWETZKE e KRÖMMER.³⁹ Para valores menores que 4,5 ocorre diminuição da porosidade com o aumento da razão oxigênio/propano, e para valores maiores que 4,5 a porosidade aumenta. Ou seja, quanto mais próximo a razão oxigênio/propano estiver da razão de máxima temperatura menor será a porosidade.

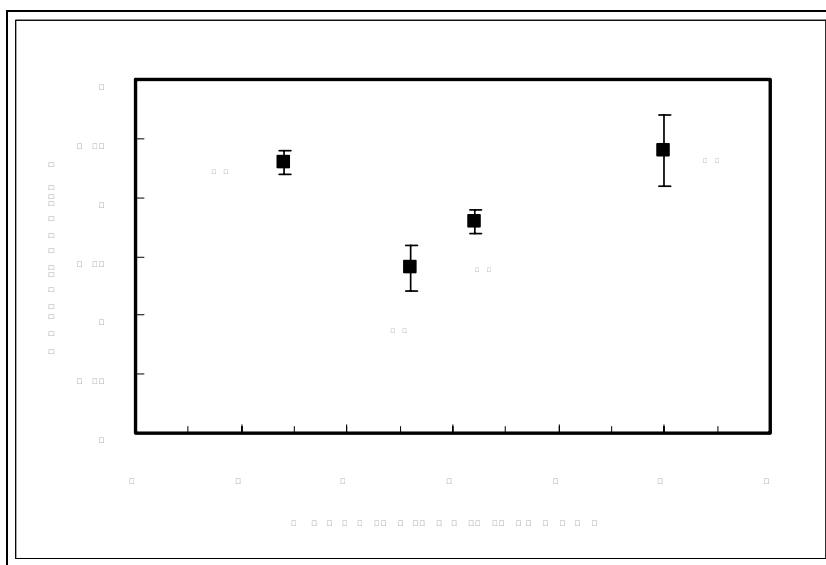


Figura 5.4 - Relação entre a razão oxigênio/propano e a porosidade dos revestimentos.

O aumento da vazão de propano, para os menores patamares da vazão de oxigênio (condição 1A e 3A), causa aumento da porosidade, devido ao distanciamento da razão oxigênio/propano da razão de temperatura máxima da chama, passando de 5,2 na condição 1A para 3,4 na condição 3A. Por outro lado, a diminuição da porosidade com o aumento da vazão de propano para maiores vazões de oxigênio causou a diminuição da porosidade, pois a razão oxigênio/propano diminuiu de 7,0, para a condição 5A, para 4,6 na condição 7A. O mesmo raciocínio é feito para o aumento da vazão de oxigênio quando se compara as condições 1A com 5A e 3A com 7A. No primeiro caso (1A/5A) a razão oxigênio/propano se distancia da razão de máxima temperatura e no segundo caso (3A/7A) se aproxima. HEARLEY et al⁶⁰ detectou comportamento semelhante da porosidade com a maior

aproximação da razão oxigênio/propano da razão de maior temperatura da chama.

Analisando as condições 3A e 5A onde, pelo teste t de Students, constatou-se diferença não significativa nas médias, verifica-se a influência conjunta da temperatura e velocidade das partículas. Segundo PLANCHE et al,⁴² a temperatura das partículas diminui com o aumento da razão oxigênio/combustível e a velocidade aumenta com essa razão. A condição 3A foi aplicada com maior temperatura e menor velocidade, quando comparada à condição 5A. Como as médias são iguais verifica-se que na condição 3A a temperatura foi mais influente e na condição 5A a velocidade predominou. Isso mostra a interação entre a temperatura e velocidade das partículas na porosidade dos revestimentos.

A análise dos valores de porosidade para maiores distâncias de aspersão confirma a interação entre a temperatura e velocidade das partículas na porosidade. Como determinado por LUGSCHEIDER et al,⁴³ a velocidade das partículas decresce com o aumento da distância de aspersão e a temperatura aumenta. Comparando as condições de aspersão com distâncias de 200 mm e 300 mm, verifica-se que para as maiores distância houve aumento da porosidade. Mais especificamente, a condição 4A com menor razão oxigênio/propano e a condição 8A com razão próxima da razão de maior temperatura apresentam porosidade iguais. Isto indica que, apesar do aumento da temperatura, não houve velocidade suficiente para diminuir a porosidade. Ou seja, para distâncias de aspersão de 300 mm a temperatura não é o fator predominante na porosidade.

O efeito da granulometria do material na porosidade pode ser analisado comparando a condição 7A, de maior granulometria, com a condição 7B, de menor granulometria, aplicados com a mesma vazão dos gases e distância de aspersão de 200 mm. Analisando o gráfico apresentado por LUGSCHEIDER et al,⁴³ verifica-se que se obtêm maiores temperaturas e velocidades das partículas com o uso de menores granulometrias.

Portanto, a elevação da distancia de aspersão de 200 para 300 mm resultou num

aumento médio de porosidade de 2 para 5,4%. Além disso, no grupo de amostras com menor porosidade (distância de aspersão de 200 mm) o aumento da vazão de propano e de oxigênio diminuiu a porcentagem de poros, sempre que esta elevação resultava em razões oxigênio/propano mais próximas da razão de maior temperatura. Considerando apenas a redução da granulometria de $< 75 \mu\text{m} > 20 \mu\text{m}$ para $< 45 \mu\text{m} > 20 \mu\text{m}$ houve diminuição da porcentagem de porosidade de 1,4 para 0,9 %, resultando na melhor condição de aspersão (7B) desta série de experimentos.

5.3.5 Dureza

As variações de dureza em função dos parâmetros distância de aspersão, vazão e razão de oxigênio e propano, e granulometria do pó são mostradas na tabela 5.10. A comparação entre as médias foi realizada utilizando o teste t de Students com 95% de confiabilidade e, como mostradas na tabela 5.11, as médias de dureza das condições 1A/3A, 2A/4A, 2A/6A e 4A/6A não apresentam variação significativa.

Tabela 5.10 - Dureza Vickers ($HV_{0,3}$) dos revestimentos aspergidos

Ensaio	D [mm]	Vp [l/min]	Vo [l/min]	*Razão O ₂ /C ₃ H ₈	Dureza [$Hv_{0,3}$]	
					Média	Erro (IC 95%)
Faixa Granulométrica = $< 75 \mu\text{m} > 20 \mu\text{m}$						
1A	200	34	107	5,2	549	44
3A	200	52	107	3,4	526	25
5A	200	34	171	7,0	604	46
7A	200	52	171	4,6	669	32
Faixa Granulométrica = $< 45 \mu\text{m} > 20 \mu\text{m}$						
2A	300	34	107	5,2	462	42
4A	300	52	107	3,4	451	34
6A	300	34	171	7,0	445	30
8A	300	52	171	4,6	553	52
7B	200	52	171	4,6	766	43

Tabela 5.11 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a dureza.

	1A	2A	3A	4A	5A	6A	7A	8A	7B
1A		S	NS	S	S	S	S	NS	
2A			S	NS	S	NS	S	S	
3A				S	S	S	S	NS	
4A					S	NS	S	S	
5A						S	S	NS	
6A							S	S	
7A								S	S
8A									
7B									

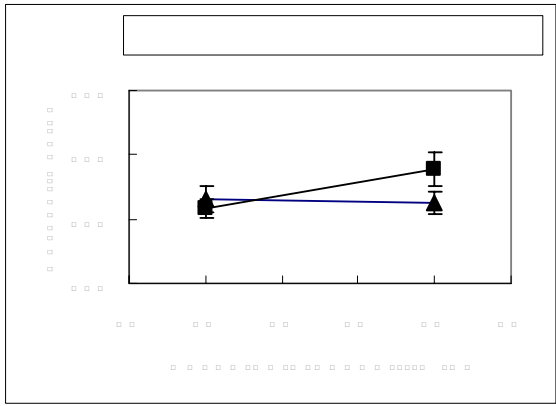
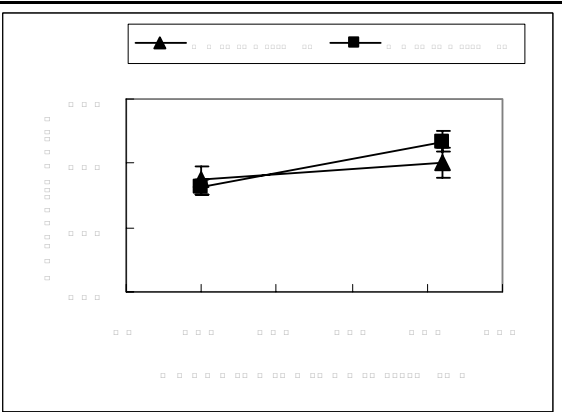
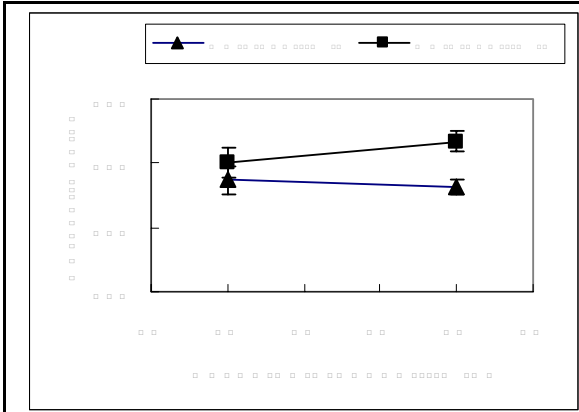
S – diferença significativa ($P < 0,05$); NS – diferença não significativa.

A análise dos resultados de dureza com a vazão dos gases e distância de aspersão será realizada pelos gráficos apresentados na figura 5.5.

Em relação à variação da dureza dos revestimentos com a vazão do propano, verifica-se que, para distâncias de 200 mm (figura 5.5a), o aumento ocorreu somente quando a vazão de oxigênio foi de 171 l/min. Para vazões de oxigênio de 107 l/min as médias de dureza não apresentam variação, conforme verificado através do teste t de Students.

Na figura 5.5b é feita a comparação entre as médias de dureza obtidas com a variação da vazão de oxigênio, para vazões de propano de 34 l/min e de 52 l/min. Verifica-se que a dureza aumenta com o aumento da vazão de oxigênio para os dois patamares de vazão de propano.

Na figura 5.5c tem-se o efeito da variação da vazão de propano, para vazões de oxigênio de 107 l/min e 171 l/min e distâncias de aspersão de 300 mm. Neste caso, houve aumento da dureza com a vazão de propano, quando a vazão de oxigênio manteve-se constante em 171 l/min. Considerando o efeito da vazão de oxigênio (figura 5.5d) na dureza também se verifica que houve aumento da dureza com o aumento da vazão de oxigênio, porém apenas para vazão de propano de 52 l/min.



apresentado na figura 5.6. Verifica-se que os revestimentos aplicados apresentaram maior dureza para razão oxigênio/propano de 4,6. Indicando que, além de ser necessária maior vazão de oxigênio para o aumento da dureza, como relatado por HEARLEY et al,⁶⁰ é imprescindível que a temperatura esteja em um patamar maior, para que ocorra o aumento da dureza dos revestimentos, como foi determinado por ZHAO et al⁶¹

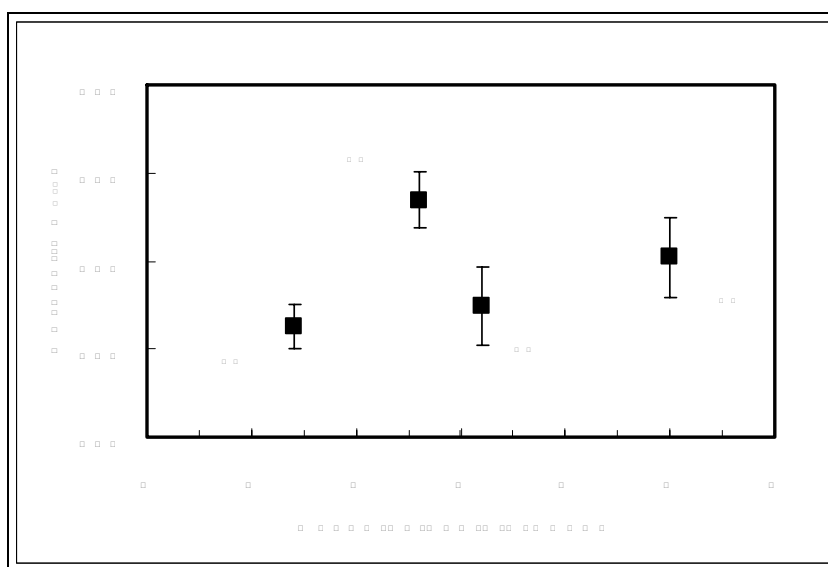


Figura 5.6 - Relação entre a razão oxigênio/propano e a dureza dos revestimentos

A influência da temperatura na dureza é ratificada quando se compara os valores encontrados para diferentes granulometrias do pó. Analisando a condição de aspersão com pó de maior granulometria (7A) com a de menor granulometria (7B) verifica-se aumento significativo na dureza dessa última condição. Como determinado por LUGSCHEIDER et al,⁴³ a temperatura das partículas para pós mais finos é maior em relação ao pós de maior granulometria. Logo, os pós mais finos com maior temperatura apresentam maior dureza.

A maior dureza dos revestimentos apresentada para aplicações com maiores vazões de oxigênio e maior temperatura esta relacionada a dois fatores. O primeiro fator está relacionado com a maior facilidade de formação de óxidos na superfície das partículas, devido ao maior contato com oxigênio. O segundo fator está relacionado com a maior energia

imposta as partículas, que favorece a densificação do revestimento. Com isso, segundo sugerem HEARLEY et al⁶⁰ e ZHAO et al,⁶¹ ocorre maior coesão entre as partículas dificultando a deformação do material e, por conseqüência, aumentando a dureza do revestimento.

Seguindo o critério sugerido pelos autores, de que a resistência à penetração é dependente do estado em que se encontram as partículas dentro do revestimento, é de se esperar que haja uma relação entre a dureza e porosidade dos revestimentos. Na figura 5.7 é apresentado o gráfico da relação entre a dureza e a porosidade. Por este gráfico verifica-se que a dureza diminui com o aumento da porosidade, quando a porosidade encontra-se em pequenos valores. Para grandes valores de porosidade a dureza não é influenciada. Estes resultados são semelhantes aos encontrados por SUNDARARAJAN et al⁶⁷ na análise de revestimentos de TiMo(CN)-NiCo. Este comportamento, da dureza com a variação da porosidade, reforça a idéia da limitação da penetração com maior densificação das camadas, pois para pequenos níveis de porosidade a dureza, ou resistência à penetração, varia dependendo do nível de coesão das camadas. A partir de maiores níveis de porosidade a resistência à penetração não é influenciada pela porosidade.

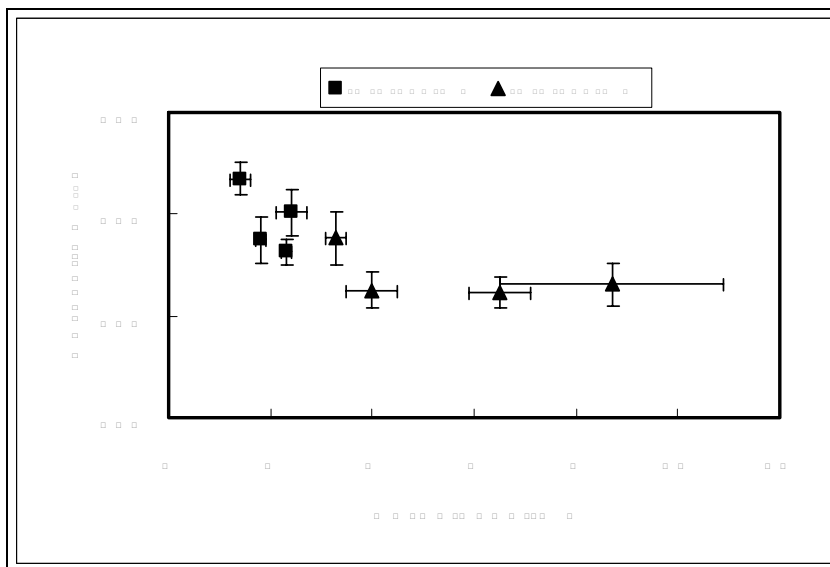


Figura 5.7 - Relação entre a porosidade e a dureza dos revestimentos

Portanto, em relação à vazão dos gases pode se dizer que o aumento da vazão de propano e de oxigênio aumentaram a dureza, desde que essa elevação resultava em razões oxigênio/propano mais próximas da razão de maior temperatura.

Além disso, a elevação da porcentagem de porosidades levou a diminuição da dureza. O grupo de amostras com menor porosidade apresentou dureza média maior do que o com maior porosidade (maior distância da aspersão).

5.4 Comparação entre as condições 7B – AS2 – RAS2

Pelos resultados dos itens anteriores fica claro que a melhor condição de aspersão foi a 7B. Para essa condição de aspersão foram utilizados os seguintes parâmetros: distância de aspersão de 200 mm, vazão de propano de 52 l/min, vazão de oxigênio de 171 l/min e granulometria entre 20 e 45 μm . As características e propriedades dos revestimentos aplicados conforme a condição 7B são apresentadas na tabela 5.12.

Tabela 5.12 - Características e propriedades dos revestimentos aplicados sobre chapas planas

Ensaio	Espessura [μm]	n° de passes	Espessura por passe [μm]	Temperatura final [$^{\circ}\text{C}$]	Porosidade [%]	Dureza [HV _{0,3}]
7B	705 \pm 15	20	35	176	0,9	766 \pm 43

Verifica-se que os revestimentos aplicados conforme condição 7B apresentam alta dureza e a porosidade dentro da faixa recomendada para o processo HVOF. Porém, apesar das ótimas propriedades obtidas nessa condição de aspersão, o revestimento apresenta grande espessura para o número de passes utilizados (20), indicando que a espessura por passe foi muito superior à recomendada, que se situa em torno de 13 μm .⁴ Com isso o revestimento apresentou grande espessura final, que, conforme determinado por GODOY et al,⁵³ apresentam menores níveis de aderência. Por isso, nos corpos de prova para ensaio de aderência e desgaste abrasivo foram utilizadas maiores velocidades relativas pistola-peça

(Vr), para diminuir a espessura por passe e, conseqüentemente, a espessura final.

Comparando as propriedades dos revestimentos aplicados sobre chapa plana com os obtidos sobre os corpos de prova de aderência e desgaste abrasivo, tem-se a variação da porosidade, dureza, espessura por passe e final, como pode ser visto na tabela 5.13. Na tabela 5.14 é mostrada a significância da diferença entre as médias, verificada conforme o teste t de Students. Verifica-se que o aumento da velocidade relativa pistola-peça (Vr) provocou a diminuição da espessura por passe mesmo para maior número de passes, porém houve pequeno aumento da porosidade. Isto está de acordo com o mencionado por ROUND²² com respeito a maior densificação do revestimento com menor número de passes. Apesar disso, a dureza dos revestimentos manteve-se em níveis adequados, devido a diminuição da espessura por passe, que, segundo BERNARD e FAUCHAIS,⁴⁹ ocorre pelo aumento da velocidade de resfriamento das partículas.

Tabela 5.13 - Comparação das características e propriedades dos revestimentos aplicados sobre chapas planas e corpos de prova de aderência e desgaste abrasivo.

Propriedades	Condições de aspensão		
	7B	AS2	RAS2
	Velocidade relativa pistola – peça [m/s]		
	0,2	2,0	3,0
Espessura [μm]	705 \pm 15	207 \pm 12	186 \pm 13
n° de passes	20	50	50
Espessura por passe [μm]	35	4	3,7
Porosidade [%]	0,9 \pm 0,1	1,1 \pm 0,1	1,3 \pm 0,1
Dureza [HV _{0,3}]	766 \pm 43	636 \pm 34	631 \pm 32

Tabela 5.14 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a dureza e porosidade

	7B		AS2		RAS2	
	Dureza	Porosidade	Dureza	Porosidade	Dureza	Porosidade
7B			S	S	S	S
AS2					NS	S
RAS2						

S – diferença significativa (P < 0,05); NS – diferença não significativa.

5.5 Aderência

Neste item serão apresentados os resultados referentes aos testes de aderência realizados sobre corpos de prova revestidos, variando-se a velocidade relativa pistola – peça, o tipo de substrato e a temperatura de preaquecimento e a temperatura final do revestimento.

Na tabela 5.15 tem-se os resultados dos ensaios indicando, para cada condição de aspersão, a aderência média para 5 ensaios, o erro para um intervalo de confiança de 95% e o tipo de falha predominante. Os resultados dos testes de aderência de todos os corpos de prova, bem como a macrografia das superfícies fraturadas, são apresentadas no anexo A.

É importante ressaltar que apesar da pequena diferença na aderência dos revestimentos, para as diversas situações analisadas, todos os valores médios encontrados situam-se em patamares compatíveis com os apresentados pelas várias literaturas apresentadas na revisão bibliográfica deste trabalho.

Tabela 5.15 - Resultados do ensaio de aderência em função das condições de aspersão

Condições de aspersão	Aderência [MPa]		Tipo de falha predominante
	Média	Erro (IC 95%)	
AS2	71	8	adesão
AC2	87	13	adesivo
FS2	70	27	adesão
FC2	83	13	adesão/adesivo
RAS2	84	14	adesão
RACC2	86	6	adesão/adesivo

Na análise dos resultados devem-se considerar os valores e o tipo de falha ocorrida nos corpos-de-prova. Por exemplo, nos ensaios realizados com os corpos-de-prova revestidos conforme condições AS2, FS2 e RAS2 a falha ocorreu na interface substrato/revestimento, logo o valor obtido é o máximo que o revestimento suporta. Nos demais corpos-de-prova as falhas ocorreram no adesivo (AC2) ou mista, adesivo e interface substrato/revestimento (FC2 e RACC2), fornecendo apenas um valor mínimo da aderência do revestimento.

5.5.1 Análise da superfície de fratura

As macrografias da região de fratura do corpo de prova mais representativo da série de cinco ensaios, para cada condição de aspersão, podem ser visualizadas na figura 5.8. Os resultados e as macrografias de todos os ensaios de aderência são apresentados no anexo A.



Figura 5.8 - Vista superior da região de fratura do ensaio de tração com indicação do tipo de falha.(diâmetro dos corpos-de-prova de 25 mm)

Pela figura 5.8 se verifica que houve diferentes tipos de falha nos ensaios de tração realizados nos revestimentos aplicados sem e com preaquecimento do substrato. Notadamente, nos ensaios sem preaquecimento, a falha ocorreu na interface substrato/revestimento e, naqueles com preaquecimento, a falha foi no adesivo ou mista.

Nos dois casos a visualização macroscópica não mostra possíveis ocorrências que podem alterar o resultado do ensaio, como por exemplo, se a falha foi realmente na interface substrato/revestimento ou dentro do revestimento, ou ainda, se houve passagem de adesivo por possíveis poros interconectados. Para dirimir estas dúvidas foram realizadas análises microscópicas por MEV nos corpos-de-prova com diferentes tipos de falha.

Na figura 5.9, tem-se as superfícies de fratura de corpos de prova onde houve falha de adesão (a) e no adesivo (b). Constata-se o aparecimento de pontos com coloração diferente, tanto nas superfícies onde houve falha de adesão, como naquelas onde a falha foi no

adesivo. Pelo tipo de análise realizada no MEV, onde se utilizou a técnica de análise de elétrons retroespalhados, estes pontos poderiam identificar materiais com diferentes pesos atômicos. No caso da superfície com falha por adesão poderia ser o indicativo da passagem de adesivo, e na superfície com falha no adesivo indicaria o arrancamento de partículas do revestimento.

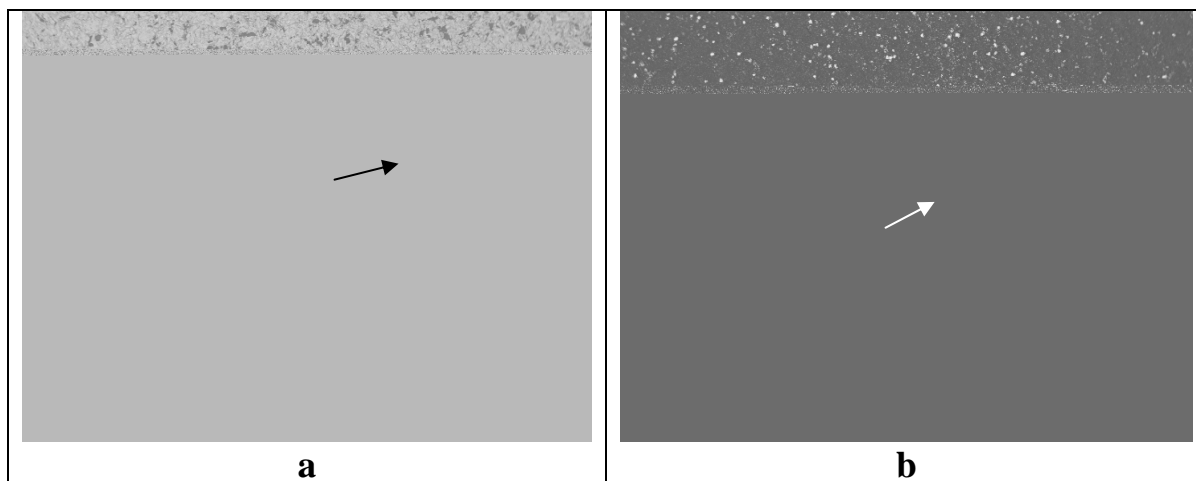


Figura 5.9 - Superfície dos corpos de prova após ensaio de tração. a) falha de adesão; b) falha no adesivo.

Contudo, com aumentos maiores (figura 5.10a), e realizando análise da composição química por espectroscopia de dispersão de raios-X (EDX) como mostra a figura 5.10c, fica claro que os pontos escuros da superfície onde houve falha de adesão são partículas de óxido de alumínio. Pois o espectro da análise por EDX, figura 5.10c, apresenta grande quantidade de alumínio e oxigênio. Estas partículas são originadas da impregnação pelo processo de jateamento de preparação da superfície,

Analisando mais detalhadamente a superfície com falha no adesivo verifica-se que não houve arrancamento das partículas do revestimento, conforme mostra a figura 5.10b. Na figura 5.10d tem-se a análise por EDX da região escura da figura 5.10b, que mostra grande quantidade de carbono indicando a presença de adesivo, pois o mesmo é um material polimérico constituído de cadeias de carbono. Com isso comprova-se a falha no adesivo.

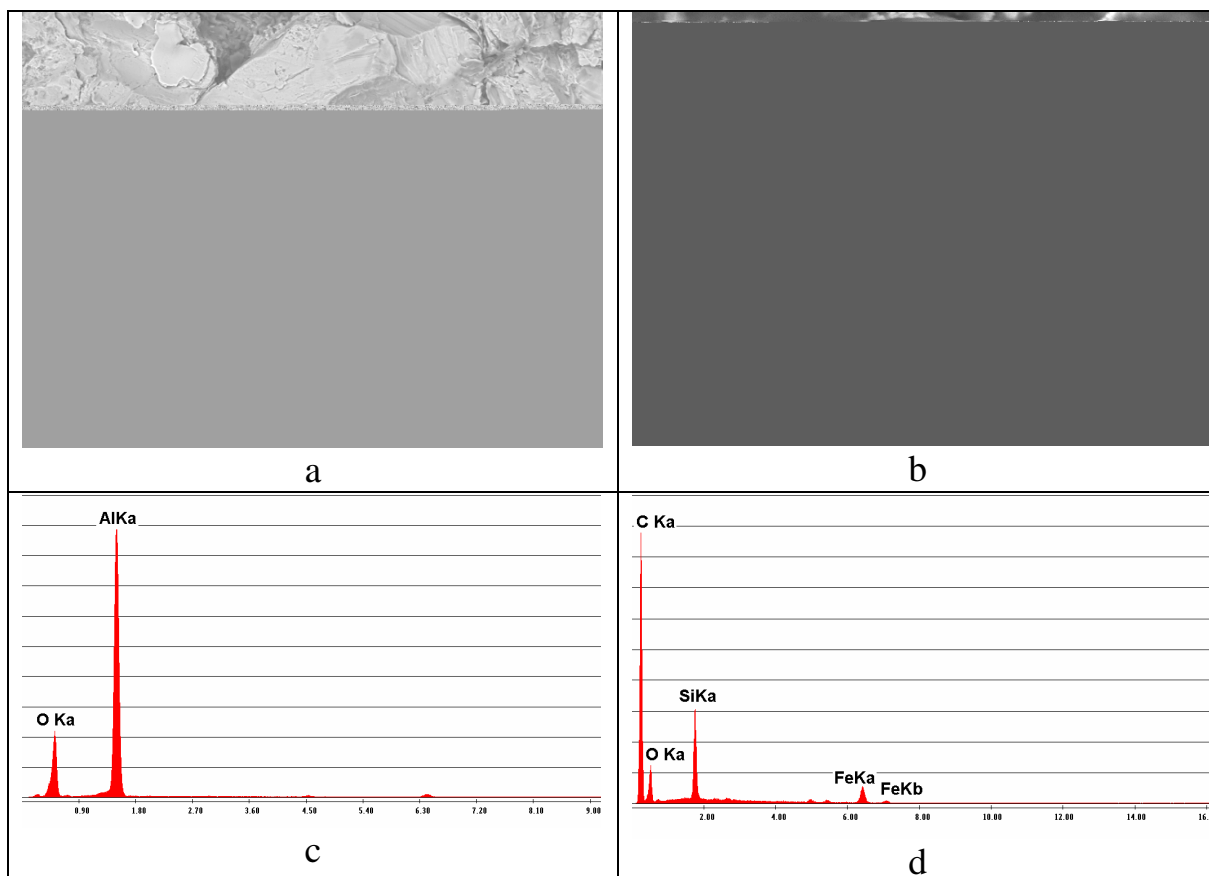


Figura 5.10 - Micrografias e espectro de EDX das superfícies de ruptura dos corpos de prova de tração com falha por adesão (a,c) e no adesivo (b,d).

Outra análise realizada foi a determinação se a falha de adesão ocorreu realmente na interface substrato/revestimento ou foi dentro do revestimento. Para isso foram realizadas análises com maiores aumentos, onde se detectou a presença de poucas partículas dos revestimentos aderidas ao substrato após o ensaio de tração, como mostra a figura 5.11a e a análise química na figura 5.11b. Nesta análise verifica-se que a composição química é próxima de um aço ao carbono indicando que esta região, que é maioria na superfície como um todo, é o substrato. Constata-se, assim, que realmente a falha predominante foi de adesão.

Pelo exposto neste item pode-se concluir que houve três tipos de falha, na interface substrato-revestimento (falha de adesão), na interface adesivo-revestimento ou adesivo-contra-corpo (falha no adesivo) e na interface substrato-revestimento em conjunto com falha no revestimento (falha mista).

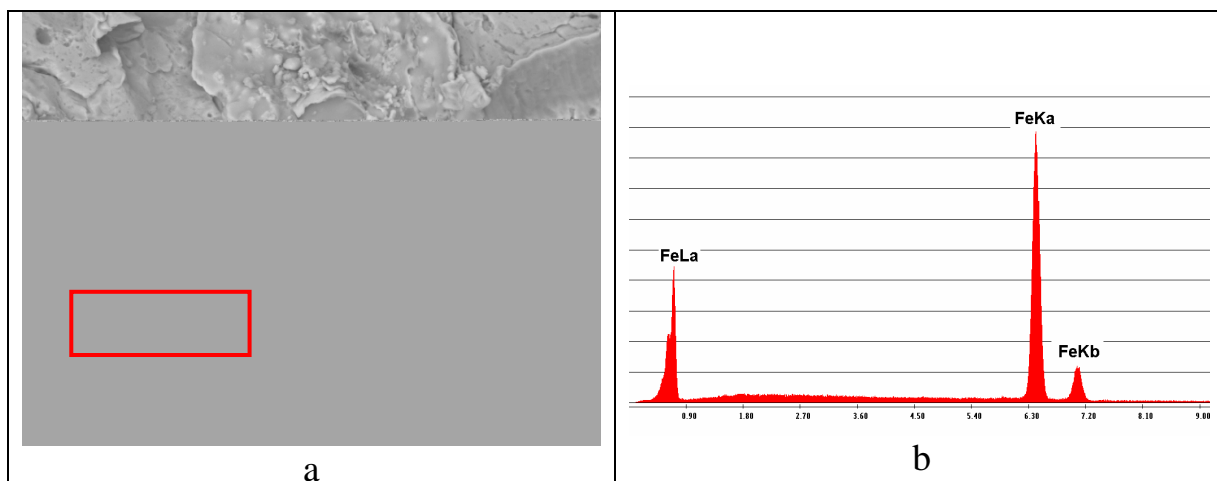


Figura 5.11 -Micrografia da superfície do corpo de prova após ensaio de tração com análise por EDX da região do substrato.

5.5.2 Influência do tipo de substrato

Os resultados apresentados na figura 5.12 mostram a variação da aderência para os dois tipos de substratos, aço ao carbono e FFBMC, sem e com preaquecimento.

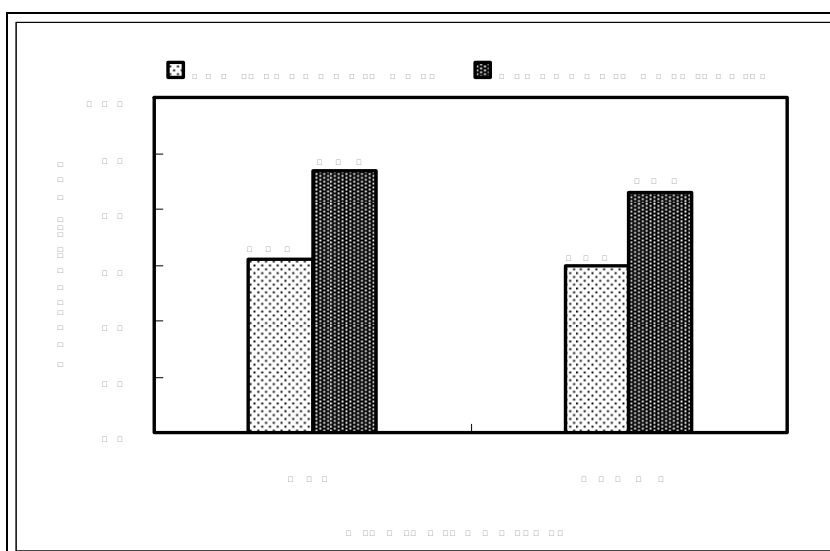


Figura 5.12 – Efeito da tipo de substrato, sem e com preaquecimento, na aderência dos revestimentos.

Verifica-se que a aderência foi semelhante, para os dois tipos de substratos, quando o revestimento foi realizado sem preaquecimento. Além disso, o tipo de falha foi igual nos dois casos. No caso dos revestimentos aplicados sobre os dois tipos de substrato preaquecidos,

também se verifica semelhança entre os valores de aderência. Porém, nesse caso fez-se a comparação entre os valores mínimos, pois a falha ocorreu no adesivo.

Portanto, conclui-se que o tipo de substrato não influenciou os valores da aderência.

5.5.3 Influência da temperatura de preaquecimento

Os valores de aderência obtidos com diferentes temperaturas de preaquecimento são expostos na figura 5.13.

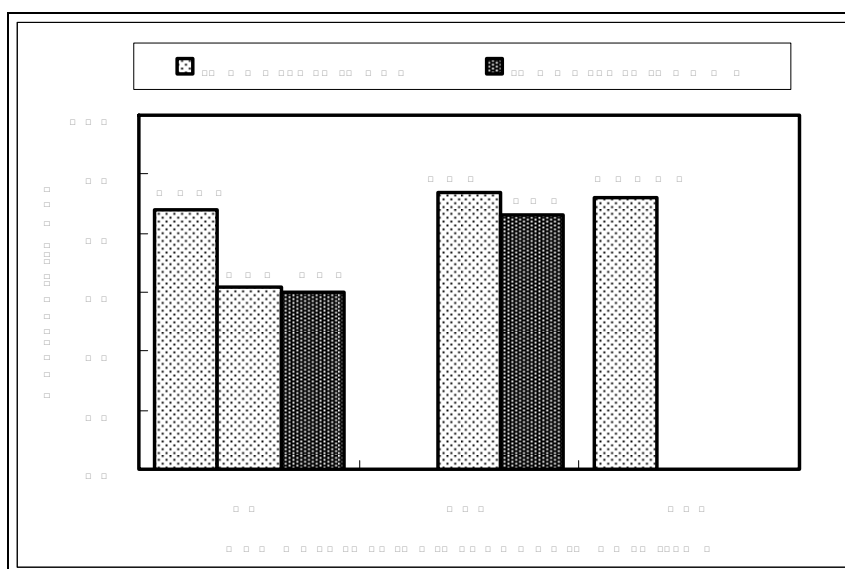


Figura 5.13 – Efeito da temperatura de preaquecimento na aderência de revestimentos aplicados sobre substratos de aço e fbmc.

Analisando os dados apresentados na figura 5.13, verifica-se que o preaquecimento de 150 °C e 200 °C proporcionou o aumento da aderência dos revestimentos, independente do tipo de substrato. Resultados semelhantes dessa variação da aderência com a temperatura do substrato também foram encontrados por PERSHIN et al.⁷¹ Esta análise é possível apesar dos diferentes tipos de falha, pois no caso dos valores obtidos sem preaquecimento do substrato, a falha foi por adesão, indicando o valor máximo de adesão do revestimento. Por outro lado, nos casos dos substratos preaquecidos a falha foi apenas no adesivo ou mista, que é indicativo do valor mínimo que o revestimento suporta.

O maior valor de aderência dos revestimentos aplicados sobre substratos sem preaquecimento (condição RAS2) em relação às outras condições (AS2 e FS2), mostrado na figura 5.13, está relacionado à temperatura final do revestimento. No primeiro caso ela foi de 200 °C e nos dois últimos foi de 150 °C. Constata-se a influência da temperatura final de aplicação quando se verifica os níveis de aderência dos revestimentos aplicados sobre substratos preaquecidos a 150 °C (condição AC2) e 200 °C (condição RACC2). Nesses casos a temperatura final de aplicação foi de aproximadamente 200 °C, e a aderência manteve-se em níveis semelhantes.

O mecanismo que atua no aumento da aderência com a elevação da temperatura é explicado estudando a formação das panquecas (“splats”) formadas durante a aspersão do material. Para maiores temperaturas de preaquecimento e interpases (ou final) as partículas aspergidas formam panquecas arredondadas e mais compactas, possibilitando que, ao se resfriarem da temperatura de fusão do material até a temperatura de trabalho, possa se contrair mais homogeneamente aumentando o poder de ancoramento. Com isso, ocorre aumento da aderência do material. Neste trabalho, como encontrado por SAMPATH e JIANG⁷⁰ nos estudos com Molibdênio, verificou-se também que para substratos sem preaquecimento, e onde a temperatura final foi 150 °C (AS2 e FS2), as panquecas apresentam-se mais espalhadas (figura 5.14a). Nos casos onde a temperatura de preaquecimento foi de 150°C (AC2 e FC2), de 200 °C (RACC2), ou onde a temperatura final foi de 200° (todas as condições anteriores), as panquecas apresentam-se mais homogêneas como mostrado na figura 5.14b.

A diferença de aderência é clara entre os dois casos: nos revestimentos aplicados com temperaturas de trabalho de 200 °C a aderência alcançou faixas de 80 MPa e, onde a faixa de temperatura foi de 150 °C, a aderência abaixou para níveis de 70 MPa.

Portanto conclui-se que o preaquecimento do substrato causou elevação dos

valores medidos de aderência independentemente do tipo de falha. Porém, a elevação da temperatura de preaquecimento de 150 °C para 200 °C não alterou os valores medidos de aderência. Além disso, maiores temperaturas finais de aplicação resultaram em maiores valores medidos de aderência com falha na interface substrato-revestimento.

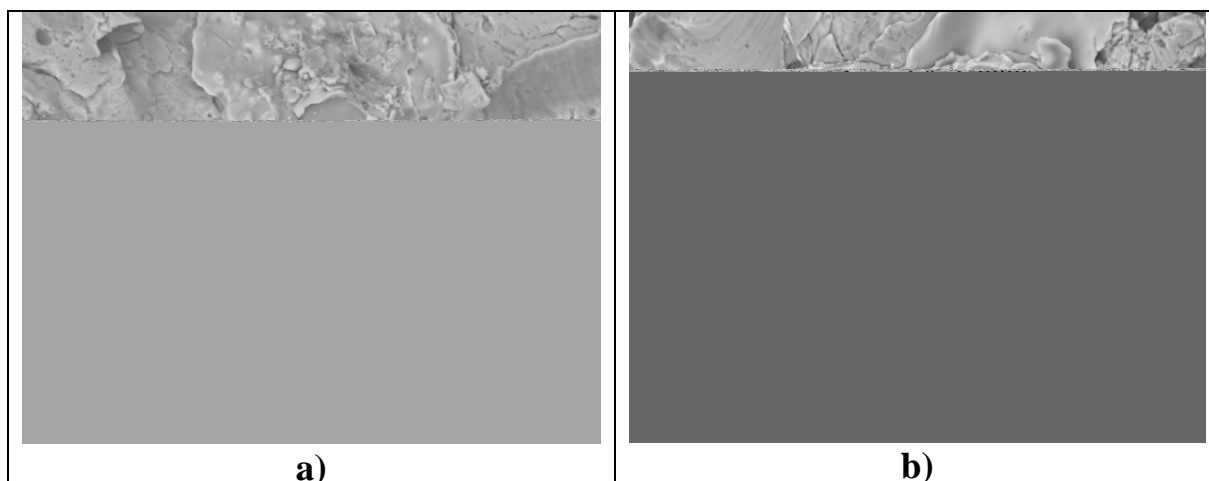


Figura 5.14 - Formato das panquecas para diferentes temperaturas de trabalho. a) sem preaquecimento e temperatura final de 150 °C; b) com preaquecimento e temperatura final de 200 °C.

5.6 Coeficiente de atrito

Os valores dos coeficientes de atritos são apresentados na tabela 5.16.

Tabela 5.16 - Coeficiente de atrito médio em função da variação dos parâmetros de aspersão e tratamento térmico posterior.

Condições de aspersão	Coeficiente de Atrito	
	Média	Erro (IC 95%)
*AS2	0,41	0,02
*AC2	0,40	0,04
*FS2	0,40	0,02
*FC2	0,39	0,02
AS2	0,43	0,02
AC2	0,43	0,01
RAS2	0,43	0,01
RACC2	0,43	0,01
TRAS2	0,45	0,02
TRACC2	0,45	0,04
TIRAS2	0,43	0,06
TIRACC2	0,42	-

Para as condições *AS2, *AC2, *FS2, *FC2AS2, AC2, RAS2 e RACC2 a média é sobre o resultado de três ensaios, para as condições TRAS2, TRACC2 e T1RAS2 a média é de dois ensaios e para a condição T1RACC2 o valor é de apenas um ensaio.

5.6.1 Influência do método de ensaio

Na figura 5.15 é mostrada a variação do coeficiente de atrito em função do tempo para a condição *AS2/*AC2, sem estabilização da roda de borracha, e para a condição AS2/AC2 onde houve a estabilização da roda de borracha.

estabilização (*AS2, *AC2) os valores médios situaram-se na faixa de 0,40 enquanto nos ensaios com estabilização (AS2, AC2) os valores médios foram de 0,43.

Além disso, as curvas do coeficiente de atrito pelo tempo nos ensaios realizados sobre revestimentos aplicados sobre FFBMC e aço ao carbono, sem e com preaquecimento, foram semelhantes.

Portanto, verifica-se que o procedimento de ensaio afetou a medida do coeficiente de atrito, independente do preaquecimento do substrato.

5.6.2 Influência do preaquecimento do substrato e tratamento térmico do revestimento.

Na figura 5.16 são apresentados os valores do coeficiente de atrito para as várias condições de aspersão.

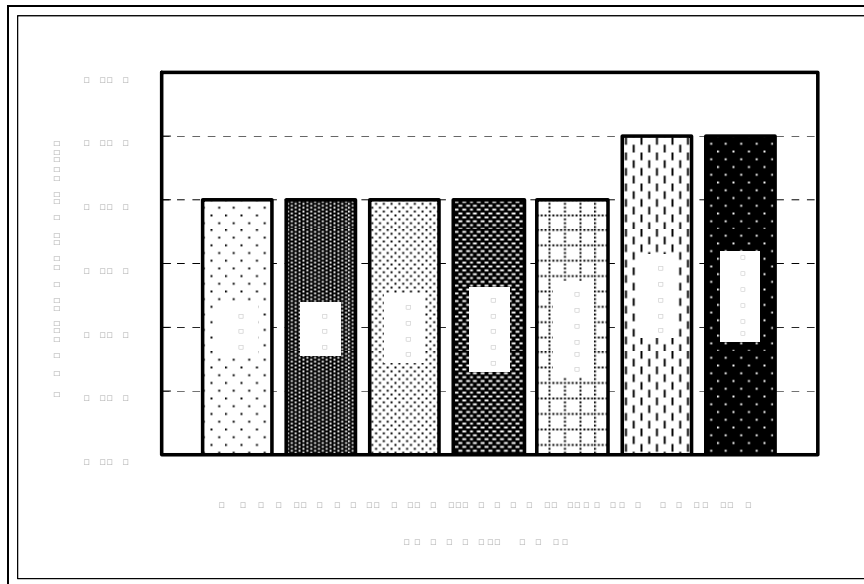


Figura 5.16 – Variação do coeficiente de atrito médio em função das condições de aplicação e tratamento do revestimento.

Verifica-se que não houve alteração do coeficiente de atrito quando se compara as condições com (AC2, RACC2) e sem (AS2, RAS2) preaquecimento do substrato, independente da temperatura final dos revestimentos.

Nos ensaios realizados sobre revestimentos sem tratamento térmico (RAS2, RACC2) e com tratamento de duplo revenido (T1RAS2) também não se verifica alteração nos valores médios do coeficiente de atrito.

Por outro lado, no caso dos revestimentos em que foi realizado tratamento térmico de têmpera seguido de duplo revenido houve aumento do coeficiente de atrito em relação às outras condições. Esse aumento no coeficiente de atrito foi constante durante todo o tempo de ensaio, como pode ser visto na figura 5.17. Nessa figura, tem-se a comparação do coeficiente de atrito em função do tempo de ensaio para revestimentos aplicados sobre substratos sem preaquecimento com diferentes tratamentos térmicos posterior.

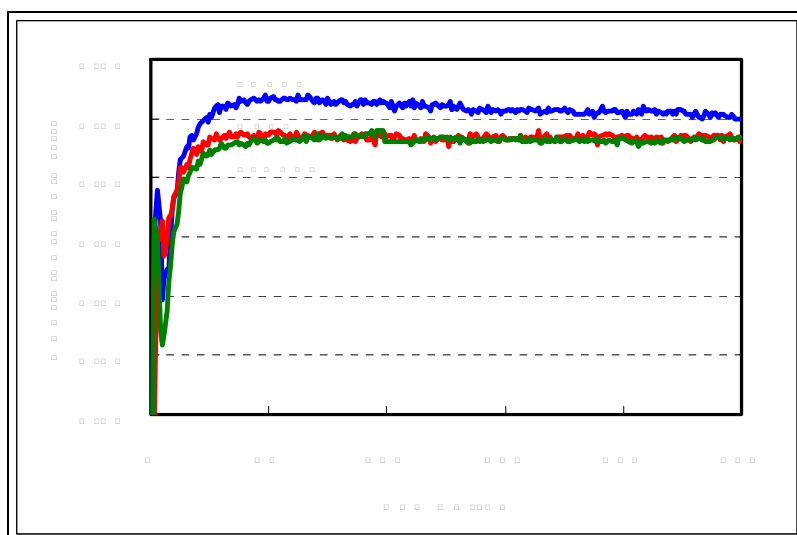


Figura 5.17 - Variação do coeficiente de atrito em função do tempo para revestimentos aplicados sem tratamento térmico posterior (RAS2), com duplo revenido (T1RAS2) e têmperado e duplo revenido (TRAS2)

Logo, o preaquecimento, a temperatura final de deposição, e o tratamento de duplo revenido do revestimento (sem têmpera) não afetam os valores do coeficiente de atrito. Por outro lado, o tratamento de têmpera e duplo revenido resultou nos maiores valores de coeficiente de atrito, independentemente das temperaturas de preaquecimento do substrato e final do revestimento, quando comparado com as amostras como depositadas ou com as amostras depositadas e submetidas a tratamento de duplo revenido.

5.7 Perda de Massa

Os resultados apresentados neste item dizem respeito aos revestimentos aplicados sobre substratos de aço ao carbono e FFBMC hipereutético sem e com preaquecimento, além de tratados termicamente após deposição. Na figura 5.18, é apresentado um corpo de prova com a marca característica de desgaste em abrasômetro tipo roda de borracha, que foi semelhante para todos os ensaios. No anexo B são apresentadas as tabelas de todos os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo em abrasômetro tipo roda de borracha.

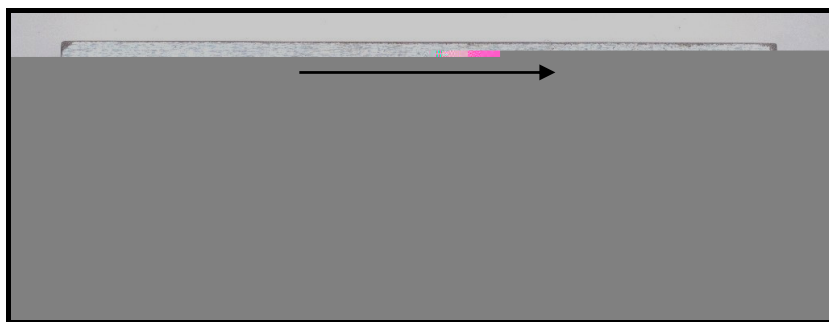


Figura 5.18 - Macrografia da marca de desgaste abrasivo em abrasômetro tipo roda de borracha com indicação do sentido do fluxo de areia.

5.7.1 Influência do método de ensaio

Na tabela 5.17 são apresentados os valores de perda de massa para ensaios realizados sem estabilização da roda de borracha (*AS2, *AC2, AS2 e AC2), e na tabela 5.18 a análise pelo teste t de Students. Verifica-se que, assim como no coeficiente de atrito, os ensaios sem e com estabilização da roda de borracha apresentam variações na perda de massa. Para os ensaios realizados sem estabilização os valores são menores.

Portanto conclui-se que a metodologia de ensaio afetou a perda de massa dos revestimentos, independente do preaquecimento do substrato.

Tabela 5.17 - Perda de massa dos revestimentos ensaiados sem (*) e com estabilização da roda de borracha.

Condições de aspersão	Perda de Massa [mg]	
	Média	Erro (IC 95%)
*AS2	124,0	6,0
*AC2	119,0	12,0
AS2	132,0	2,0
AC2	128,0	8,0

Tabela 5.18 - Resultados do teste de hipótese de Students (teste t) para ensaios realizados sem (*) e com estabilização da roda de borracha.

	*AS2	*AC2	AS2	AC2
*AS2		NS	S	S
*AC2			S	<u>S</u>
AS2				S
AC2				

S – diferença significativa ($P < 0,05$); NS – diferença não significativa.

5.7.2 Influência do tipo de substrato

Para a análise dos dados referentes ao efeito do tipo de substrato na perda de massa tem-se a tabela 5.19 e o gráfico da figura 5.19. As análises são para revestimentos aplicados sobre substratos de aço ao carbono e FFBMC sem e com preaquecimento.

A perda de massa manteve-se nos mesmos patamares quando aplicados sobre substratos de aço ao carbono e FFBMC. Comprovou-se isto através do teste de hipótese de Students conforme mostrado na tabela 5.20

Pode dizer que nos ensaios realizados sob as condições deste trabalho não houve interferência do substrato na perda de massa dos revestimentos de ferro fundido branco multicomponente hipereutético.

Tabela 5.19 - Perda de massa dos revestimentos aplicados sobre substratos de aço e ffbmc sem e com preaquecimento

Condições de aspersão	Perda de Massa [mg]	
	Média	Erro (IC 95%)
*AS2	124,0	6,0
*AC2	119,0	12,0
*FS2	123,0	5,0
*FC2	116,0	14,0

Tabela 5.20 - Resultados do teste de hipótese de Students (teste t) para revestimentos aplicados sobre substratos de aço e ffbmc sem e com preaquecimento

	*AS2	*AC2	*FS2	*FC2
*AS2		NS	NS	NS
*AC2			NS	NS
*FS2				NS
*FC2				

S – diferença significativa ($P < 0,05$); NS – diferença não significativa.

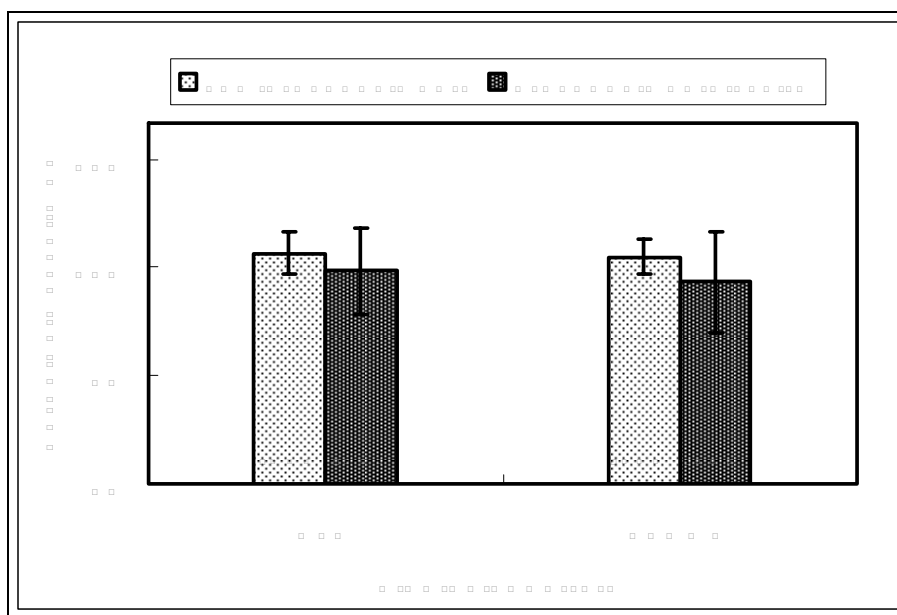


Figura 5.19 – Efeito do tipo de substrato na perda de massa dos revestimentos aplicados sem e com preaquecimento.

5.7.3 Influência da temperatura de preaquecimento

Apresentam-se na tabela 5.21 e figura 5.20 os resultados de perda de massa dos revestimentos aplicados sobre substratos de aço sem e com preaquecimento com velocidades relativas pistola – peça de 2,0 m/s (AS2 e AC2) e 3,0 m/s (RAS2 e RACC2). Além disso, a

temperatura do revestimento ao final da aplicação apresentou-se nos patamares de 150 °C (AS2) e 200 °C (AC2, RAS2 e RACC2). Na tabela 5.22 são apresentados os resultados do teste t de Students.

Analisando os revestimentos aplicados com V_r de 2,0 m/s, verifica-se que houve pequena diminuição na perda de massa nos revestimentos aplicados sobre substratos com preaquecimento de 150 °C. Isto está de acordo com o encontrado para a aderência, que também apresentou maiores valores para este tipo de revestimento.

Quando se analisam os revestimentos aplicados com V_r de 3,0 m/s, nota-se que não houve variação da perda de massa entre os revestimentos aplicados sem e com preaquecimento. Neste caso não ocorreu variação devido à temperatura ser igual ao final da aplicação.

Conclui-se pelos resultados apresentados neste item que o preaquecimento associado à temperatura final de deposição teve pouca influência na perda de massa.

Tabela 5.21 – Perda de massa dos revestimentos aplicados sobre substratos de aço sem e com preaquecimento com V_r de 2,0 m/s e 3,0 m/s

Condições de aspersão	Perda de Massa [mg]	
	Média	Erro (IC 95%)
AS2	132,0	2,0
AC2	128,0	8,0
RAS2	123,0	6,0
RACC2	124,0	6,0

Tabela 5.22 - Resultados do teste de hipótese de Students (teste t) para revestimentos aplicados sobre substratos de aço sem e com preaquecimento com V_r de 2,0 m/s e 3,0 m/s

	AS2	AC2	RAS2	RACC2
AS2		S	S	S
AC2			NS	NS
RAS2				NS
RACC2				

S – diferença significativa ($P < 0,05$); NS – diferença não significativa.

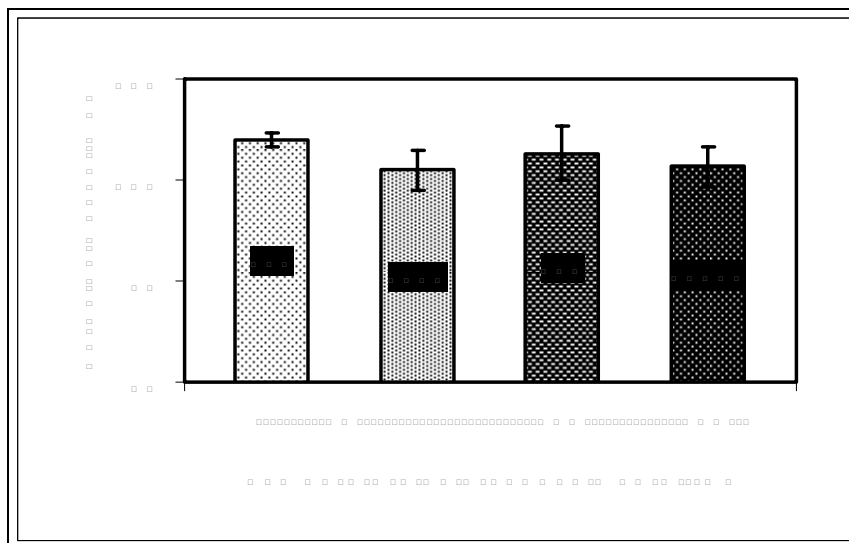


Figura 5.20 – Efeito da variação da temperatura de preaquecimento na perda de massa de revestimentos aplicados sobre substratos de aço com temperatura final de 150 °C (AS2) e 200 °C (RAS2, AC2, RACC2).

5.7.4 Influência do tratamento térmico

Foram realizados tratamentos térmicos nos corpos de prova RAS2 e RACC2 por apresentarem os melhores resultados em relação à aderência e perda de massa semelhante às outras condições estudadas.

A tabela 5.23 e a figura 5.21 mostram os resultados da perda de massa em função do tratamento térmico, para revestimentos aplicados sobre substratos sem e com preaquecimento.

Na tabela 5.24 são apresentados os resultados do teste t de Students.

Tabela 5.23 – Perda de massa dos revestimentos aplicados sobre substratos de aço com tratamento térmico posterior.

Condições de aspersão	Perda de Massa [mg]	
	Média	Erro (IC 95%)
RAS2	123,0	6,0
RACC2	124,0	6,0
T1RAS2	91,0	18,0
T1RACC2	88,0	20,0
TRAS2	43,0	4,0
TRACC2	44,0	5,0

Tabela 5.24 - Resultados do teste de hipótese de Students (teste t) para revestimentos aplicados sobre substratos de aço com tratamento térmico posterior.

	RAS2	RACC2	T1RAS2	T1RACC2	TRAS2	TRACC2
RAS2		NS	S	S	S	S
RACC2			S	S	S	S
T1RAS2				NS	S	S
T1RACC2					S	S
TRAS2						NS
TRACC2						

S – diferença significativa ($P < 0,05$); NS – diferença não significativa.

Verifica-se pela figura 5.21 que não houve variação da perda de massa entre os revestimentos aplicados sobre substratos com e sem preaquecimento para todos os tipos de tratamentos térmicos. Ou seja, após o tratamento térmico do revestimento, o preaquecimento do substrato não representou nenhuma melhoria em relação ao desgaste abrasivo.

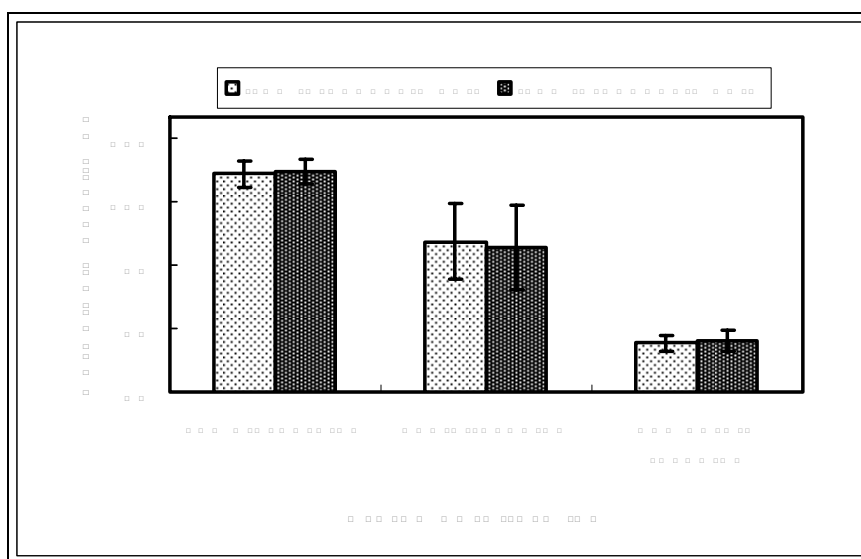


Figura 5.21 – Efeito do tratamento térmico na perda de massa de revestimentos aplicados sobre substratos de aço sem e com preaquecimento

Pela análise dos resultados do tratamento térmico conclui-se que as amostras submetidas a tratamento de duplo revenido apresentaram perdas de massa cerca de 26 % menores do que as amostras apenas depositadas. Por sua vez, as amostras temperadas e revenidas apresentaram perdas de massa 65 % menores que as apenas aspergidas.

Nesse trabalho não houve relação com a dureza, como encontrado por STWEART et al,⁴⁶ onde houve picos de menor perda de massa para temperaturas na faixa de 600 °C. A perda de massa foi sempre decrescente com o aumento da temperatura de tratamento térmico.

Para as condições como aspergidas e tratadas com duplo revenido, houve diminuição da perda de massa, mas a porosidade foi semelhante e a dureza aumentou. Este comportamento sugere que a perda de massa esta relacionada a outros fatores microestruturais além da porosidade e dureza, como, por exemplo, a total coesão das lamelas devido à sinterização das mesmas. Isto explicaria a não correlação direta entre porosidade e dureza com a perda de massa, pois na literatura a porosidade e a dureza são dependentes e causam o mesmo efeito na perda de massa. Com o início da sinterização, em temperatura de 540/530 °C, ocorre o aumento da dureza pela coesão das lamelas, como mencionado por PLANCHE et al,⁴² mas não necessariamente a diminuição da porosidade. Neste trabalho, entretanto, um outro fator que parece ser relevante para reduzir a perda de massa pode ter sido a precipitação de carbonetos secundários inerentes ao FFBMC submetidos a tratamento de revenido, que causaram o aumento da dureza das amostras tratadas com duplo revenido em relação às amostras apenas aspergidas (figura 5.23)

Nos revestimentos tratados com têmpera e duplo revenido verificou-se diminuição da perda de massa com a diminuição da dureza e porosidade. A menor perda de massa com a diminuição da porosidade era previsto em função dos resultados obtidos por SUNDARARAJAN et al.⁶⁷ Porém, a menor perda de massa para menores durezas ocorreu em sentido contrário aos resultados obtidos por ZHAO et al⁶² e SUNDARARAJAN et al⁶⁷ e STWEART et al⁴⁶

Esses resultados ratificam a sugestão de sinterização dos revestimentos com tratamento térmico, pois o tempo total e a temperatura foram maiores em relação ao tratamento de duplo revenido. Para buscar melhor explicação para essas ocorrências será analisada, posteriormente ainda nesse trabalho, a microestrutura do revestimento.

5.8 Influência do tratamento térmico na porosidade e dureza

Analisando a dureza e porosidade destes revestimentos, como apresentado na tabela 5.25, verifica-se alterações significativas nessas propriedades. Análise pelo teste t de Students apresentadas na tabela 5.26 comprovam essas variações. A relação entre a porosidade e a dureza com os tratamentos térmicos, são apresentadas nas figura 5.22 e figura 5.23.

Tabela 5.25 - Comparação das características e propriedades dos revestimentos aplicados sobre corpos-de-prova de desgaste abrasivo.

Propriedades	Condições de aspersão		
	RAS2	T1RAS2	TRAS2
Porosidade [%]	1,3 ± 0,1	1,4 ± 0,2	0,5 ± 0,03
Dureza [HV _{0,3}]	631 ± 32	758 ± 49	668 ± 39

Tabela 5.26 - Resultado do teste de hipótese de Students (teste t) para a dureza e porosidade

	RAS2		T1RAS2		TRAS2	
	Dureza	Porosidade	Dureza	Porosidade	Dureza	Porosidade
RAS2			S	NS	S	S
T1RAS2					S	S
TRAS2						

S – diferença significativa ($P < 0,05$); NS – diferença não significativa.

No caso da porosidade o comportamento foi semelhante ao encontrado por LEE E MIN⁴⁴ quando da aplicação de ligas de Ni-Cr com W e Mo, ou seja, queda brusca para temperaturas próximas de 1000 °C. Segundo os autores, esta diminuição da porosidade esta associado à sinterização dos revestimentos.

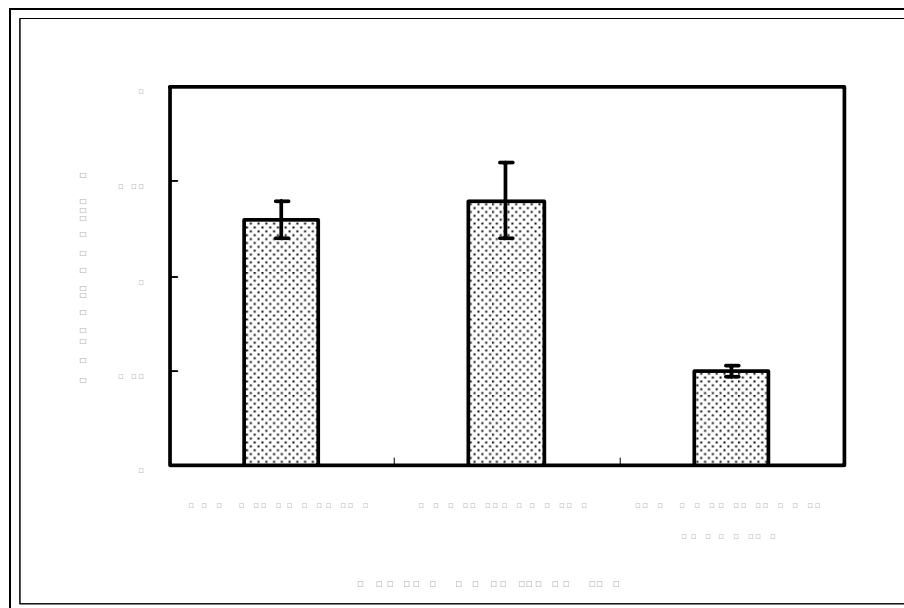


Figura 5.22 - Efeito do tratamento térmico na porosidade dos revestimentos aplicados sobre substrato de aço sem preaquecimento.

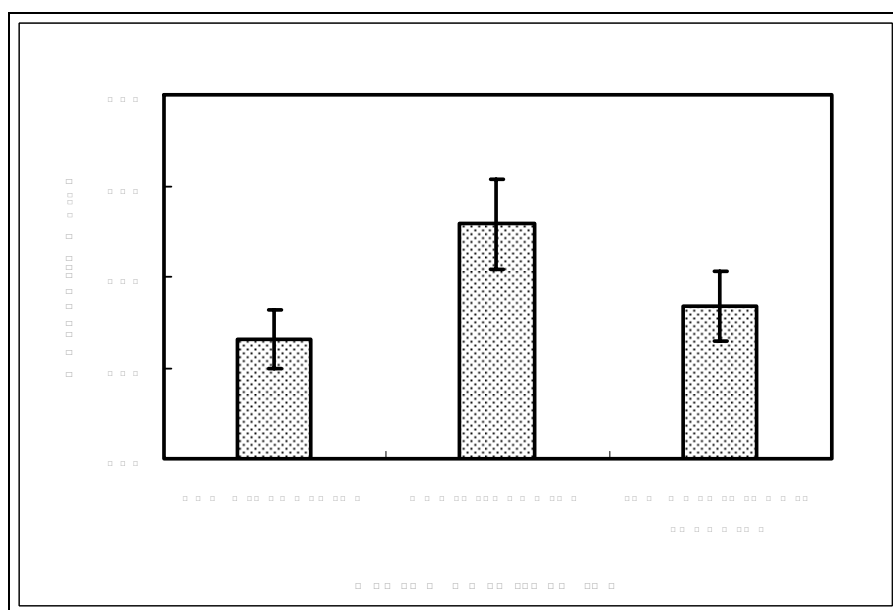


Figura 5.23 - Efeito do tratamento térmico na dureza dos revestimentos aplicados sobre substrato de aço sem preaquecimento.

No caso da dureza houve aumento para temperaturas de tratamento térmico de 540/530 °C e diminuição para temperaturas de 1050 °C. Este fenômeno é relatado na literatura por vários autores para ligas de Ni-Cr e compósitos como WC-Co. Segundo LEE E MIN,⁴⁴ o aumento da dureza para temperaturas próximas de 600 °C, para ligas de Ni-Cr, está associado ao endurecimento por solução sólida substitucional. No caso do WC-Co,

STWEART et al⁴⁶ e SCHWETZKE e KREYE⁴⁷ constataram que o aumento da dureza para temperaturas nessa faixa é devido à recristalização de fases amorfas, com precipitação de WC e W na fase ligante endurecendo-a. BOURITHIS e PAPADIMITRIOU⁶⁸ mostraram que a eliminação de austenita retida e precipitação de carbonetos é a razão para o aumento da dureza, na faixa de temperatura de 600 °C para aço rápido M2 refundido por plasma.

Nas análises realizadas na microestrutura dos revestimentos de FFBMC foi detectada a presença de austenita retida após tratamento de duplo revenido. Além disso, pode ter ocorrido a precipitação de carbonetos secundários devido às temperaturas de tratamento térmico. O aumento da dureza, para tratamento térmico de duplo revenido, pode estar associado à sinterização das lamelas fundidas do revestimento, além da precipitação de carbonetos secundários. Para o tratamento térmico de têmpera seguido de duplo revenido, houve diminuição da dureza mesmo com a eliminação da austenita retida e diminuição da porosidade. É possível que a queda na dureza, em relação ao tratamento de duplo revenido, esteja associado à eliminação das tensões residuais do revestimento como detectado por GODOY et al.⁵³

Os resultados obtidos neste trabalho permitem concluir que as amostras apenas aspergidas e com tratamento de duplo revenido apresentaram valores semelhantes de porosidade, superiores aos valores das amostras temperadas e revenidas. Além disso, as durezas das amostras submetidas a tratamento de duplo revenido foram mais elevadas do que as durezas das amostras temperadas e revenidas, bem como das amostras apenas aspergidas.

5.9 Microestrutura do revestimento

5.9.1 Microestrutura do revestimento sem tratamento térmico

Analisando estes revestimentos com maiores aumentos (figura 5.24), percebem-se duas regiões distintas na microestrutura. Uma constituída por lamelas (a) originária da fusão e deformação das partículas aspergidas e, a outra constituída de partículas não fundidas (b).

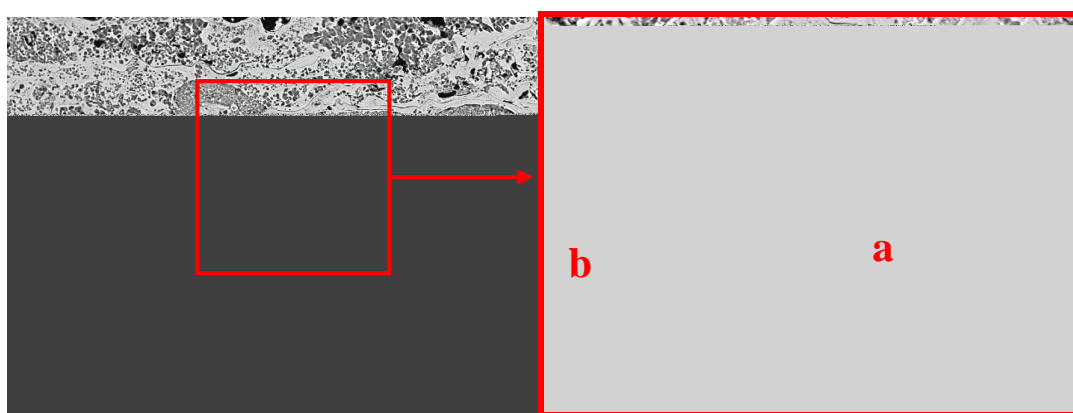


Figura 5.24 - Revestimento sem tratamento térmico posterior (ataque vilela 2 min)

A análise de fases presentes na microestrutura foi realizada por difração de raios-X do revestimento sem tratamento térmico. Na figura 5.25 tem-se as curvas de difração mostrando a presença de austenita retida. Encontram-se ainda na microestrutura a presença de carboneto de vanádio, carbonetos de cromo e martensita. Não houve alteração das fases presentes em relação ao material atomizado (pó).

Analisando a microestrutura do revestimento sem ataque e por microscopia óptica verificam-se claramente as interfaces entre as lamelas fundidas e as partículas não fundidas, como indicado na (figura 5.26). Isto é evidência de que houve pouca interação metalúrgica nessas regiões.

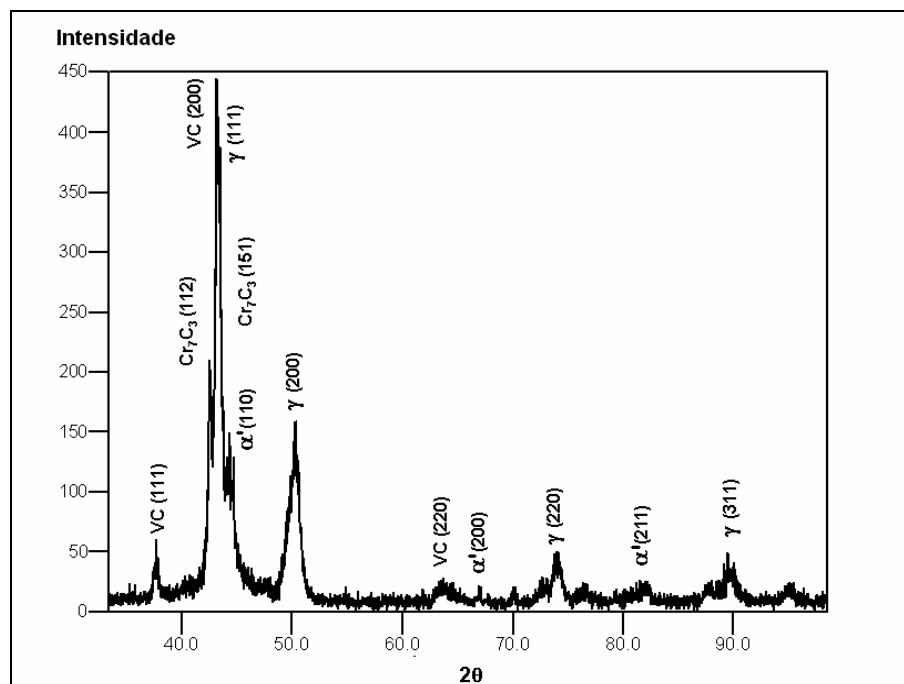


Figura 5.25 – Curva de difração de raios-x das análises realizadas no revestimento sem tratamento térmico posterior.

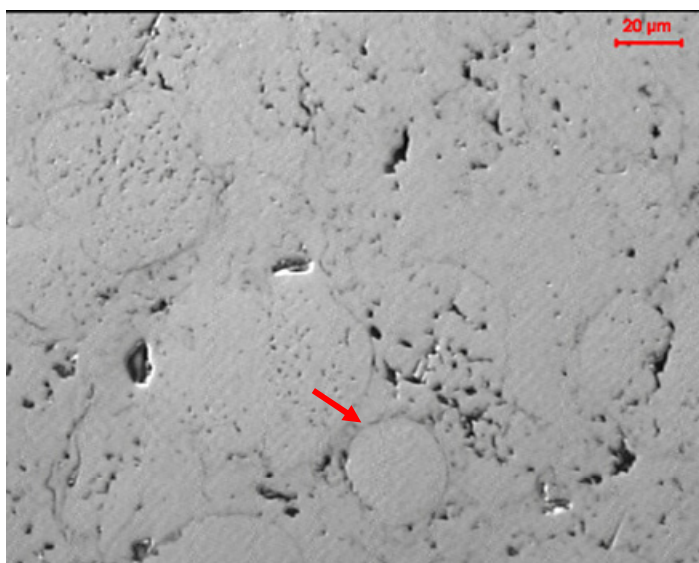


Figura 5.26 - Micrografia mostrando os contornos das partículas não fundidas do revestimento sem tratamento térmico posterior. (RAS2) (sem ataque)

5.9.2 Microestrutura do revestimento com duplo revenido

Pela figura 5.27, nota-se a ocorrência de duas regiões distintas: uma constituída de partículas do pó (região a), que não foram fundidas durante o processo de aspersão, e outra de cor cinza (região b), que envolve as partículas não fundidas. Comparando essas regiões com

as encontradas na micrografia dos revestimentos sem tratamento térmico, verifica-se que as regiões cinza aparecem nos locais onde antes haviam as lamelas, formadas no processo de aspersão.

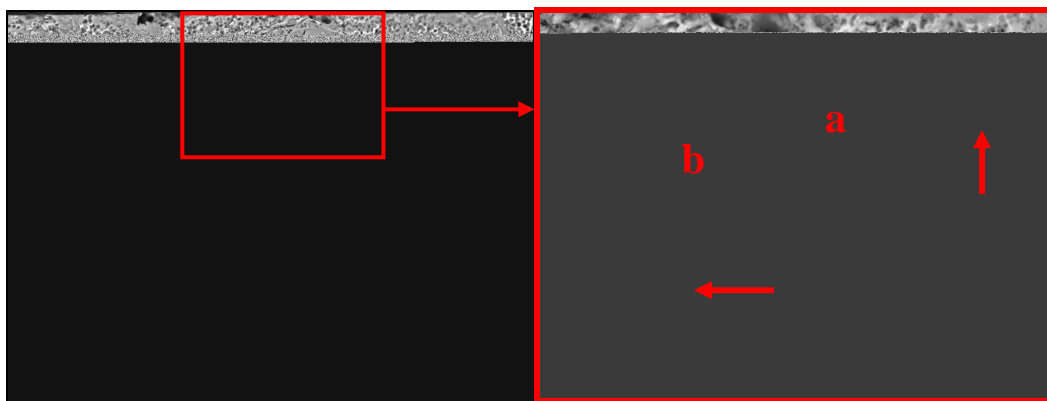


Figura 5.27 - Revestimento com tratamento térmico de duplo revenido (ataque Vilela 2 min)

Para determinar as possíveis transformações de fase, que ocorreram com o tratamento térmico de duplo revenido, foi realizada análise por difração de raios-X dos revestimentos. Os resultados são apresentados na figura 5.28. Não se constata variação das fases presentes na microestrutura em relação ao pó e ao material atomizado sem tratamento térmico posterior.

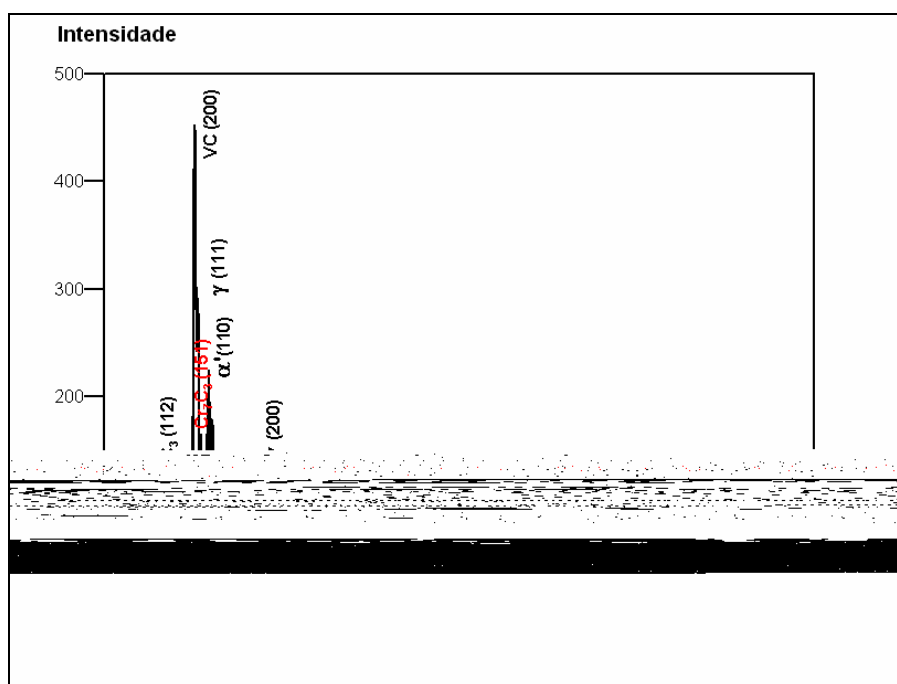


Figura 5.28 - Curvas de difração de raios-x das análises realizadas nos revestimentos com tratamento térmico de duplo revenido.

Além disso, ao contrário do estudo de BOURITSHI E PAPADEMITRIOU⁶⁸ que não encontrou austenita retida ou carboneto de vanádio para temperaturas de 600 °C, fica evidente a presença tanto de austenita retida como de carboneto de vanádio no revestimento com tratamento térmico de duplo revenido.

Outra diferença determinada nos revestimentos com tratamento de duplo revenido é a ocorrência de sinterização das lamelas. O indicativo de sinterização das lamelas é o aparecimento de regiões de cor cinza na figura 5.27 (região a), que se situam ao redor das partículas não fundidas. Estes locais, ao redor das partículas não fundidas, eram ocupados pelas lamelas formadas pelas partículas totalmente fundidas pelo processo de aspersão. Outro detalhe que ratifica a sugestão de sinterização é a presença de poros arredondados ao longo do revestimento, como assinalado nas figura 5.27 e figura 5.29.

A sinterização em conjunto com a precipitação de carbonetos secundários pode ser a explicação para o pico de dureza mesmo com a existência de austenita retida no revestimento. Também seria a explicação para a menor perda de massa, considerando que a porosidade foi semelhante para revestimentos sem e com tratamento térmico.

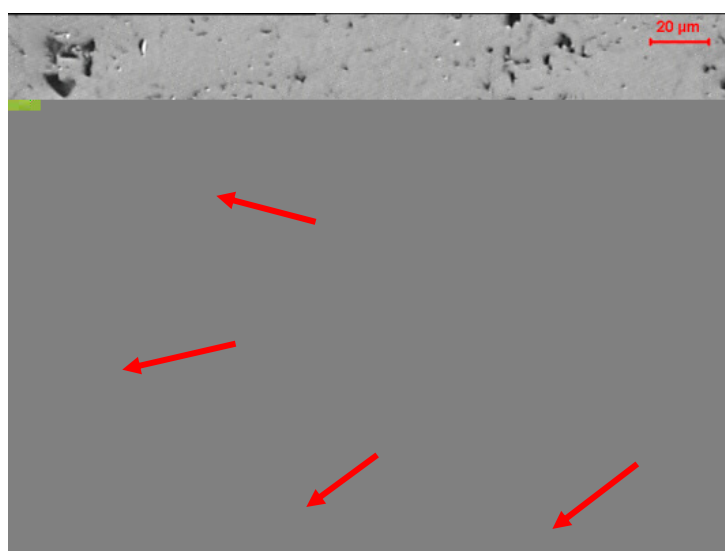


Figura 5.29 - Micrografia do revestimento com tratamento térmico de duplo revenido com indicação do início da formação de poros arredondados nos contornos das partículas não fundidas.(T1RAS2) (sem ataque)

5.9.3 Microestrutura do revestimento com têmpera e duplo revenido

Verifica-se, pela micrografia apresentada na figura 5.30, que a microestrutura é homogênea sem a presença de regiões com diferentes níveis de contraste como nos casos anteriores. É possível ainda perceber a presença das partículas não fundidas originais, porém não aparecem mais as regiões claras dos revestimentos sem tratamento térmico e tampouco as regiões cinzas dos revestimentos com tratamento de duplo revenido.

Na figura 5.31 tem-se a curva de difração de raios-X dos revestimentos que passaram por tratamento de têmpera e duplo revenido. Em comparação com as curvas dos revestimentos sem tratamento térmico e tratado com duplo revenido este não apresenta a fase γ (austenita), indicando que houve transformação total da austenita retida do revestimento. Além disso, não foi detectada a presença de carbonetos de cromo Cr_7C_3 . A eliminação completa da austenita retida foi detectada apenas com temperaturas de 1050 °C, ao contrário do trabalho de BOURITHSI E PAPADIMITRIOU⁶⁸ onde ocorreu na temperatura de 600 °C.

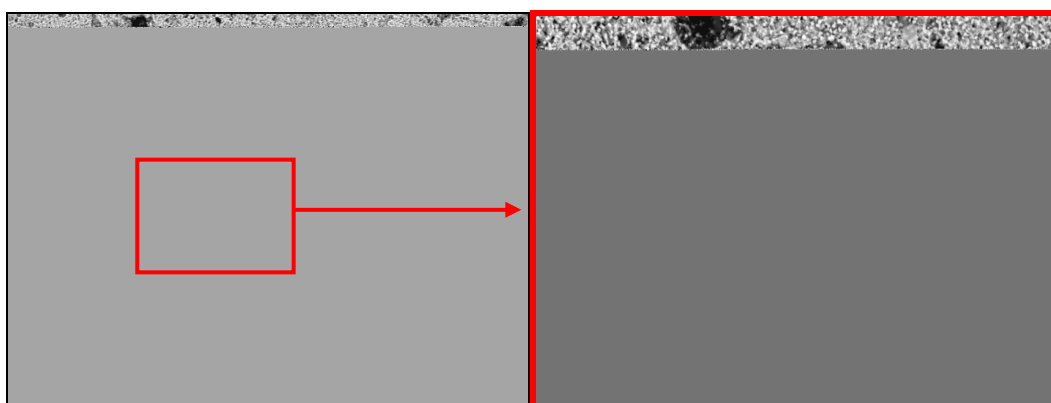


Figura 5.30 - Revestimento com tratamento térmico de têmpera e duplo revenido (ataque vilela 2 min)

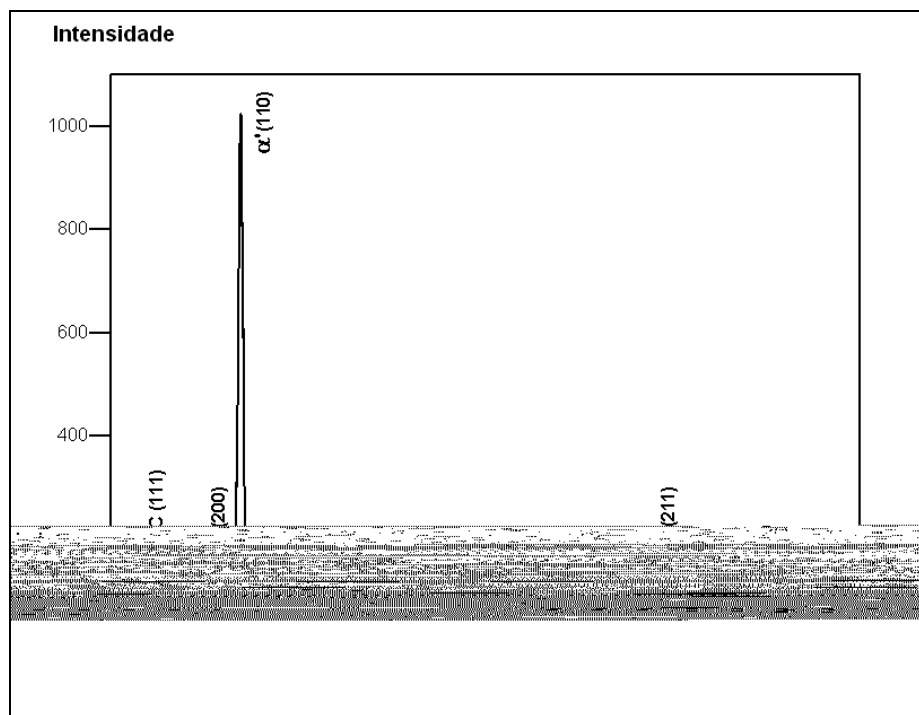


Figura 5.31 – Curvas de difração de raios-x das análises realizadas nos revestimentos com tratamento térmico de têmpera e duplo revenido.

Analisando a morfologia da microestrutura dos revestimentos, mostrados na figura 5.30, verifica-se que a interface entre as partículas não fundidas e as demais regiões é composta de pequenos poros arredondados intercalados com regiões contínuas. Análise por microscopia óptica, com menores aumentos (figura 5.32), permite detectar a presença desses poros arredondados ao longo de todo o revestimento. Esses poros são formados geralmente nas interfaces ou das partículas não fundidas ou entre as lamelas, porém a visualização é facilitada no primeiro caso por estas apresentarem contornos mais definidos, em função do tamanho.

Comparando a micrografia dos revestimentos com tratamento térmico de têmpera e duplo revenido, apresentada na figura 5.32, com a micrografia dos revestimentos sem tratamento térmico, da figura 5.26, verifica-se grande densificação do revestimento, como apresentado no trabalho de ZHAO et al⁶² com ligas de NiCr, apesar do menor tempo de tratamento térmico.



Figura 5.32 - Micrografia do revestimento com tratamento térmico de têmpera e duplo revenido mostrando a presença de poros arredondados por toda a microestrutura. (TRAS2) (sem ataque)

A formação de poros arredondados e áreas contínuas intercaladas sugerem que houve sinterização do material, com formação de pescoço e arredondamento dos poros. Na sinterização a força motriz é a diminuição da energia livre do sistema através, principalmente, da minimização da superfície específica (quantidade de superfície livre/quantidade de massa), sendo essa superfície específica maior para partículas finas, esponjosas e achatadas. A diminuição da superfície específica ocorre pela formação dos contatos, arredondamento e diminuição dos poros. Na formação dos contatos tem-se diminuição da superfície específica pela união de duas partículas. No arredondamento dos poros a minimização acontece porque a forma esférica é a que apresenta menor quociente de superfície por unidade de volume. Nos dois casos o fenômeno que atua nessas transformações é a difusão, que pode ser de matéria ou de vazios.¹³

Nos revestimentos têm-se todas as condições favoráveis para ocorrer à sinterização, pois é grande a superfície específica, devido ao achatamento das partículas quando da aspersão. Os poros apresentam-se na forma irregular devido à variação na distribuição granulométrica do pó, ocorrência de partículas não fundidas e não preenchimento dos interstícios existentes entre as camadas previamente depositadas.

Existem condições favoráveis para que ocorra a sinterização dos revestimentos aspergidos, porém é necessário verificar se a temperatura utilizada no tratamento térmico de têmpera e duplo revenido é suficientes para iniciar o processo. Para isso foram realizados ensaios em forno de sinterização com o material atomizado (pó) em temperatura próxima as usadas no tratamento de têmpera (1050°C) dos revestimentos. Verificou-se, como mostrado na figura 5.33, a formação de pescoço entre as partículas de pó, indicando a possibilidade de sinterização do material a esta temperatura.



Figura 5.33 - Formação de contato pescoço entre as partículas de pó com sinterização a temperaturas utilizadas no tratamento térmico de têmpera e duplo revenido. (MEV)

Pelos resultados apresentados nesse item, não se detectou austenita retida nas amostras temperadas e revenidas. Além disso, observou-se que as amostras apresentaram maior formação de pescoço e arredondamento dos poros.

Portanto, atribui-se a menor perda de massa das amostras temperadas e revenidas à eliminação da austenita retida, bem como pela maior ocorrência de sinterização com formação de pescoço e arredondamento dos poros do que nas demais condições estudadas.

5.10 Mecanismos de desgaste

Inicialmente serão analisados os corpos-de-prova revestidos sem tratamento térmico para posteriormente verificar a influência dos tratamentos térmicos nos mecanismos de desgaste.

5.10.1 Revestimento sem tratamento térmico

As superfícies a serem desgastadas, dos revestimentos sem tratamento térmico posterior, apresentam morfologia idêntica às das seções transversais, com a presença de partículas não fundidas e poros. Na figura 5.34 tem-se a micrografia da superfície a ser desgastada dos revestimentos sem tratamento térmico.

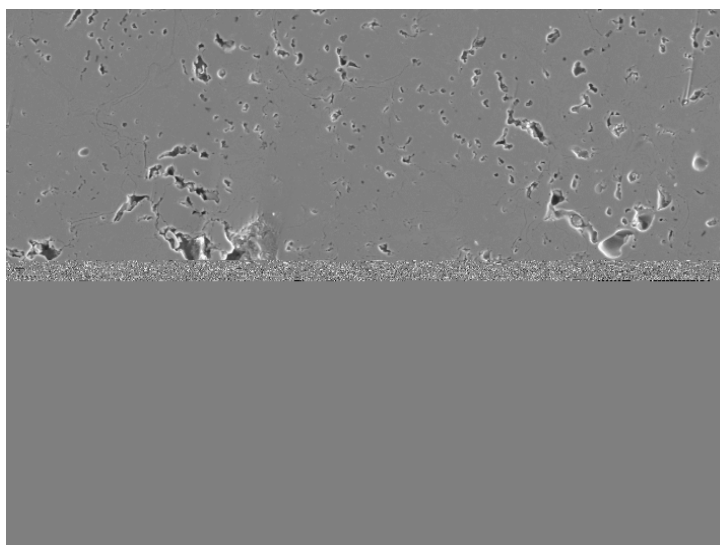


Figura 5.34 - Superfície do revestimento sem tratamento térmico antes do ensaio de desgaste abrasivo no abrasômetro tipo roda de borracha. (RAS2)

Analisando esta superfície após desgaste no ensaio roda de borracha verifica-se, para pequenos aumentos, a presença de regiões com riscamento (região a) e áreas que aparentam deformação plástica (região b) próximas à borda dos poros preexistentes, ambas no sentido do fluxo de areia, como mostrado na figura 5.35.

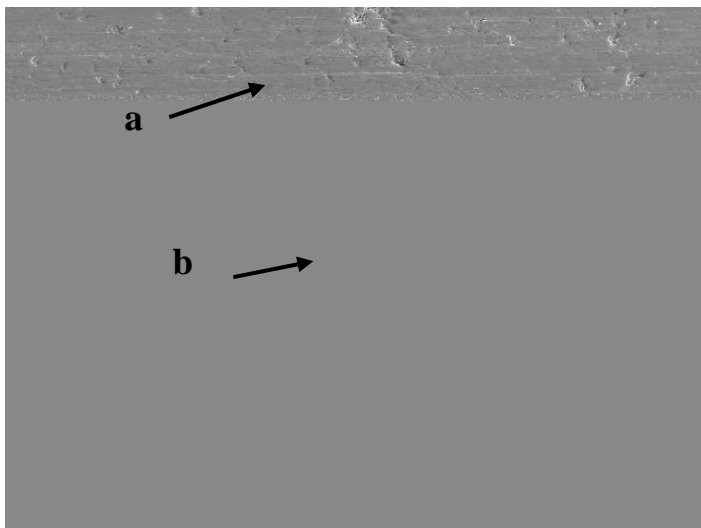


Figura 5.35 - Superfície do revestimento sem tratamento térmico após o ensaio de desgaste com indicação dos riscos (a) e regiões que aparentam deformação plástica (b). (fluxo de areia da esquerda para a direita) (RAS2)

A análise, com maiores aumentos, das regiões onde houve riscamento é apresentada na figura 5.36 (região a). Verifica-se que essas superfícies de desgaste são semelhantes às encontradas por JONES et al⁸⁸ e BOZZI E DE MELLO⁸⁹, nos ensaios em revestimentos de Fe(Cr)-NiCr e WC-C, onde utilizaram como abrasivo alumina e carboneto de silício. Nesses trabalhos, os mecanismos sugeridos foram microcorte, pois o abrasivo mais duro é capaz de cortar o revestimento de dureza menor. No presente trabalho, onde se utilizou sílica, a dureza também é superior a do revestimento possibilitando a ocorrência de microcorte.

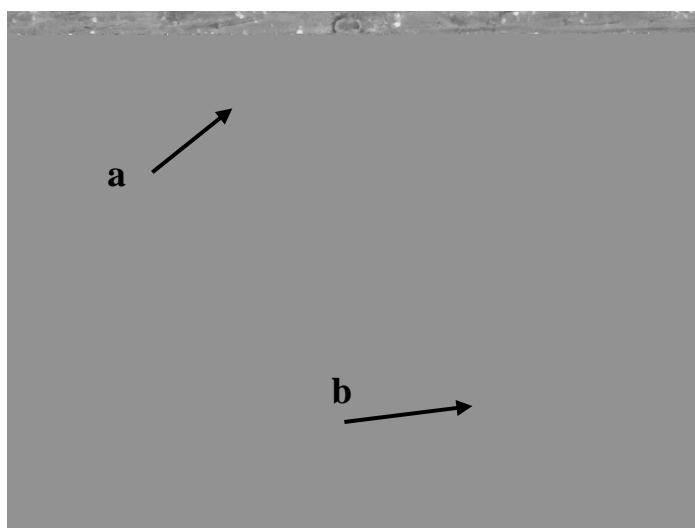


Figura 5.36 - Superfície do revestimento sem tratamento térmico após o ensaio de desgaste com riscos (a) e deslocamento das partículas não fundidas (b). (fluxo de areia da esquerda para a direita).(RAS2)

Paralelamente ao microcorte, causado pela passagem da partícula abrasiva, verificam-se trincas nas bordas das partículas não fundidas (região “a” da figura 5.37). Essas trincas geralmente são causadas em materiais frágeis devido à baixa tenacidade, como mencionado por STWEART et al⁹⁰ no ensaio de WC-Co com sílica e alumina, onde as trincas surgiram na fase ligante rica em W. Porém, nesse caso não há variação da tenacidade entre as várias regiões do revestimento, visto que os microcortes são homogêneos em toda a superfície. Logo, a causa da formação das trincas nas superfícies foi devido ao deslocamento das partículas não fundidas, por falta de sustentação, que pode ser em decorrência da porosidade ou da pequena coesão entre as lamelas existente no revestimento. Trincas nas regiões de contorno das lamelas também foram encontradas por WIROJANUPATUMP et al⁹¹ nas seções transversais de revestimentos de CrxCy-NiCr ensaiados com sílica, que neste caso possui menor dureza em relação ao revestimento.

A formação de trincas nas regiões adjacentes as partículas não fundidas é o início do dano da superfície, pois na seqüência as lamelas do material, que se situam nessas regiões, são fraturadas e removidas. Posteriormente também ocorre à remoção das partículas não fundidas que ficaram expostas.

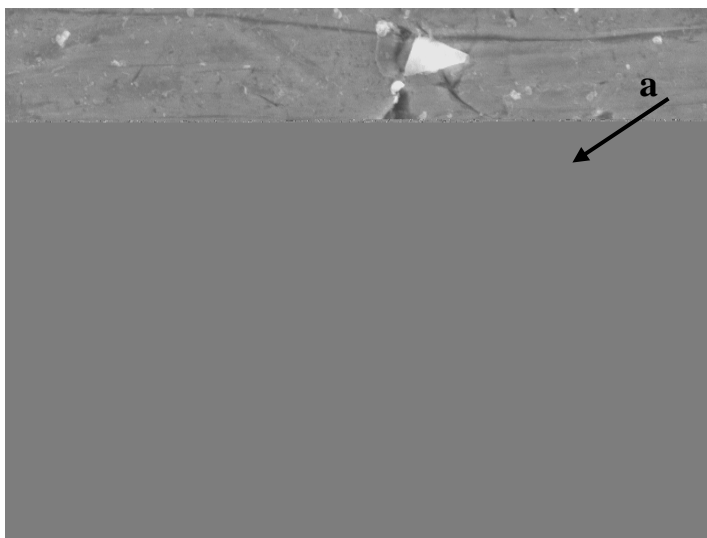


Figura 5.37 - Micrografia mostrando em detalhe a partícula deslocada e o dano nas regiões adjacentes. (fluxo de areia da esquerda para a direita). (RAS2)

Não necessariamente o dano tem início na periferia das partículas não fundidas, pois podem ocorrer trincas intralamelares como pode ser visto na figura 5.38 (região a). Essas trincas são formadas próximas a poros preexistentes ou devido à remoção das partículas não fundidas, indicando que o material trincou por falta de sustentação da camada. Com isso o dano do revestimento ocorre por microcorte, mas, principalmente, pela fratura das lamelas do revestimento, que podem estar associados a descontinuidades provocadas pela heterogeneidade do material. Situação semelhante foi encontrada por WIROJANUPATUMP et al⁹¹ nos ensaios de revestimentos de CrxCy-NiCr com abrasivo alumina, onde os autores concluíram que o mecanismo de dano seria microcorte associado com delaminação.

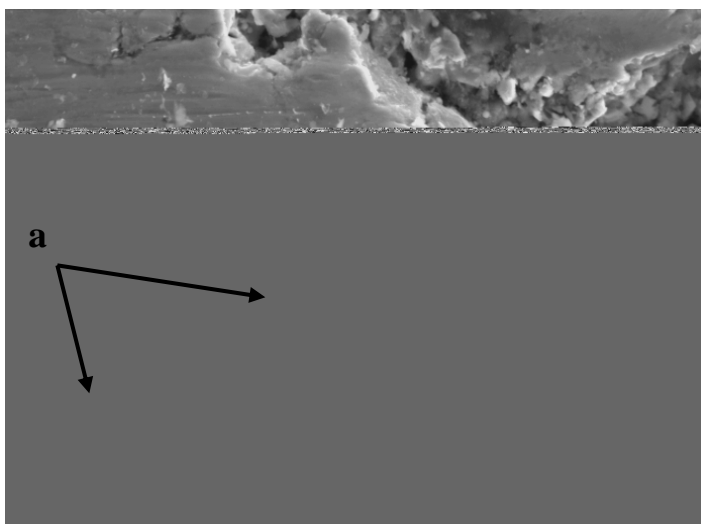


Figura 5.38 - Micrografia mostrando trincas em uma lamela na região próxima a um poro. (fluxo de areia da esquerda para a direita). (RAS2)

5.10.2 Revestimento com tratamento térmico de duplo revenido

Na análise das superfícies desgastadas dos revestimentos com tratamento térmico de duplo revenido verifica-se semelhança, na morfologia das marcas de desgaste, com a superfície dos revestimentos sem tratamento térmico. Na figura 5.39 é possível perceber, como nas superfícies dos revestimentos sem tratamento térmico, a presença de riscos no sentido do fluxo de areia (a) e regiões que aparentam deformação plástica (b).

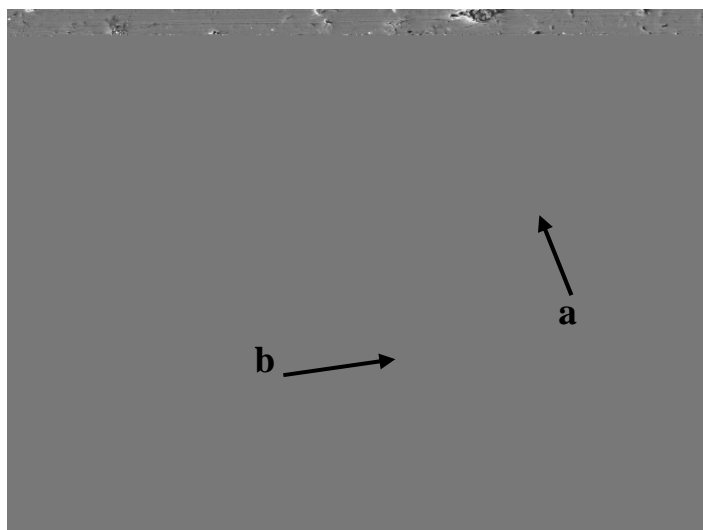


Figura 5.39 - Superfície do revestimento com tratamento térmico de duplo revenido após o ensaio de desgaste com indicação dos riscos (a) e regiões que aparentam deformação plástica (b). (fluxo de areia da esquerda para a direita). (T1RAS2)

Assim como nos revestimentos sem tratamento térmico verifica-se, em conjunto com microcorte, a presença de trincas nas regiões próximas as partículas não fundidas, como pode ser visto pela figura 5.40 (região a).

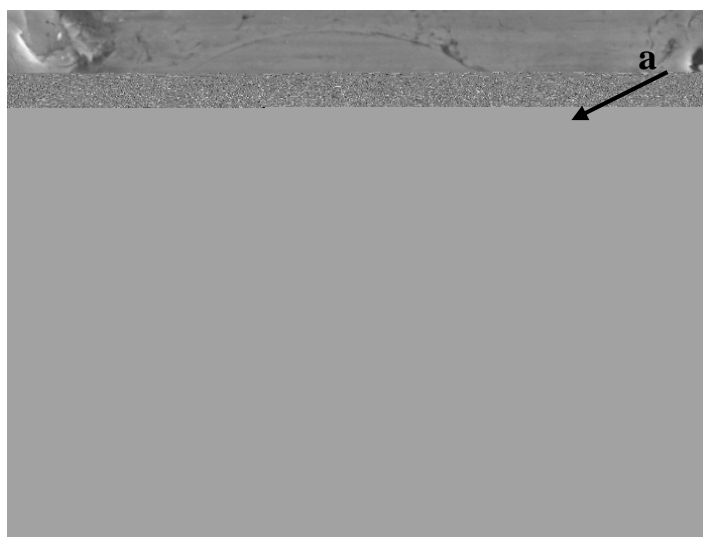


Figura 5.40 - Micrografia mostrando menor deslocamento e trincas na região adjacente as partículas não fundidas do revestimento com tratamento térmico de duplo revenido. (fluxo de areia da esquerda para a direita). (T1RAS2)

Nota-se, porém, que há menor intensidade dessas trincas, devido ao menor deslocamento das partículas não fundidas, que possuem maior sustentação proporcionado pelo tratamento térmico de duplo revenido. É possível verificar a maior sustentação quando se

analisa a microestrutura do revestimento, pois ocorre sinterização das lamelas originais quando do tratamento térmico, formando regiões mais condensadas e com menor interface para servir de caminho para as trincas.

Apesar da menor intensidade das trincas ainda é possível verificar a presença delas também nas proximidades da porosidade preexistente, como na região “a” da figura 5.41.

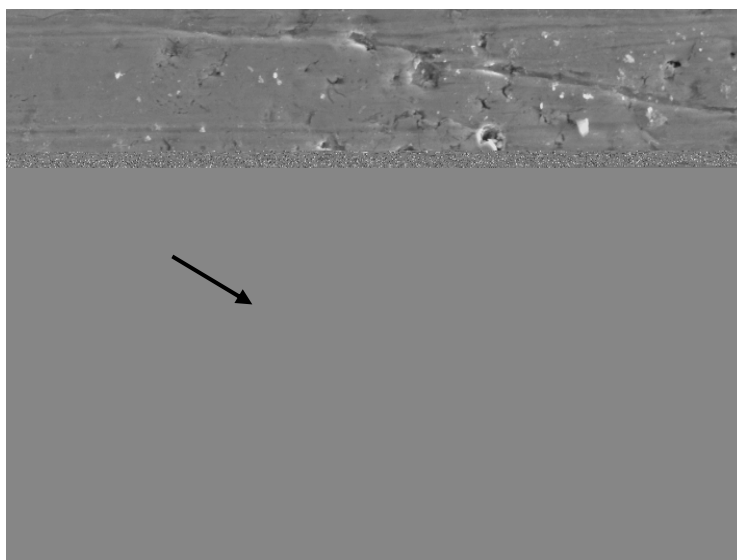


Figura 5.41 - Micrografia mostrando trincas em uma lamela na região próxima a um poro após ensaio de desgaste em revestimentos com tratamento térmico de duplo revenido. (fluxo de areia da esquerda para a direita) (T1RAS2)

A menor intensidade de trincas próximas a partículas não fundidas e porosidade preexistente, além da presença de microcorte, é um indicativo de modificações no mecanismo de dano predominante. Nos revestimentos sem tratamento térmico ocorrem microcorte e fratura das lamelas, porém com o tratamento térmico de duplo revenido há atenuação desse último mecanismo. A menor intensidade de trincas, e consequentemente fratura, das lamelas do revestimento estão associadas à diminuição das interfaces entre as partículas totalmente fundidas, pois isto pode ser constatado pela análise da microestrutura dos revestimentos tratados termicamente com duplo revenido. Talvez ocorra, como na literatura a sinterização apenas das lamelas oriundas das partículas totalmente fundidas. Entretanto não se pode descartar a precipitação de carbonetos secundários com o duplo revenido dos revestimentos.

Estas sugestões são fundamentadas pelos valores de porosidade e dureza, pois com duplo revenido não há diminuição da porosidade, mas a dureza tem aumento significativo, devido justamente a maior interação das partículas fundidas e possível precipitação de carbonetos.

A modificação no mecanismo de dano predominante tem como conseqüência a diminuição da perda de massa do revestimento, como constatado no ensaio de desgaste abrasivo.

5.10.3 Revestimento com tratamento térmico de têmpera e duplo revenido

Com este tipo de tratamento térmico ocorre mudança sensível na superfície de desgaste, como indicado na figura 5.42. Neste caso, predomina a ocorrência de microcorte sem a presença de trincas próximas de partículas não fundidas ou porosidade preexistente.

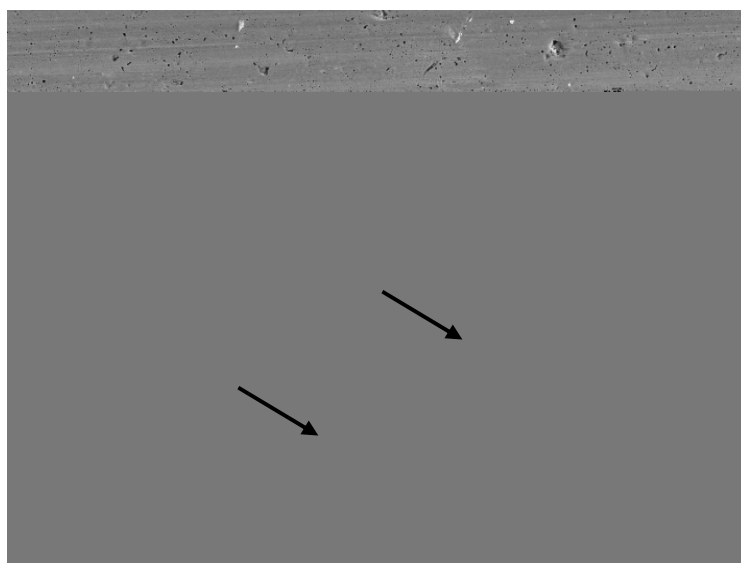


Figura 5.42 - Superfície do revestimento com tratamento térmico de têmpera seguido de duplo revenido após o ensaio de desgaste mostrando somente a presença de riscos. (fluxo de areia da esquerda para a direita). (TRAS2)

Analisando as regiões onde existem partículas não fundidas, como mostrado na figura 5.43, comprova-se a não ocorrência de trincas na periferia dessas partículas quando da passagem da partícula de abrasivo. Essas partículas, ao contrário daquelas nos revestimentos sem tratamento térmico, estão mais bem ancoradas dentro do revestimento devido à

sinterização, que acontece com o tratamento térmico de têmpera seguido de duplo revenido. Este fato foi constatado quando da análise da microestrutura do revestimento.

Prova de que as partículas estão mais bem ancoradas é o fato da inexistência de trincas das lamelas próximas de poros preexistentes no revestimento. No caso deste tratamento térmico houve sinterização tanto das lamelas como entre estas e as partículas não fundidas.



Figura 5.43 - Micrografia mostrando riscos sobre partícula não fundida indicando que não houve deslocamento ou dano nas regiões adjacentes. (fluxo de areia da esquerda para a direita) (TRAS2)

A sinterização total dos revestimentos tratados termicamente com têmpera seguida de duplo revenido provocou a mudança no mecanismo predominante de desgaste, que passou de microcorte associado à fratura das lamelas, no caso dos revestimentos sem tratamento térmico, para mecanismo predominante de microcorte. Esta modificação pode ser visualizada na figura 5.44, onde se verifica com mais acuracidade a formação de um risco provocado por uma partícula de abrasivo, que neste caso não foi capaz de deslocar as partículas não fundidas do material nem tampouco formar trincas nas regiões adjacentes. Isto ocorreu devido a grande resistência dessa região, que é comprovada pela fratura do abrasivo após o riscamento,

indicado pelos riscos em direções diferentes após o encontro das partículas abrasivas com a interface da partícula não fundida.

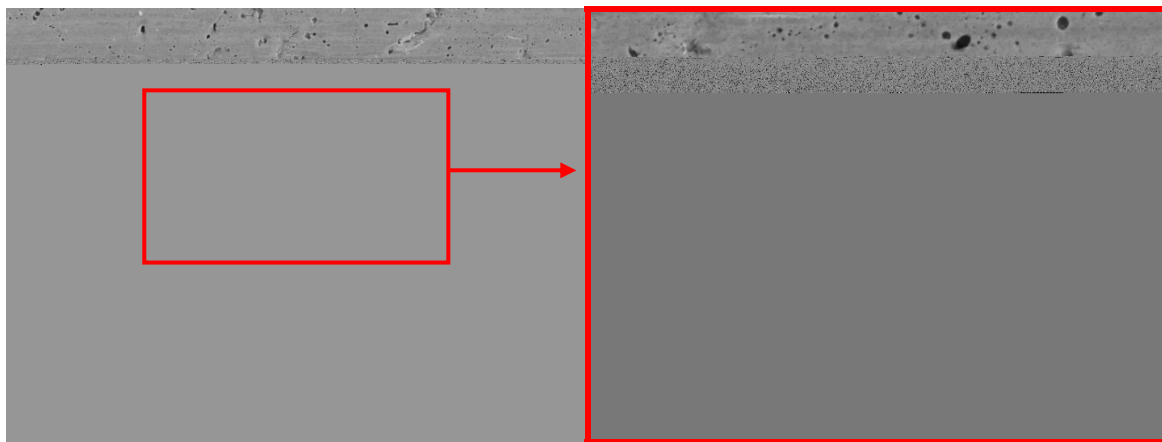


Figura 5.44 - Micrografia mostrando o desvio de direção do abrasivo nos revestimentos com tratamento térmico de têmpera seguido de duplo revenido (fluxo de areia da esquerda para a direita). (TRAS2)

Portanto, o mecanismo de desgaste predominante em todas as condições estudadas é o microcorte. Simultaneamente ocorre o dano na interface entre as lamelas e as partículas não fundidas. Estas partículas não fundidas são deslocadas e ocorre fratura das lamelas adjacentes. Outra causa de remoção de material é a fratura das lamelas adjacentes aos poros de aspersão ou aos vazios formados no processo de desgaste.

Nas amostras temperadas e revenidas os mecanismos acima são minimizados, pois não se nota como nas demais amostras a fronteira entre as partículas não fundidas e as lamelas. Adicionalmente, nessas amostras os poros são mais arredondados e há maior formação de pescoço que nas demais.

Os mesmos mecanismos ocorrem nas amostras submetidas a tratamento de duplo revenido, sendo que a intensidade parece ser controlada pela dureza e nem tanto pelas modificações microestruturais como nas amostras temperadas e revenidas.

5.11 Comparação do desgaste abrasivo entre materiais

Foi realizada a comparação entre o desgaste abrasivo dos revestimentos que apresentaram os melhores resultados com materiais fundidos e/ou laminados. Os ensaios foram obtidos sob as mesmas condições para que houvesse a possibilidade de comparação, pois a metodologia de ensaio influi enormemente nos resultados.

Existem possibilidades diferentes de aplicação dos revestimentos no que diz respeito ao tipo de substrato e a forma da peça a ser revestida. Determinados tipos de substratos não podem ser tratados termicamente em função da perda de propriedades mecânicas, podendo não suportar esforços para os quais foram dimensionados. Peças a serem revestidas de grandes dimensões nem sempre são possíveis de serem tratadas termicamente por necessitarem de equipamentos grandes e onerosos, inviabilizando a utilização por grande número de usuários. Nestes casos é inviável o tratamento térmico dos revestimentos de ferro fundido branco multicomponente. Para estas situações tem-se a possibilidade de aplicação dos revestimentos sem tratamento térmico posterior, pois os resultados obtidos são promissores.

Onde não há restrição quanto ao tratamento térmico posterior tem-se a possibilidade de aplicação desses revestimentos por apresentarem resultados excelentes quando comparados com os resultados do material fundido.

No gráfico da figura 5.45 são apresentados os resultados de perda de massa dos revestimentos sem e com tratamento térmico, do ferro fundido branco e do aço AISI 1020 que serviram como substratos, além dos aços AISI 4340 e AISI E 52100, temperados e revenidos, que são utilizados para a fabricação de peças estruturais e/ou sujeitas ao desgaste. Pelos resultados apresentados verifica-se que, mesmo sem tratamento térmico, o revestimento de ferro fundido foi superior aos três tipos de aços laminados. Isto indica que, mesmo sem tratamento térmico, a aplicação desses revestimentos aumentaria a vida útil desses tipos de

materiais. Por outro lado, os revestimentos com tratamento térmico apresentaram o mesmo comportamento em relação ao desgaste do ferro fundido branco fabricado por fundição. Isto indica a possibilidade de utilização desses materiais tanto para aumentar a vida útil de componentes, fabricados com materiais menos resistentes ao desgaste, como para a recuperação dimensional de materiais de mesma resistência ao desgaste.

Portanto, na comparação com outros produtos empregados para resistir ao desgaste verificou-se que o revestimento apenas como aspergido já apresenta resistência ao desgaste abrasivo superior ao aço AISI 52100 temperado e revenido. Os revestimentos temperados e revenidos apresentam perda de massa semelhante ao ferro fundido branco multicomponente fundido, temperado e revenido. Esta semelhança indica a possibilidade de aplicação destes revestimentos em condições nas quais se aplica usualmente os ferros fundidos.

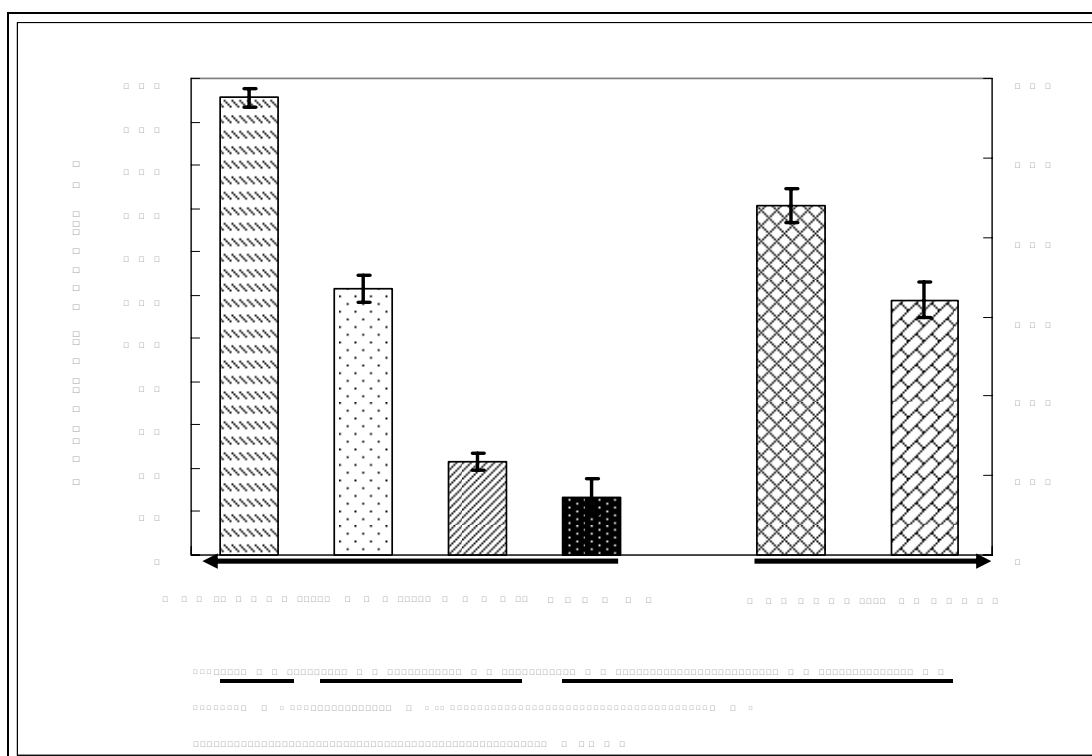


Figura 5.45 - Gráfico comparativo da perda de massa entre revestimentos sem e com tratamento térmico com ferro fundido e aços trabalhados.

6 CONCLUSÕES

Para as condições experimentais deste trabalho, foi possível concluir que:

6.1 Conclusões sobre a qualificação do revestimento

- ★ O processo de aspersão a chama hipersônica não causou a descarbonetação do ferro fundido branco multicomponente. (item 5.3.1)
- ★ Elevando-se a vazão de propano e diminuindo-se a distancia de aspersão resultou na diminuição da temperatura final dos revestimentos. A variação da vazão de oxigênio não afetou este parâmetro. (item 5.3.2)
- ★ A espessura média dos revestimentos aplicados com menores distâncias de aspersão foi de aproximadamente 75% superior àquelas aplicadas com maiores distâncias. Para os revestimentos aplicados com menores distâncias a espessura foi superior em todos os casos onde a razão oxigênio/propano foi mais próxima da razão de maior temperatura da chama. Além disso, a condição que apresentou maior espessura foi a 7B, que foi aplicada com maiores vazões dos gases, menor distância de aspersão e menor granulometria. (item 5.3.3)
- ★ A elevação da distância de aspersão de 200 para 300 mm resultou num aumento médio de porosidade de 2 para 5,4%.
- ★ No grupo de amostras com menor porosidade (distância de aspersão de 200 mm) o aumento da vazão de propano e de oxigênio diminuiu a porcentagem de poros, sempre que esta elevação resultava em razões oxigênio/propano mais próximas da razão de maior temperatura.
- ★ Considerando apenas a redução de granulometria de 20 e 75 μm para 20 e 45 μm resultou na diminuição da porcentagem de porosidade de 1,4 para 0,9% (item 5.3.4), resultando na melhor condição de aspersão (7B) desta série de experimentos. (item 5.3.4)

- ★ Em relação à vazão dos gases pode se dizer que o aumento da vazão de propano e de oxigênio aumentaram a dureza, desde que essa elevação resultava em razões oxigênio/propano mais próximas da razão de maior temperatura. (item 5.3.5)
- ★ A elevação da porcentagem de porosidades levou a diminuição da dureza. (item 5.3.5)
- ★ O grupo de amostras com menor porosidade apresentou dureza media maior do que o com maior porosidade (maior distancia da aspensão). (item 5.3.5)

6.2. Conclusões sobre a aderência

- ★ Houve três tipos de falha, na interface substrato-revestimento (falha de adesão), na interface adesivo-revestimento ou adesivo-contra-corpo (falha no adesivo) e na interface substrato-revestimento em conjunto com falha no interior do revestimento (falha mista). (item 5.5.1)
- ★ O tipo de substrato não influenciou os valores medidos de aderência. (item 5.5.2)
- ★ O preaquecimento do substrato causou elevação dos valores medidos de aderência independentemente do tipo de falha. Porém, a elevação da temperatura de preaquecimento de 150 °C para 200 °C não alterou os valores medidos de aderência. Além disso, maiores temperaturas finais de aplicação resultaram em maiores valores medidos de aderência com falha na interface substrato-revestimento, independente da temperatura de preaquecimento. (item 5.5.3)

6.3. Conclusões sobre o coeficiente de atrito

- ★ O procedimento de ensaio afetou a medida do coeficiente de atrito, independente do preaquecimento do substrato. (item 5.6.1)
- ★ O preaquecimento, a temperatura final de deposição, e o tratamento de duplo revenido do revestimento (sem têmpera) não afetam os valores do coeficiente de atrito. (item 5.6.2)

-
- ★ O tratamento de têmpera e duplo revenido resultou nos maiores valores de coeficiente de atrito, independentemente das temperaturas de preaquecimento do substrato e final do revestimento, quando comparado com as amostras como depositadas ou com as amostras depositadas e submetidas a tratamento de duplo revenido. (item 5.6.2)

6.4 Conclusões sobre a perda de massa

- ★ A metodologia de ensaio afetou a perda de massa dos revestimentos, independente do preaquecimento do substrato. (item 5.7.1)
- ★ Não houve interferência do substrato na perda de massa dos revestimentos de ferro fundido branco multicomponente hipereutético. (item 5.7.2)
- ★ O preaquecimento associado à temperatura final de deposição teve pouca influência na perda de massa. (item 5.7.3)
- ★ As amostras submetidas a tratamento de duplo revenido apresentaram perdas de massa cerca de 26 % menores do que as amostras apenas depositadas. Por sua vez, as amostras temperadas e revenidas apresentaram perdas de massa 65 % menores que as apenas aspergidas. (item 5.7.4)

6.5 Conclusões sobre a influência do tratamento térmico na dureza e porosidade

- ★ As amostras apenas aspergidas e com tratamento de duplo revenido apresentaram valores semelhantes de porosidade, superiores aos valores das amostras temperadas e revenidas. (item 5.8)
- ★ As durezas das amostras submetidas a tratamento de duplo revenido foram mais elevadas do que as durezas das amostras temperadas e revenidas, bem como das amostras apenas aspergidas. (item 5.8)

6.6 Conclusões sobre microestrutura dos revestimentos

- ★ Não se detectou austenita retida nas amostras temperadas e revenidas. Além disso, observou-se que as amostras apresentaram maior formação de pescoço e arredondamento dos poros. (item 5.9.3)
- ★ Atribui-se a menor perda de massa das amostras temperadas e revenidas à eliminação da austenita retida, bem como pela maior ocorrência de sinterização com formação de pescoço e arredondamento dos poros do que nas demais condições estudadas. (item 5.9.3)

6.7 Conclusões sobre os mecanismos de desgaste abrasivo

- ★ O mecanismo de desgaste predominante em todas as condições estudadas é o microcorte. Simultaneamente ocorre o dano na interface entre as lamelas e as partículas não fundidas (figura 4.36). Estas partículas não fundidas são deslocadas e ocorre fratura das lamelas adjacentes (figura 4.37). Outra causa de remoção de material é a fratura das lamelas adjacentes aos poros de aspensão ou aos vazios formados no processo de desgaste (figura 5.38). (item 5.10.1)
- ★ Nas amostras temperadas e revenidas os mecanismos acima são minimizados, pois não se nota como nas demais amostras a fronteira entre as partículas não fundidas e as lamelas. Adicionalmente, nessas amostras os poros são mais arredondados e há maior formação de pescoço que nas demais. (item 5.10.3)
- ★ Os mesmos mecanismos ocorrem nas amostras submetidas a tratamento de duplo revenido, sendo que a intensidade parece ser controlada pela dureza e nem tanto pelas modificações microestruturais como nas amostras temperadas e revenidas. (item 5.10.2)

6.8. Conclusões sobre a comparação entre materiais

- ★ Na comparação com outros produtos empregados para resistir ao desgaste verificou-se que o revestimento apenas como aspergido já apresenta resistência ao desgaste abrasivo superior ao aço AISI 52100 temperado e revenido. Os revestimentos temperados e revenidos apresentam perda de massa semelhante ao ferro fundido branco multicomponente fundido, temperado e revenido. Esta semelhança indica a possibilidade de aplicação destes revestimentos em condições nas quais se aplica usualmente os ferros fundidos

6.9. Conclusão final

- ★ Considerando os níveis de aderência e perda de massa obtida neste trabalho e viável a aplicação de FFBMC por aspersão térmica a chama hipersônica

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Analisar o comportamento dos revestimentos de FFBMC em relação à aderência por esclerometria linear.
2. Realizar ensaios de desgaste adesivo dos revestimentos de FFBMC utilizando máquina de ensaio Falex.
3. Analisar o comportamento dos FFBMC quanto à fadiga térmica.
4. Estender as caracterizações mencionadas nos itens anteriores, e as realizadas nesse trabalho, para revestimentos de FFBMC aplicados com espessuras de 300 μm e 600 μm .
5. Analisar o efeito do tratamento térmico nas propriedades do revestimento utilizando maior quantidade de temperaturas de tratamento.
6. Caracterizar mais adequadamente a microestrutura dos revestimentos, tanto aspergido como tratado térmicamente.
7. Analisar as alterações de composição química após a aspersão térmica, caracterizando além do C os demais elementos químicos.

Os itens 1 até 4 fazem parte dos objetivos do projeto FAPESP 2004/15326-0 em andamento.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ¹LUGSCHEIDER, E., ESCHNAUER, H., MULLER, U., WEBER, TH. Quo vadis, thermal spray technology. **Powder metallurgy international**. n. 1, v. 23, p. 33 – 39. 1991.
- ²SMITH, R.W., NOVAK, R. Advanced and applications in U.S. thermal spray technology. **Powder metallurgy international**. n. 3, v. 23, p. 147 – 154. 1991.
- ³AMERICAN WELDING SOCIETY. **Thermal spraying technology**. Miami, 1985, 184p.
- ⁴AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **Handbook of thermal spray technology**. Ohio: ed. J.R. Davis, Set/2004. 338p
- ⁵IRVING, B., KNIGHT, B., SMITH, R.R. The HVOF process – the hottest topic in the thermal spray industry. **Welding journal**. v.7, p. 25 – 30. 1993.
- ⁶NESTLER, M.C., PRENZEL, G., SEITZ, T. HVOF spraying vs. hard chrome plating – coatings characteristics and aircraft applications. In: **Proceedings of the 15th international thermal spray conference**. p. 1073 – 1078. 1998
- ⁷THORPE, M.L. Thermal spray – industry in transition. **Advanced materials and processes**. v.5, p.50 – 61, 1993
- ⁸FRIIS, M., PERSSON, C., WIGREN, J. Influence of particle in flight characteristics on the microstructure of atmospheric plasma sprayed yttria stabilized ZrO₂. **Surface and coatings technology**. v. 141, p. 115 – 127. 2001
- ⁹MACHIO, C.N., AKDOGAN, G., WITCOMBB, M.J., LUYCKXA, S. Performance of WC-VC-Co thermal spray coatings in abrasion and slurry erosion tests. **Wear**. v. 258, p. 434 – 442. 2005.
- ¹⁰JONES, M., HORLOCK, A.J., SHIPWAY, P.H., MCCARTNEY, D.G., WOOD, J.V. Microstructure and abrasive wear behaviour of FeCr-TiC coatings deposited by HVOF spraying of SHS powder. **Wear**. v. 249, p. 246 – 253, 2001.
- ¹¹LOTFI, B., SHIPWAY, P.H., MACCARTNEY, D.G., EDRIS, H. Abrasive wear behaviour of Ni(Cr)-TiB₂ coatings deposited by HVOF spraying of SHS derived cermet powders. **Wear**. v. 254, p. 340 – 349, 2003.
- ¹²KASAMA, A.H., MOURISCO, A.J., KIMINAMI, C.S., BOTA Fo. W.J., BOLFARINI, C. Microstructure and wear resistance of spray formed high chromium white cast iron. **Materials Science and Engineering A**. v. 375 – 377, p. 589 – 594. 2004.
- ¹³THÜMMLER, F., OBERACKER, R. **An introduction to powder metallurgy**. London, Institute of Materials, 1993, 332p

-
- ¹⁴KOSEKI, T., ICHINO, K., KATAOKA, Y. Development of centrifugal cast roll with high wear resistance for finishing stands of hot strip mill. **Kawasaki Steel Technical Report**. n 37, p. 13 – 18, 1997.
- ¹⁵HEINRICH, Peter. Thermal spraying - facts and state-of-the-art. **Sonder e Druck**. Hoellriegelskreuth, v. 10, p.3-28, Out. 1992.
- ¹⁶CLARE, J.H.; CRAWMER, D.E. Thermal Spray Coatings. In : American Society for Metals. **Surface cleaning, finishing, and coating**. Ohio, 1982. v. 5, p. 361-374,
- ¹⁷MAYER, C.A. Thermal spray coating - a money-saving technology. **Welding Design & Fabrication**. p. 66-74, Feb. 1982.
- ¹⁸KNOTEK, O. Thermal Spraying and Detonation Gun Processes. In: **Handbook of hard coatings**, ROINTAN F. BUNSHAH, (Ed).. New York-USA, Ed. Noyes Publications, 2001, cap. 3, pag. 77 – 107.
- ¹⁹SILVA, P. F. **Introdução a corrosão e proteção das superfícies metálicas**. Belo Horizonte: Imprensa Universitária-UFMG, 1981.
- ²⁰MARANHO, O. Influência da preparação da superfície na aderência de revestimentos de alumínio depositados por aspersão térmica. Dissertação de mestrado – Depto. De Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, Outubro de 1996, 126p.
- ²¹HOWES Jr., Charles P. Thermal Spraying: processes, preparation, coatings and application. **Welding Journal**, v. 4, p. 47 - 51, Apr. 1994.
- ²²ROUND, M.J. The training and certification of metal spraying protection inspectors. **Thermal Spraying**, v. 6, p. 175 - 185, Jun.1989.
- ²³LENHAERT, R.M., WEIGHTMAN, N, WOELFEL, M.M. Abrasive blast cleaning. In : American Society for Metals. **Surface cleaning, finishing, and coating**. Ohio, 1982. v. 5, p. 83 - 96.
- ²⁴AMERICAN WELDING SOCIETY. **C2-2: recommended practices for metallizing with aluminium and zinc for protection of iron and steel**. Miami, 1967, 9 p.
- ²⁵TREVISAN, R, LIMA, C.C.,. **Aspersão Térmica Fundamentos e Aplicações**. Editora Artliber, São Paulo. 2001.148p
- ²⁶MELLALI, M., FAUCHAIS, P., GRIMAUD, A. Influence of substrate roughness and temperature on the adhesion/cohesion of alumina coatings. **Surface and Coatings Technology**. v. 81, p. 275 – 286. 1996.
- ²⁷SOBOLEV, V.V., GUILMANY, J.M., CALERO, J.A., Heat transfer during the formation of an hvof sprayed wc-co coating on a copper substrate. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 96, p. 1 – 8, Setembro de 1999.

- ²⁸GILMORE, D.L., DYKHUIZEN, R.C., NEISER, R.A, ROEMER, T.J., SMITH, M.F., Particle velocity and deposition efficiency in the cold spray process. **Journal of thermal spray technology**. v. 8(4), p. 576 – 582, Dezembro de 1999.
- ²⁹STOLTENHOFF, T., KREYE, H., RICHTER, H.J., An analysis of the cold spray process and its coatings. **Journal of thermal spray technology**. v. 11(4), p. 542 – 550, Dezembro 2002.
- ³⁰ASSADI, H., GÄRTNER, F., STOLTENHOFF, T., KREYE, H., Bonding mechanisms in cold gas spraying. **Acta materialia**. v. 51. p. 4379 – 4394, Maio de 2003.
- ³¹KANG, H.K., KANG, S.B., Tungsten/copper composite deposits produced by a cold spray. **Scripta materialia**. v. 49, p. 1169 – 1174, Agosto de 2003.
- ³²BORBECK, K.D. Market survey of Thermal Spraying. **Welding and Cutting**. v. 8, p. 118-119, Aug. 1990.
- ³³LIMA, R.S., KARTHIKEYAN, J., KAY, C.M., LINDEMANN, J., BERNDT, C.C., Microstructural characteristics of cold-sprayed nanostructured wc-co coatings. **Thin solids films**. v. 416. p. 129 – 135, Julho de 2002.
- ³⁴DYKHUIZEN, R.C., SMITH, M.F., Gas dynamic principles of cold spray. **Journal of thermal spray technology**. v. 7(2), p. 205 – 212, Junho de 1998.
- ³⁵PAPYRIN, A.N., KOSAREV, V.F., KLINKOV, S.V., ALKHIMOV, A.P., On some aspects of gas dynamics of the cold spray process. **Journal of thermal spray technology**. v. 12(2), p. 265 – 281, Junho de 2003.
- ³⁶PARKER, D.W., KUTNER, G.L. HVOF-spray technology-poised for growth. **Advanced Materials & Processes**. v. 4, p. 68-74, Apr. 1991.
- ³⁷METCO PERKIN ELMER. **Metco DJ Diamond Jet Sistem, Technical Bulletin**.. Jun. 1990, New York.14p.
- ³⁸STOKES, J. **The Theory and Application of the HVOF (High Velocity Oxy-Fuel)**, disponível em <http://webpages.dcu.ie/~stokesjt/ThermalSpraying/Book/HVOFThermalSpraying.htm>, acessado em 26/Maio/2004.
- ³⁹SCHWETZKE, R., KRÖMMER, W. Möglichkeiten zur Beurteilung und Optimierung von Schichteigenschaften (Techniques for the evaluation and optimization of coating properties). In: **Proceeding 4. Kolloquium zum Hochgeschwindigkeits Flamspritzen**, GTS, Erding, Deutschland, 1997. p. 22 - 33.
- ⁴⁰FREIRE, F. Avaliação de revestimentos aplicados por aspersão térmica para proteção contra desgaste de ponteiros de “risers”. Dissertação de mestrado apresentada na Universidade Federal de Santa Catarina. Departamento de Engenharia Mecânica. 2002. Florianópolis. SC.

-
- ⁴¹ HEIRICH, P., PENSIOR, Ch., MEINAß., Gase zum hochgeschwindigkeits-flamenspritzen (Gase for high velocity oxi-fuel flame spraying). In: **Proceeding 4. Kolloquium zum Hochgeschwindigkeits Flamm-spritzen**, GTS, Erding, Deutschland, 1997. p. 44 – 54.
- ⁴² PLANCHE, M.P., NORMAND, B., LIAO, H., RANNOU, G., CODDET, C. Influence of HVOF spraying parameters on in-flight characteristics of Inconel 718 particles and correlation with the electrochemical behaviour of the coating. **Surface and Coatings Technology**. v. 157, p. 247 – 256, 2002.
- ⁴³ LUGSCHEIDER. E, HERBST. C, ZHAO, L. Parameter studies on high-velocity oxy-fuel spraying of MCrAlY coatings. **Surface and Coating Technology**. v. 108 - 109, p.16 – 23. 1998.
- ⁴⁴ LEE, C. H., MIN, K. O. Effects of heat treatment on the microstructure and properties of HVOF – sprayed NiCrWMoB alloy coatings. **Surface and Coatings Technology**. v. 132, p. 49 – 57. 2000.
- ⁴⁵ LIANG, G. Y., WONG, T. T., MACALPINE, J. M. K., SU, J. Y. A study of wear resistance of plasma-sprayed and laser-remelted coatings on aluminium alloy. **Surface and Coating Technology**. v. 127, p. 233 – 238. 2000;
- ⁴⁶ STEWART, D. A., SHIPWAY, P. H., MCCARTNEY, D. G. Influence of heat treatment on the abrasive wear behavior of HVOF-sprayed WC-Co coatings. **Surface and Coatings Technology**. v. 105, p. 13 – 24. 1998.
- ⁴⁷ SCHWETZKE, R., KREYE, H. Microstructure and properties of tungsten carbide coatings sprayed with various high-velocity oxygen fuel spray systems. **Journal of thermal spray technology**. v. 8(3), p. 433 – 439. Setembro/1999.
- ⁴⁸ ROUND, M.J. The training and certification of metal spraying protection inspectors. **Thermal Spraying**, v. 6, p. 175 - 185, Jun.1989.
- ⁴⁹ BERNARD, D., FAUCHAIS, P. Influence of the torch-substrate relative movements and cooling of coating during spraying on the mechanical properties of TBCs. In: NATIONAL THERMAL CONFERENCE, 3, 1990, Long Beach. **Anais...Ohio:Thermal Spray Research and Applications**, 1991. v. 1, p. 551-560.
- ⁵⁰ APPS, R.L. **Grit blasting v. bond strength in metal spraying**. London: The Welding Institute, 1969. 95 p.
- ⁵¹ BARDAL, E., MOLDE, P., EGGEN, T.G. Arc and flame sprayed aluminium and zinc coatings on mild steel: bond strength, surface roughness, structure and hardness. **British Corrosion Journal**, v.8, p. 15-19, Jan.1973.
- ⁵² CLYNE, T.W., GILL, S.C., Residual stresses in thermal spray coatings and their effect on interfacial adhesion: a review of recent work. **Journal of thermal spray technology**. v. 5(4), p. 401 – 418, 1996.

- ⁵³GODOY, C., SOUZA, E.A., LIMA, M.M., BATISTA, J.C.A., Correlation between stresses and adhesion of plasma sprayed coatings: effects of a post-annealing treatment. **Thin solids films**. v. 420-421, p. 438 – 445, 2002.
- ⁵⁴STOKES, J., LOONEY, L., Residual stress in hvof thermally sprayed thick deposits. **Surface and coatings technology**, v. 177-178, p. 18-23, 2004.
- ⁵⁵SOBOLEV, V.V., GUILMANY, J.M., Investigation of coating porosity formation during high velocity oxy-fuel (hvof) spraying. **Materials letters**. v. 18, p. 304 – 308, 1994.
- ⁵⁶FUKANUMA, H. Na analysis of the porosity producing mechanism. **IN: Proceedings of the International Thermal Spray Conference & Exposition**. p. 767 – 772. Orlando, 28/Maio – 5/Junho/1992.
- ⁵⁷FUKANUMA, H. A porosity formation and flattening model of an impinging molten particle in thermal spray coating. **Journal of thermal spray technology**. v. 3(1), p. 33 – 44, Março/1994.
- ⁵⁸SEDLÁČEK, V. **Metallic surfaces, films, and coatings**. Elsevier Science Publishers. Amsterdã, 1992.
- ⁵⁹SOBOLEV, V.V., The formation of coating shrinkage porosity in the process of thermal spraying. **Journal of materials processing technology**. v. 58, p. 227 – 232, 1996.
- ⁶⁰HEARLEY, J.A., LITTLE, J.A., SURGEON, A.J. The effect of spray parameters on the properties of high velocity oxi-fuel NiAl intermetallic coating. **Surface and Coating Technology**. v. 123, p. 210-218, 2000.
- ⁶¹ZHAO, L., MAURER, M., FISCHER, F., DICKS, R., LUGSCHEIDER, E. Influence of spray parameters on the particle in-flight properties and the properties of hvof coatings of wc-cocr. **Wear**, v. 257, p. 41-46. 2004.
- ⁶²ZHAO, L., PARCO, M., LUGSCHEIDER, E. High velocity oxi-fuel thermal spraying of a NiCoCrAlY alloy. **Surface and Coatings Technology**. v. 179, p. 272 – 278. 2004.
- ⁶³AMERICAN SOCIETY AND TESTING MATERIALS. **ASTM E-18**: Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials. Philadelphia, 2001.
- ⁶⁴AMERICAN SOCIETY AND TESTING MATERIALS. **ASTM E-384**: Standard Test Method for Microhardness of Materials. Philadelphia, 2001.
- ⁶⁵HAMATANI, H., ICHIYAMA, Y., KOBAYASHI, J. Mechanical and thermal properties of HVOF sprayed Ni based alloys with carbide. **Science and Technology of Advanced Materials**. V. 3, p. 319 – 326. 2002.
- ⁶⁶PLANCHE, M. P., LIAO, H., NORMAND, B., CODDET, C. Relationships between NiCrBSi particle characteristics and corresponding coatings properties using different thermal spraying

- processes. **Surface and Coating Technology**. v. 200, cap. 7, p. 2465 – 2473. Dezembro/2003.
- ⁶⁷SUNDARARAJAN, G., SEN, D., SIVAKUMAR, G. The tribological behaviour of detonation sprayed coatings: the importance of coatings process parameters. **Wear**. V. 258, p. 377 – 391. 2005.
- ⁶⁸BOURITHIS, L., PAPADIMITRIOU, G.D. Synthesizing a class “M” high speed steel on the surface of a plain steel using the plasma transferred arc (PTA) alloying technique: microstructure and wear properties. **Materials Science and Engineering**. v. A361, p. 165 – 172. 2003.
- ⁶⁹VARDELLE, M., VARDELLE, A., LEGER, A.C., FAUCHAIS, P., GOBIN, D., Influence of particle parameters at impact on splat formation and solidification in plasma spraying processes. **Journal of thermal spray technology**. v. 4(1), p. 50 – 58, Março de 1994.
- ⁷⁰SAMPATH, S., JIANG, X., Splat formation and microstructure development during plasma spraying: deposition temperature effects. **Materials science and engineering**. v. A304 – 306, p. 144 – 150, 2001.
- ⁷¹PERSHIN, V., LUFITHA, M., CHANDRA, S., MOSTAGHIMI, J. Effect of substrate temperature on adhesion strength of plasma-sprayed nickel coatings. **Jornal of Thermal Spray Technology**. v. 12, n. 3, p. 370 – 376. Setembro/2003.
- ⁷²WESTERGARD, R., ERICKSON, L.C., AXÉN, N., WAWTHORNE, H.M., HOGMARK, S. The erosion and abrasion characteristics of alumina coatings plasma sprayed under different spraying conditions. **Tribology international**. V. 31, n 5, p. 271 – 279. 1998.
- ⁷³Wu, H. Q.; Sasaguri, N.; Matsubara, Y.; Hashimoto, M. Solidification of Multi- Alloyed White Cast Iron: Type and Morphology of Carbides. **Transactions AFS**, 1996, v. 140, p. 103- 108.
- ⁷⁴MATSUBARA, Y.; HASIMOTO, M., Metallurgical aspect of multi-component white cast irons for hot rolling mill roll, **in Proceedings of 44th MWSP Conference**, Vol. XL, 2002
- ⁷⁵BOCCALINI, M. Jr.; GOLDENSTEIN, H. Solidification of High Speed Steels. **International Materials Review**, n.2, v. 46, 2001, p. 92-115
- ⁷⁶Aspersão térmica de ferro fundido branco multicomponente–Processo FAPESP 2004/15326-0.
- ⁷⁷BOCCALINI, JR. M.; SINATORA, A. Microstructure and wear resistance of high speed steel for rolling mill roll, **in Proceedings of International Tolling Conference**, Sweden, 2002, p. 426-437.
- ⁷⁸BERNARDES, F.G. Desgaste abrasivo de um ferro fundido branco multicomponente. Dissertação de mestrado apresentada na Escola politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo. 2005. 114p.

- ⁷⁹AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G-40: Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. West Conshohocken, 2001.
- ⁸⁰ZUM GAHR, K-H. **Microstructure and wear of materials**. New York: Elsevier, 1987, v.10. (Tribology series).
- ⁸¹HUTCHINGS, I.M. **Tribology. Friction and wear of engineering materials**. London: Edward Arnol, 1992. 273p.
- ⁸²MISRA, A; FINNIE, I. A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester, **Wear**, v.60, n.1, p.111–121, 1980.
- ⁸³PINTAÚDE, G. **Análise dos regimes moderado e severo de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentados de dureza**. 200p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo. São Paulo, 1999.
- ⁸⁴GATES, J. Two-body and three-body abrasion: A critical discussion. **Wear**, v.214, n.1, p.139-146, 1998.
- ⁸⁵TYLCZAK, J.H.; ORENGON, A. Abrasive wear. **In: ASM Handbook. Friction, lubrication and wear technology**. 1992, v.18. p.184-190.
- ⁸⁶HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K.; LI, Z.Z. The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels, **Wear**, v. 123, p. 241-51, 1987
- ⁸⁷COLAÇO, R., VILAR, R. On the influence of retained austenite in the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel. **Wear**. V. 258, p. 225 – 231, 2005.
- ⁸⁸JONES, M., HORLOCK, A.J., SHIPWAY, P.H., MCCARTNEY, D.G., WOOD, J.V. A comparison of the abrasive wear behaviour of HVOF sprayed titanium. **Wear**. V. 251, p. 1009 – 1016. 2001
- ⁸⁹BOZZI, A.C., DE MELLO, J.D.B. Wear resistance and wear mechanisms of WC-12%Co thermal sprayed coating in three-body abrasion. **Wear**, v.233- 235, p. 575 – 587. 1999.
- ⁹⁰STEWART, D.A., SHIPWAI, P.H., MCCARTNEY, D.G., Abrasive wear behavior of conventional and nanocomposite HVOF-sprayed WC-Co coatings. **Wear**. v. 225-229, p. 789 – 798. 1999.
- ⁹¹WIROJANUPATUMP, S., SHIPWAY, P.H., MCCARTNEY, D.G. The influence of HVOF powder feedstock characteristics on the abrasive wear behaviour of Cr_xC_y-NiCr coatings. **Wear**. V. 249, p. 829 – 837. 2001.
- ⁹²METCO PERKIN ELMER. Metco DJ diamond jet sistem. **Technical bulletin**. Jun/1990. New York. 14p

-
- ⁹³ AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 2109**: Test method for determining area percentage porosity in thermal sprayed coating. West Conshohocken, 2001.
- ⁹⁴ AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM C 633**: Test method for adhesion or cohesive strength of flame sprayed coatings. West Conshohocken, 2001.
- ⁹⁵ ZAMPIERI, P. R., DE LIMA, C. R. P., ZAVAGLIA, C. A. C., Resistência ao Desgaste Abrasivo de Camadas Cerâmicas Depositadas por Aspersão Térmica a Plasma. **Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Porto Alegre, 28 de novembro a 2 de dezembro de 2004, em CD, 8 páginas.
- ⁹⁶ AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G 65**: Test method for measuring abrasion using dry sand/rubber wheel apparatus. West Conshohocken, 2001.
- ⁹⁷ ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 7214**: Areia normal para ensaio de cimento. São Paulo, 1982.
- ⁹⁸ VILLABÓN, L.R. Construção e instrumentação de abrasômetro do tipo Roda-de-Borracha para o estudo do comportamento tribológico de aços. Dissertação de Mestrado apresentado na Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Mecânica. 2005. São Paulo.

ANEXO A – Resultados dos ensaios de aderência

São apresentados na seqüência os resultados de todos os ensaios de aderência com as micrografias correspondentes da região de fratura para cada corpo-de-prova. Na parte inferior das macrografias foram colocadas às superfícies dos corpos de prova, onde foram depositados os revestimentos. Na parte superior estão as superfícies dos contra corpos-de-prova, que foi colado para realizar o ensaio de tração. Os números representam as superfícies correspondentes aos ensaios cujos valores constam nas tabelas.

Tabela A.1 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão AS2

Ensaio	Força Normal [N]	Área [mm ²]	Tensão Normal [MPa]	Tipo de Falha
1	37.000	506,7	73,02	100% adesão
2	40.000	506,7	78,94	100% adesão
3	31.500	506,7	62,17	100% adesão
4	34.500	506,7	68,09	100% adesão
5	37.000	506,7	73,02	100% adesão
Média			71,05	
D. Padrão			6,28	
Erro			7,8	

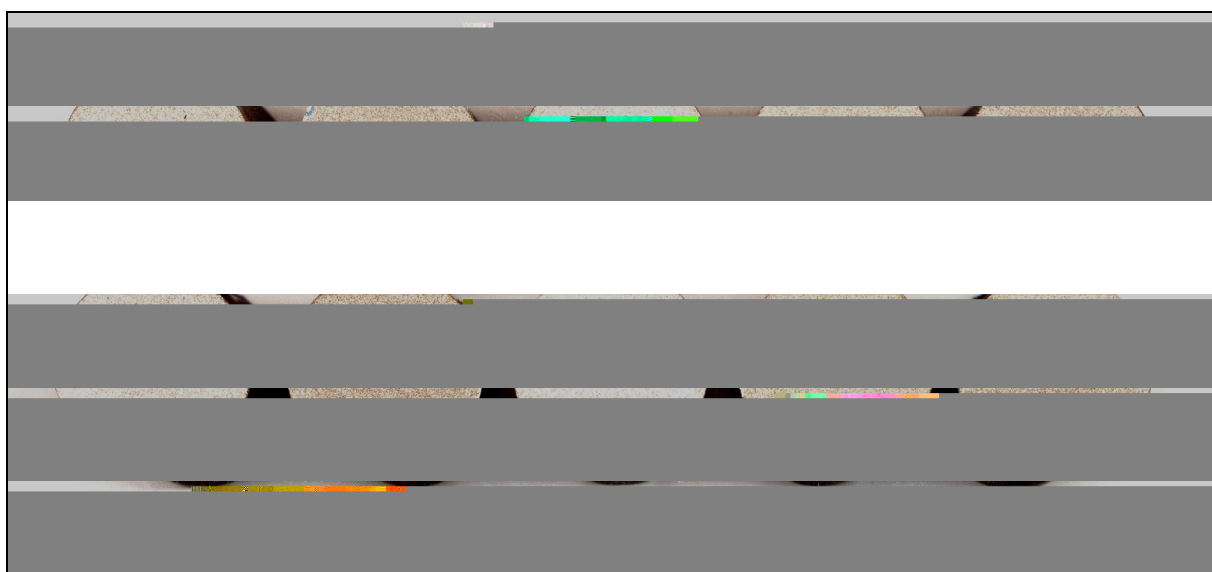


Figura A.1 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição AS2 (substrato de aço sem preaquecimento e temperatura final de 150°C)

Tabela A.2 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão AC2

Ensaio	Força Normal [N]	Área [mm ²]	Tensão Normal [MPa]	Tipo de Falha
1	46.500	506,7	91,77	100% no adesivo
2	42.000	506,7	82,89	95% no adesivo; 5% adesão
3	44.000	506,7	86,84	99% no adesivo; 1% adesão
4	43.000	506,7	84,86	96% no adesivo; 4% adesão
5	46.000	506,7	90,78	97% no adesivo; 3% adesão
Média			87,43	
D. Padrão			3,80	
Erro			12,8	

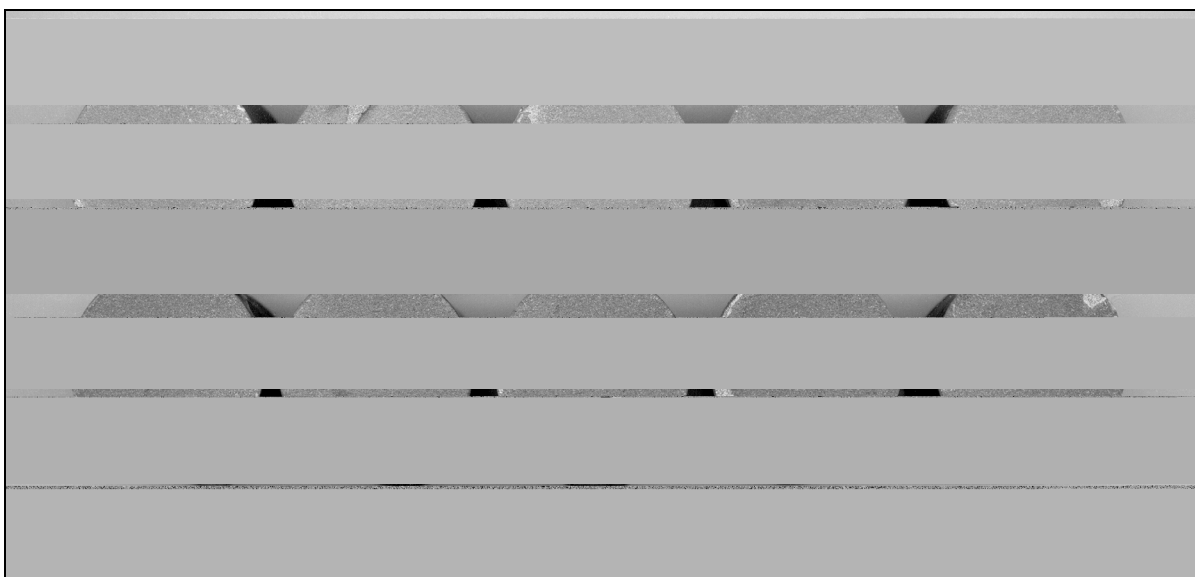


Figura A.2 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição AC2 (substrato de aço com preaquecimento de 150°C e temperatura final de 200°C)

Tabela A.3 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão FS2

Ensaio	Força Normal [N]	Área [mm ²]	Tensão Normal [MPa]	Tipo de Falha
1	35.500	506,7	70,06	95% adesão; 5% no adesivo
2	37.500	506,7	74,01	100% adesão
3	24.000	506,7	47,37	100% adesão
4	45.000	506,7	88,81	80% adesão; 20% no adesivo
5	-	-	-	-
Média			70,06	
D. Padrão			17,15	
Erro			27,3	



Figura A.3 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição FS2 (substrato de ferro fundido branco sem preaquecimento e temperatura final de 150°C)

Tabela A.4 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão FC2

Ensaio	Força Normal [N]	Área [mm ²]	Tensão Normal [MPa]	Tipo de Falha
1	44.500	506,7	87,82	100% no adesivo
2	35.500	506,7	70,06	100% adesão
3	41.500	506,7	81,90	60% adesão; 40% no adesivo
4	46.500	506,7	91,77	50% adesão; 50% no adesivo
5	-	-	-	-
Média			82,89	
D. Padrão			8,38	
Erro			13,3	

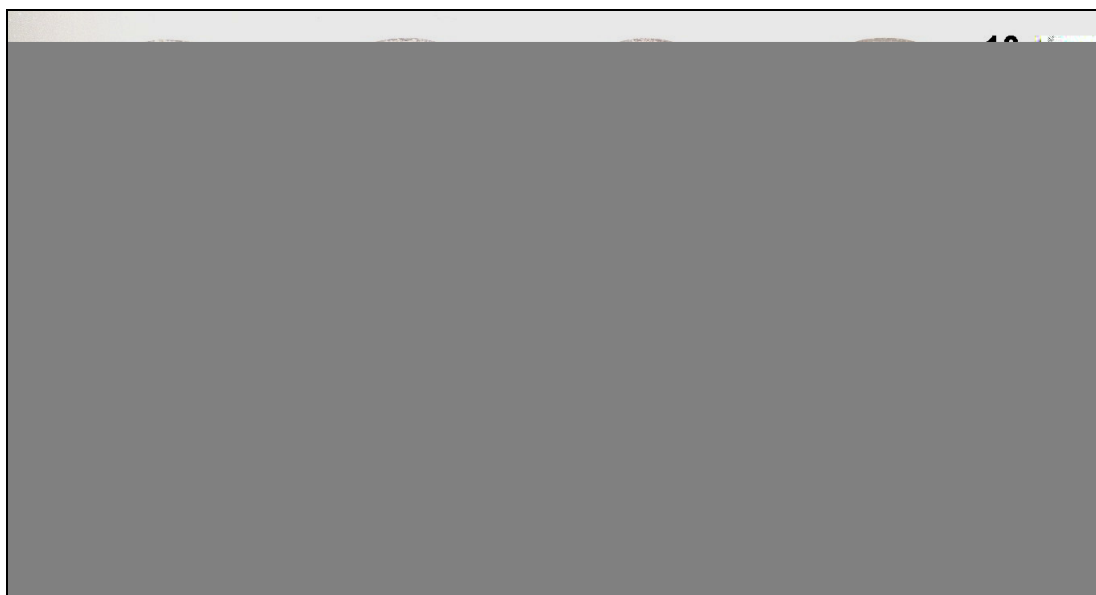


Figura A.4 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição FC2 (substrato de ferro fundido branco com preaquecimento de 150°C e temperatura final de 200°C)

Tabela A.5 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão RAS2

Ensaio	Força Normal [N]	Área [mm ²]	Tensão Normal [MPa]	Tipo de Falha
1	44.975	506,7	88,76	100% adesão
2	42.725	506,7	84,32	100% adesão
3	36.600	506,7	72,23	100% adesão
4	46.750	506,7	92,26	80% adesão; 20 no adesivo
5				
Média			84,40	
D. Padrão			8,74	
Erro			13,9	

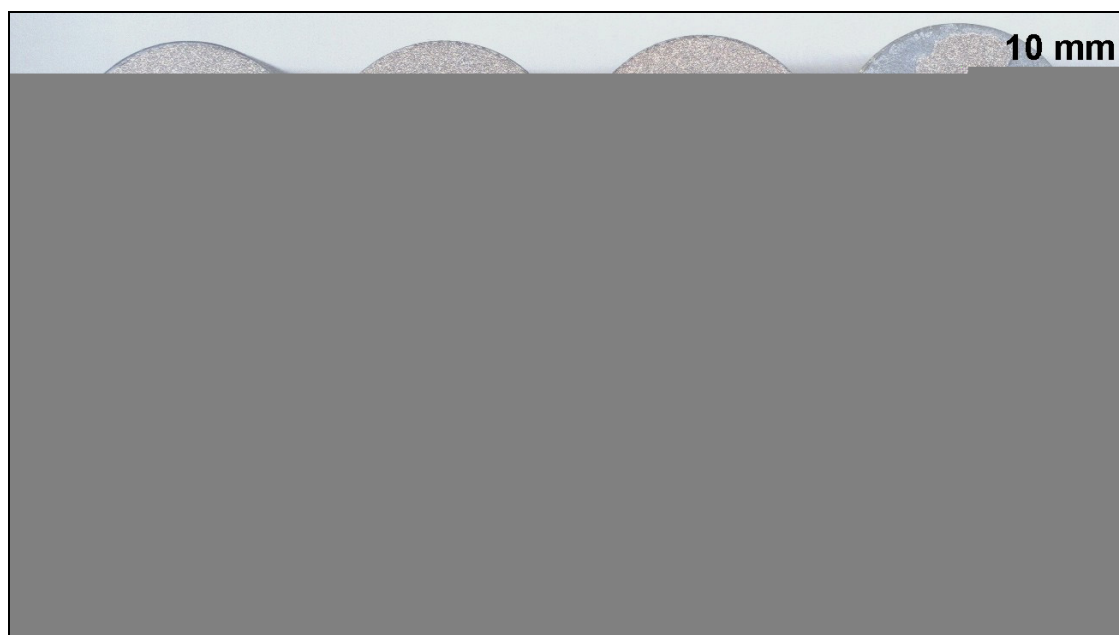


Figura A.5 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição RAS2 (substrato de aço sem preaquecimento e temperatura final de 200°C)

Tabela A.6 - Resultados do ensaio de aderência para a condição de aspersão RACC2

Ensaio	Força Normal [N]	Área [mm ²]	Tensão Normal [MPa]	Tipo de Falha
1	44.175	506,7	87,18	99% no adesivo; 1% adesão
2	40.675	506,7	80,27	90% adesão; 10% no adesivo
3	44.625	506,7	88,07	50% adesão; 50% no adesivo
4	43.950	506,7	86,74	90% adesão; 10% no adesivo
5				
Média			85,6	
Desvio Padrão			3,6	
Erro			5,7	

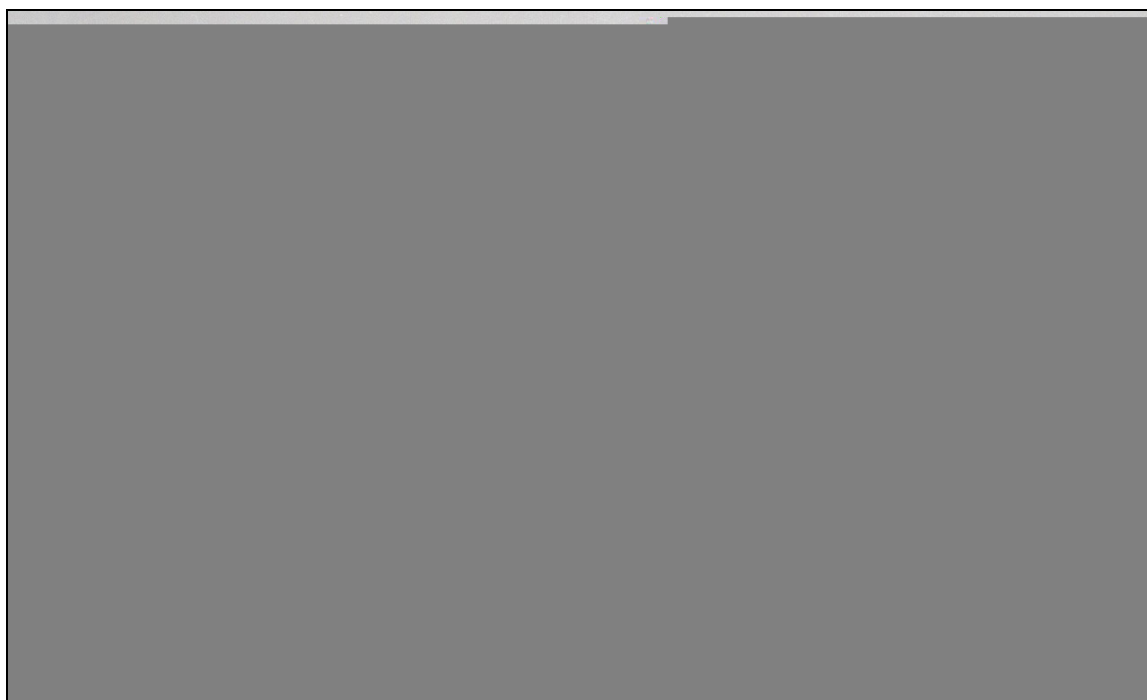


Figura A.6 - Macrografia das superfícies ensaiadas com revestimentos aplicados conforme condição RACC2 (substrato de aço com preaquecimento e temperatura final de 200°C)

ANEXO B – Resultados dos ensaios de desgaste abrasivo

Neste anexo são apresentados os resultados de todos os ensaios de desgaste abrasivo em abrasômetro tipo roda de borracha. Além dos resultados as tabelas também contêm as condições em que foram realizados os ensaios. As macrografias não foram colocadas por apresentarem em todos os ensaios as mesmas características do ponto de vista macroscópico.

Tabela B.1 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição *AS2

Substrato de aço 1020, sem preaquecimento, espessura de 200 μm , V_r de 2,0 m/s							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO_2 #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228,6 mm)							
Ensaio	Peso [g]		Perda de Massa [g]	ϕ roda [mm]		Fator de Correção	Perda de Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
*AS2_1	185,5593	185,4372	0,122	228,6	226,9	1,0075	0,123
*AS2_2	185,2061	185,0856	0,12	228,6	226,2	1,0106	0,121
*AS3_3	184,7723	184,6467	0,125	228,6	226,1	1,0111	0,126
Média							0,124
Desvio Padrão							0,003
Erro (intervalo de confiança de 95%)							0,006
Erro %							5,25
Coeficiente de Variação							2,1

Tabela B.2 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição *AC2

Substrato de aço 1020, com preaquecimento, espessura de 200 μm , V_r de 2,0 m/s							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO_2 #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm)							
Coeficiente de Variação							
Ensaio	Peso [g]		Perda de Massa [g]	ϕ roda [mm]		Fator de Correção	Perda de Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
*AC2_1	185,6378	185,5165	0,121	228,6	226,7	1,0084	0,122
*AC2_2	184,2083	184,0882	0,120	228,6	226,2	1,0106	0,121
*AC2_3	184,1569	184,0447	0,112	228,6	226,1	1,0111	0,113
Média							0,119
Desvio Padrão							0,005
Erro (intervalo de confiança de 95%)							0,0121
Erro %							10,17
Coeficiente de Variação							4,1

Tabela B.3 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição *FS2

Substrato de FoFo, sem preaquecimento, espessura de 200 μm , V_r de 2,0 m/s							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO_2 #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm)							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	ϕ roda [mm]		Fator de Correção	Perda de Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
*FS2_1	185,864	185,7392	0,124	228,6	226,7	1,0084	0,125
*FS2_2	183,8929	183,7723	0,12	228,6	226,6	1,0088	0,121
*FS2_3	187,8524	187,7301	0,122	228,6	226,45	1,0095	0,123
Média							0,123
Desvio Padrão							0,002
Erro							0,005
Erro %							4,02
Coeficiente de Variação							1,6

Tabela B.4 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição *FC2

Substrato de FoFo, com preaquecimento, espessura de 200 μm , Vr de 2,0 m/s							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO ₂ #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm)							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	ϕ roda		Fator de Correção	Perda de .Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicia l	final		
*FC2_1	185,8564	185,746	0,11	228,6	226,35	1,010	0,111
*FC2_2	188,8017	188,6877	0,114	228,6	226,1	1,011	0,115
*FC2_3	186,3378	186,2166	0,1212	228,6	226,1	1,011	0,123
Média							0,116
Desvio Padrão							0,006
Erro							0,0144
Erro %							12,38
Coeficiente de Variação							5,0

Tabela B.5 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição AS2

Substrato de aço 1020, sem preaquecimento, espessura de 200 μm , Vr de 2,0 m/s							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO ₂ #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm)							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	ϕ roda		Fator de Correção	Perda de.Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
AS2_1	184,816	184,6866	0,1295	228,6	225,45	1,0140	0,131
AS2_2	184,1348	184,0038	0,131	228,6	225,4	1,0142	0,133
AS2_3	185,6841	185,5532	0,1309	228,6	225,2	1,0151	0,133
Média							0,132
Desvio Padrão							0,001
Erro							0,002
Erro %							1,69
Coeficiente de Variação							0,7

Tabela B.6 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição AC2

Substrato de aço 1020, com preaquecimento de 200 °C, espessura de 200 µm, Vr de 2,0 m/s							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO ₂ #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m) considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	ϕ roda [mm]		Fator de Correção	Perda de Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
AC2_1	184,9572	184,8347	0,123	228,6	225,2	1,0151	0,124
AC2_2	185,3928	185,2662	0,127	228,6	225	1,0160	0,129
AC2_3	183,6001	183,4717	0,128	228,6	224,7	1,0174	0,131
Média							0,128
Desvio Padrão							0,003
Erro							0,0080
Erro %							6,23
Coeficiente de Variação							2,5

Tabela B.7 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição RAS2

Substrato de aço 1020, sem preaquecimento, espessura de 200 µm, Vr de 3,0 m/s							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO ₂ #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm)							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	ϕ roda		Fator de Correção	Perda de Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
RAS2_1	182,928	182,8084	0,1196	228,6	225,35	1,0144	0,121
RAS2_2	183,8409	183,721	0,1199	228,6	224,85	1,0167	0,122
RAS2_3	182,0972	181,9738	0,1234	228,6	224,65	1,0176	0,126
Média							0,123
Desvio Padrão							0,002
Erro							0,006
Erro %							4,65
Coeficiente de Variação							1,9

Tabela B.8 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição RACC2

Substrato de aço 1020, com preaquecimento de 200 °C, espessura de 200 µm, Vr de 3,0 m/s							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO ₂ #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm)							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	φ roda		Fator de Correção	Perda de Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicia l	final		
RACC2_1	181,8808	181,7574	0,123	228,6	225,3	1,0146	0,125
RACC2_2	181,4228	181,2997	0,123	228,6	224,9	1,0165	0,125
RACC2_3	183,0396	182,9206	0,119	228,6	224,7	1,0174	0,121
Média							0,124
Desvio Padrão							0,002
Erro							0,006
Erro %							4,75
Coeficiente de Variação							1,9

Tabela B.9 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição T1RAS2

Substrato de aço 1020, sem preaquecimento, espessura de 200 µm, Vr de 3,0 m/s							
Revestimento com tratamento térmico de duplo revenido							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO ₂ #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm)							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	φ roda		Fator de Correção	Perda Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
T1RAS2_1	184,3528	184,2657	0,0871	228,6	223,4	1,0233	0,089
T1RAS2_2	183,4905	183,4006	0,0899	228,6	223,4	1,0233	0,092
Média							0,091
Desvio Padrão							0,002
Erro							0,018
Erro %							20,10
Coeficiente de Variação							2,2

Tabela B.10 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição T1RACC2

Substrato de aço 1020, com preaquecimento de 200 °C, espessura de 200 µm, Vr de 3,0 m/s							
Revestimento com tratamento térmico de duplo revenido							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO ₂ #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm)							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	φ roda		Fator de Correção	Perda Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
T1RACC2_1	181,7669	181,6821	0,085	228,6	223,3	1,0237	0,087
T1RACC2_2	181,443	181,3551	0,088	228,6	223,2	1,0242	0,090
Média							0,088
Desvio Padrão							0,002
Erro							0,020
Erro %							23,09
Coeficiente de Variação							2,60

Tabela B.11 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição TRAS2

Substrato de aço 1020, sem preaquecimento, espessura de 20 µm, Vr de 3,0 m/s							
Revestimento com tratamento térmico de têmpera seguido de duplo revenido							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228, 6 mm)							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	φ roda		Fator de Correção	Perda Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
TRAS2_2	184,7703	184,7289	0,0414	228,6	223,7	1,0219	0,042
TRAS2_1	184,1817	184,1398	0,0419	228,6	223,4	1,0233	0,043
Média							0,043
Desvio Padrão							0,0004
Erro							0,004
Erro %							8,48
Coeficiente de Variação							0,9

Tabela B.12 - Resultados dos ensaios de desgaste conforme condição TRACC2

Substrato de aço 1020, sem preaquecimento, espessura de 200 μm , V_r de 3,0 m/s							
Revestimento com tratamento térmico de têmpera seguido de duplo revenido							
Tempo de ensaio = 5 minutos							
Rotações = 200 rpm							
Carga Normal = 130 N							
Abrasivo = SiO_2 #100							
Total de revoluções = 1000							
Distância percorrida = 718 m (considerando o diâmetro da roda de 228,6 mm)							
Ensaio	Peso Inicial [g]		Perda de Massa [g]	ϕ roda		Fator de Correção	Perda Massa Corrigida [g]
	Inicial	Final		inicial	final		
TRAC'2_1	181,3551	181,3116	0,044	228,6	223,5	1,0228	0,044
TRAC'2_2	181,1011	181,0583	0,043	228,6	223,65	1,0221	0,044
Média							0,044
Desvio Padrão							0,001
Erro							0,005
Erro %							10,73
Coeficiente de Variação							1,2

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)