

CAPÍTULO VII

AVALIAÇÃO DE DESGASTE EM LABORATÓRIO

Neste capítulo são apresentados os resultados relacionados à avaliação de desgaste que objetivavam verificar, em laboratório, o desempenho de cada liga antes da sua aplicação em campo, etapa posterior. Referem-se à soldagem das chapas de testes, confecção dos corpos de prova para a avaliação de desgaste, a avaliação de dureza, diluição, desgaste (perda de massa e resistência ao desgaste), microestrutura dos depósitos e porcentagem volumétrica de carbonetos.

7.1. Soldagem das chapas de testes

Foram soldadas vinte chapas de testes com os três tipos de arames tubulares (FeCrC, +Nb e +Ti) e um eletrodo revestido de liga FeCrC (ER1), sendo cinco com cada consumível e das quais se extraiu os corpos de prova para a avaliação de desgaste. O eletrodo ER1 testado durante os trabalhos preliminares (Cap. IV) e amplamente utilizado pelo setor sucroalcooleiro foi avaliado para servir de referência em uma análise comparativa do desempenho dos arames tubulares, apesar da utilização de condição de soldagem diferente dos arames. A sua corrente de soldagem (170 A) foi obtida do catálogo do fabricante, enquanto a velocidade de soldagem foi ajustada para proporcionar um volume de solda similar aos arames tubulares.

Devido à diferença na geometria dos cordões para os diferentes arames, mesmo na soldagem com mesma corrente e tensão (a DBCP foi diferente), para se revestir a mesma área foi utilizado número diferente de cordões, bem como o espaçamento entre eles (passo da solda), como visto na Tab. 6.4. As chapas de testes com dimensões de 12,7 x 51 x 200 mm, receberam cordões de solda com 150 mm de comprimento, como ilustrado pela Fig.

7.1, que mostra a superfície de uma chapa de testes, bem como, a região de extração dos CPs de desgaste, na superfície e na seção transversal da mesma.

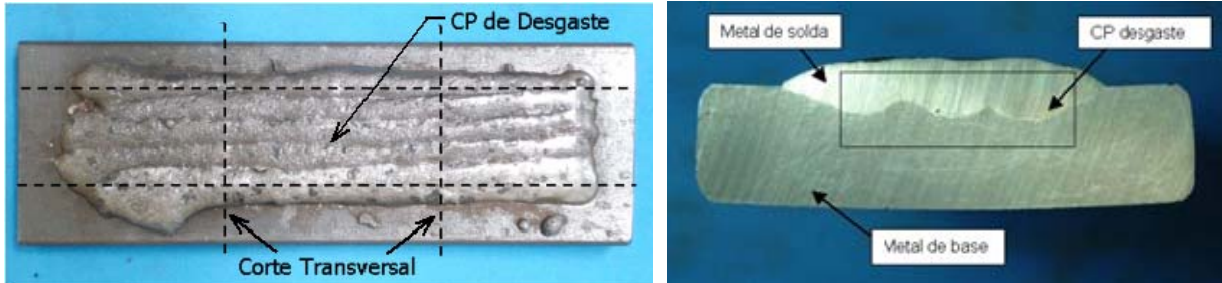


Figura 7.1 - Localização do corpo de prova na superfície (a) e na seção transversal da chapa de teste (b).

A Figura 7.2 ilustra a seção transversal das chapas de testes representativas de cada consumível, permitindo verificar a presença de porosidades, que foram mais evidentes no interior do revestimento +Nb. Além disso, quanto a aspectos de formação do revestimento, pode-se destacar a maior penetração do arame +Ti, responsável pela maior diluição como será visto a seguir. O revestimento do eletrodo ER1 difere sensivelmente dos demais por apresentar maior penetração e maior largura de cordão (Fig. 7.2d). Em destaque na figura, a região de extração dos CPs para análise metalográfica, na extremidade final da região central das chapas de testes (ilustrada na Fig. 7.1, anterior), no último cordão soldado.

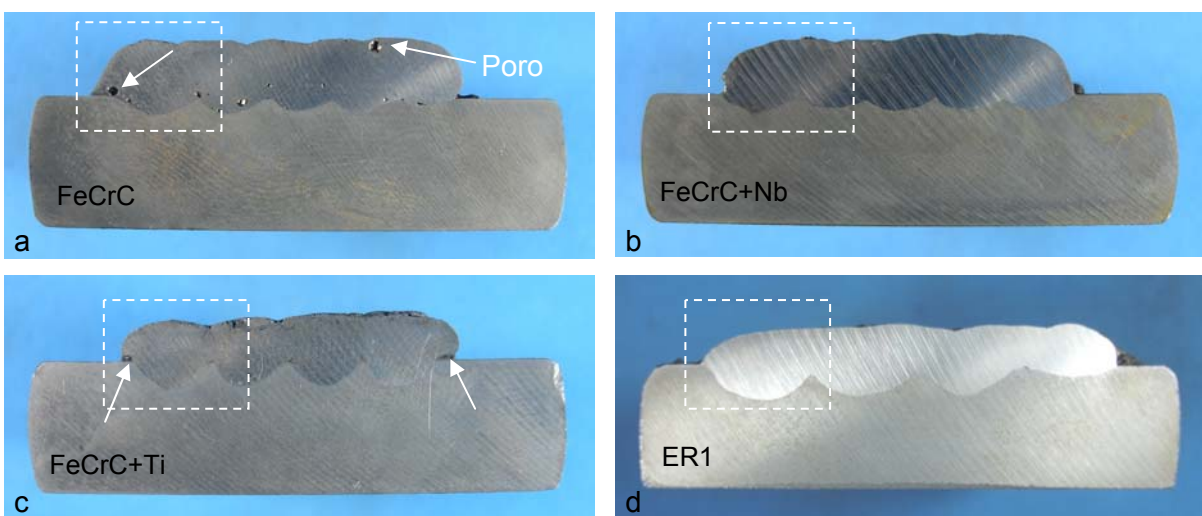


Figura 7.2 - Seção transversal das chapas revestidas com os quatro consumíveis.

A Figura 7.3 apresenta detalhe da superfície do revestimento, na região central das chapas de testes, de onde foram retirados os CPs para a avaliação de desgaste. Observa-

se na figura, a ocorrência de trincas no revestimento FeCrC e +Nb, de porosidades no +Nb e respingos em todos as amostras, além da maior irregularidade nos contornos dos cordões do revestimento +Ti. A seta maior posicionada no último cordão executado (todas as amostras) indica o sentido de progressão da solda.

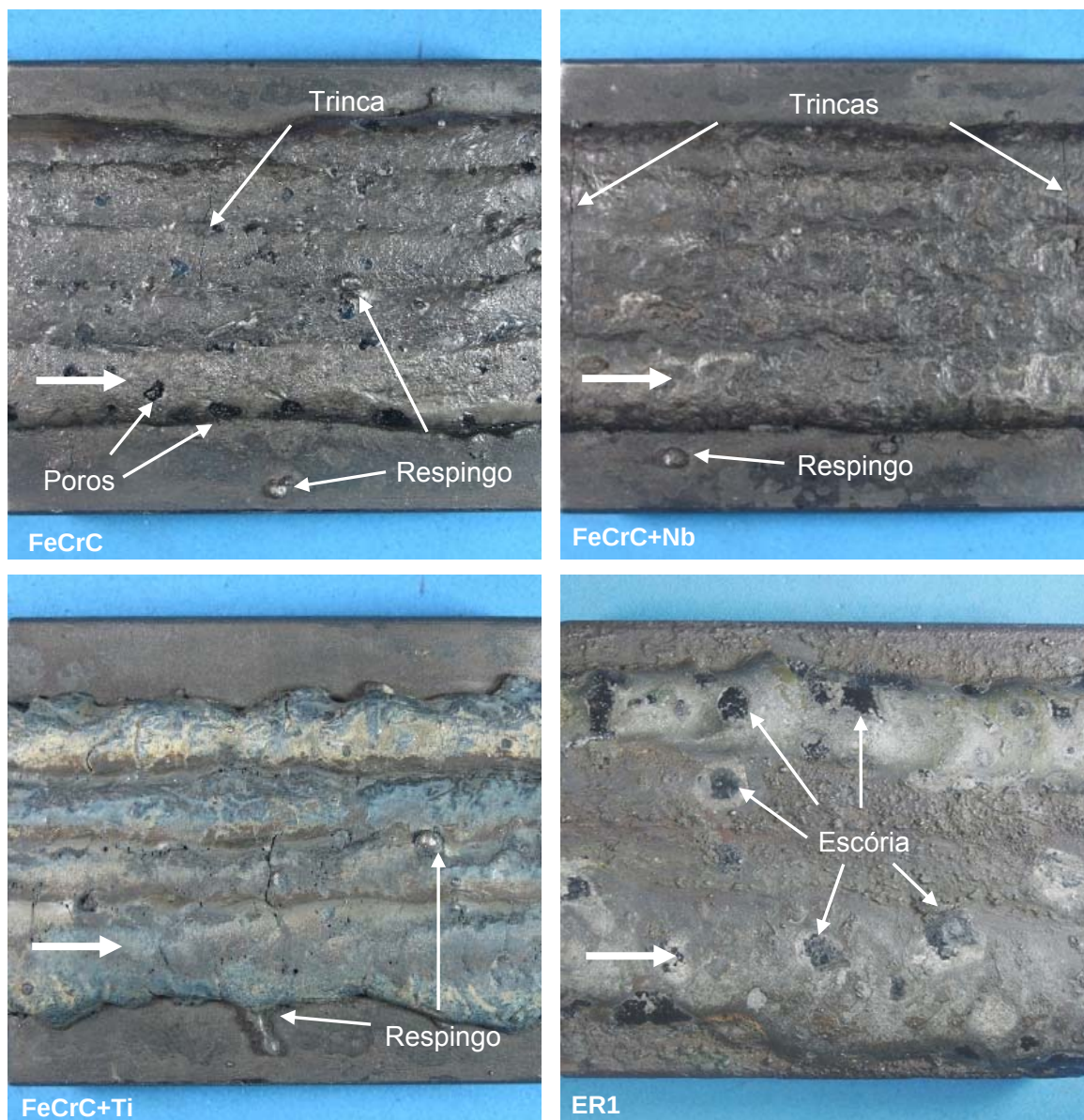


Figura 7.3 – Detalhe da Superfície das chapas revestidas com os quatro consumíveis.

7.2. Diluição da solda

Sendo a diluição um parâmetro influente nas propriedades do revestimento, considerou-se importante fazer a sua avaliação. Isso foi feito pela relação entre a área fundida e a área total da solda na seção transversal da chapa, como descrito no Cap. 3. A

Tab. 7.1 apresenta os valores de diluição observados no início e no final do CP, a diluição média e o desvio padrão para cada consumível utilizado. A Fig. 7.3 ilustra os valores médios de diluição dos CPS, permitindo observar que a diluição foi diferente para os quatro consumíveis, apesar de valores similares de corrente média dos arames tubulares. A menor média de diluição foi obtida pelo arame +Nb, seguido do FeCrC e do +Ti, apesar de estatisticamente não se poder afirmar vantagem de um sobre o outro no caso dos dois primeiros. Dentre todos os consumíveis, o eletrodo revestido foi o que proporcionou maior valor de diluição média, 100% superior ao arame tubular de menor diluição. Entretanto, destaca-se que o mesmo foi soldado em condições diferentes.

Tabela 7.1 – Resultados de diluição.

Cons	CP N°	Dil _i (%)	Média Dil _i (%)	Dil _f (%)	Média Dil _f (%)	Dil _m (%)	DP
FeCrC	1.1	17,45	18,39	23,28	24,01	21,20	3,16
	1.2	17,78		23,98			
	1.3	20,18		22,50			
	1.4	18,28		25,85			
	1.5	18,24		24,44			
FeCrC +Nb	2.1	15,93	15,10	22,72	23,87	19,48	4,92
	2.2	13,72		26,01			
	2.3	12,55		23,69			
	2.4	15,29		24,29			
	2.5	17,99		22,55			
FeCrC +Ti	3.1	25,37	27,30	28,30	27,55	27,42	3,00
	3.2	22,86		23,82			
	3.3	27,49		29,83			
	3.4	28,86		33,20			
	3.5	26,62		27,87			
ER1	4.1	40,04	37,99	44,18	41,11	39,56	3,43
	4.2	37,46		42,01			
	4.3	37,85		45,61			
	4.4	35,92		39,33			
	4.5	35,31		37,84			

Onde: Cons= consumível; Dil_i= Diluição no início do corpo de prova; Dil_f= Diluição no final do corpo de prova; Dil_m= Diluição média do revestimento; DP= desvio padrão de todas as medições, início e final.

Se comparada a diluição do revestimento (Tab. 7.1) com a diluição de apenas um cordão de solda (vide teste 7 na Tab. 6.2), verifica-se que a diluição de 24,59% de um cordão efetuado com o arame FeCrC, com mesmos parâmetros de soldagem (V_{alim} , U_r e I_m), é 13,8% superior à diluição do revestimento, apesar da corrente de soldagem similar em ambos os casos. Isso ocorreu devido à sobreposição parcial dos cordões na soldagem de

revestimento, que provocava a refusão de parte do cordão anterior e minimizando o aporte de calor no metal de base.

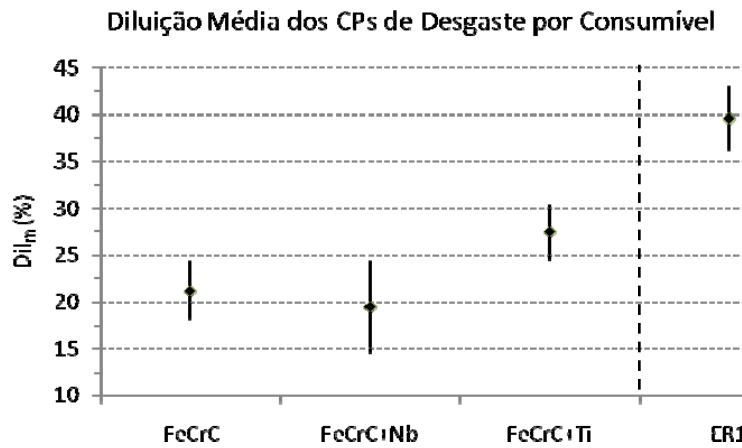


Figura 7.4 – Análise comparativa de diluição dos CPs de desgaste por consumível.

No caso dos arames +Nb e +Ti, a diluição do cordão, de 15,7% e 23,4%, respectivamente (testes 16 e 25 da Tab. 6.2), foi inferior à diluição do revestimento, pois apesar de mesma V_{alim} e U_r , a corrente média (229 e 243 A) também foi inferior à corrente da soldagem de revestimento (~270 A). Entretanto, se forem tomados como exemplo dois testes efetuados com mesma corrente (Tab. 6.2), com esses dois arames (teste 18, +Nb e teste 24, +Ti) verifica-se que a diluição do cordão é de 16,3% e 24,9% superiores à diluição do revestimento, devido ao efeito da sobreposição dos cordões de revestimento. A diferença do arame +Ti foi superior aos demais arames, pois esse apresentou maior fluidez da poça e cordão com maior largura e menor reforço, fazendo com que a parcela do cordão refundida tenha sido superior aos demais.

7.3. Dureza do revestimento

Foram feitas três medidas de dureza Rockwell C na superfície retificada, na região inicial e final de cada corpo de prova, próximo à trilha de desgaste, num total de seis medidas por CP. Os valores médios obtidos para cada CP (início e final) são apresentados na Tab. 7.2, a qual apresenta ainda a dureza média por consumível e respectivo desvio padrão. Observa-se que, devido à maior diluição na extremidade final dos CPs, como visto na Tab. 7.1, a dureza nessa região foi inferior na maioria dos casos.

A Figura 7.5 ilustra comparativamente por consumível, a dureza média, a dureza mínima e máxima encontradas em comparação com a faixa de dureza informada pelo

fabricante para revestimento em camada única com cada consumível (apresentada no Cap. 3, Procedimentos Experimentais). Observa-se que os valores de dureza obtidos se encontram todos dentro da faixa especificada pelo fabricante para depósitos em uma camada e que a dureza média dos revestimentos variou de 56,9 a 61,9 HRC. Dentre os arames tubulares, a maior dureza média foi obtida pelo +Nb, seguido do +Ti e do FeCrC. O eletrodo revestido ER1 apresentou dureza média similar ao arame +Nb.

Tabela 7.2 – Resultados de dureza dos CPs.

Cons	CP N°	Dureza (HRC)		Dureza média (HRC)	DP
		Início CP	Final CP		
FeCrC	1.1	57,5	54,4	56,9	1,0
	1.2	56,9	56,5		
	1.3	56,8	57,0		
	1.4	58,0	57,5		
	1.5	58,0	56,7		
FeCrC +Nb	2.1	62,7	60,3	61,9	0,8
	2.2	62,0	61,5		
	2.3	62,7	61,9		
	2.4	62,5	61,0		
	2.5	62,0	62,0		
FeCrC +Ti	3.1	58,0	56,5	58,3	1,7
	3.2	58,0	60,0		
	3.3	56,0	61,0		
	3.4	57,5	59,0		
	3.5	57,0	60,0		
ER1	4.1	61,5	61,0	61,5	0,8
	4.2	62,0	61,5		
	4.3	62,0	63,0		
	4.4	62,0	61,0		
	4.5	60,5	60,5		

7.4. Desgaste

7.4.1. Preparação dos corpos de prova de desgaste

Os CPs foram retirados da região central das chapas de testes por corte em cortadora metalográfica. O revestimento foi retificado na superfície até a sua uniformização, seguido da usinagem da face oposta ao revestimento e das laterais, até a obtenção das dimensões padronizadas.

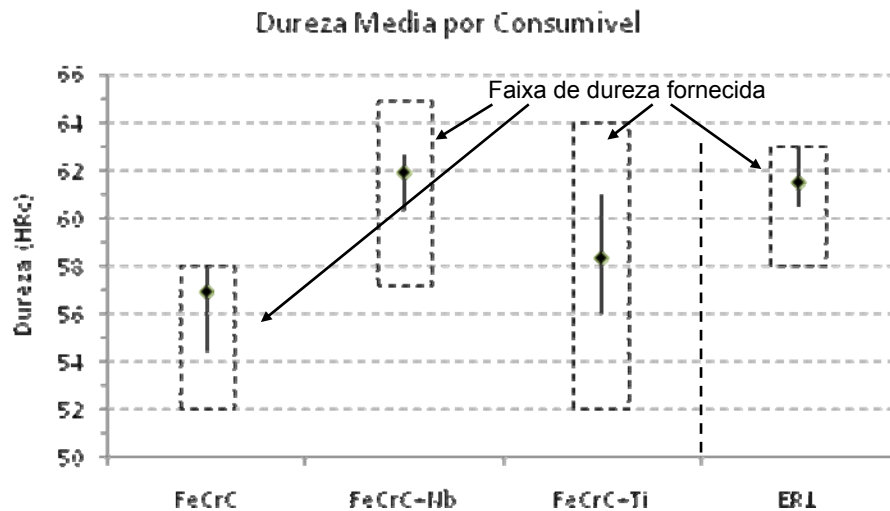


Figura 7.5 – Análise comparativa de dureza média, máxima e mínima em função da faixa fornecida pelo fabricante.

A Figura 7.6 mostra detalhe da superfície dos CPs após a retificação, mas antes da realização do ensaio de desgaste, destacando a presença de descontinuidades superficiais, como poros e trincas. Segundo Corrêa *et al* (2006), as ligas ferro-cromo-carbono são susceptíveis às trincas de solidificação, as quais agem no sentido de aliviar as tensões de soldagem. Entretanto, o número de trincas visíveis na superfície revestida com liga ferro-cromo-carbono e no revestimento de carbonetos complexos estudados por Corrêa *et al* (2006) na soldagem em três camadas foi significativamente maior que os obtidos neste trabalho.

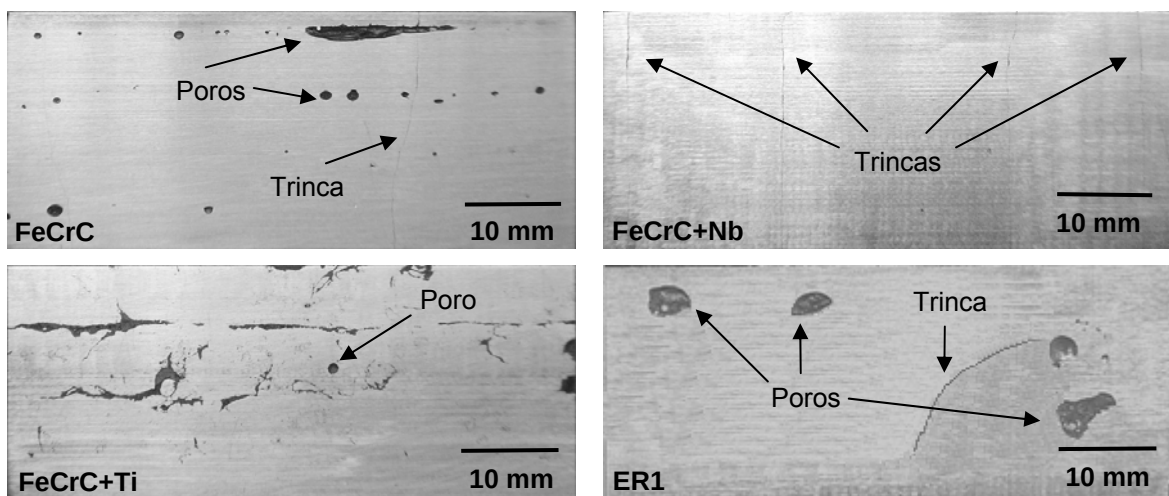


Figura 7.6 – Detalhe dos CPs antes do ensaio de desgaste.

7.4.2. Avaliação de Pré-desgaste

Segundo Costa, Klein e De Mello (2001), a taxa de desgaste abrasivo a baixa tensão estabiliza a partir de certo tempo de ensaio e tende a diminuir com o aumento da dureza do material. Por isso, antes da realização dos ensaios de desgaste, foi feita a determinação do tempo de pré-desgaste, ou seja, o tempo em que o desgaste do material entrava em regime.

Para tanto, uma amostra do revestimento de menor dureza (arame FeCrC) foi montada e submetida ao desgaste por períodos de um minuto. Essa amostra mais susceptível ao encruamento levaria, segundo Costa, Klein e De Mello (2001), um maior tempo para estabilizar o desgaste e deveria ser tomada como referência para a realização do pré-desgaste. Após cada etapa de um minuto, a amostra era retirada, cuidadosamente limpa em equipamento de limpeza por ultra-som e pesada para avaliação da quantidade de material perdido por desgaste, quando então retornava a outro ciclo de ensaios, até que se observasse a estabilização da perda de peso de cada ciclo.

A Figura 7.7 apresenta os resultados do pré-desgaste de uma amostra do arame FeCrC, onde se observa que a partir do tempo de quatro minutos o desgaste entrou em regime, ou seja, a amostra passou a perder em torno de 15 mg a cada ciclo de ensaio de um minuto, contra os 35 mg do primeiro ciclo. Em função disso, para a continuidade dos ensaios, todas as amostras foram submetidas previamente ao ensaio de pré-desgaste por um período de cinco minutos ininterruptos, antes do desgaste propriamente dito.

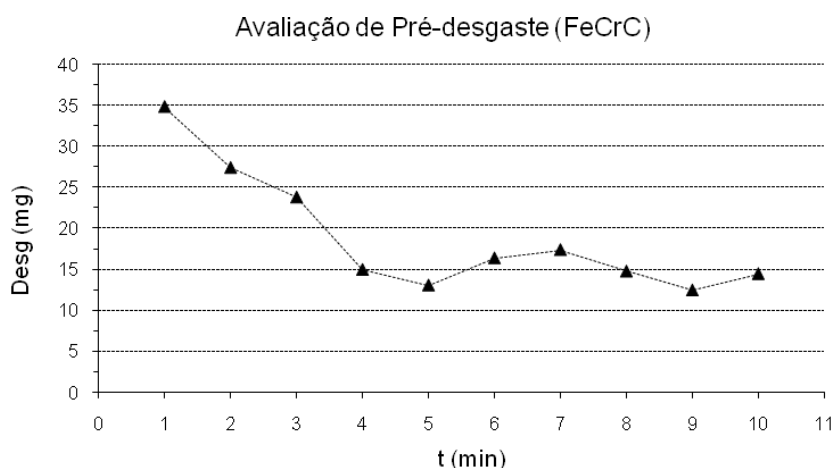


Figura 7.7 – Avaliação de pré-desgaste.

7.4.3. Resultados de desgaste

As vinte amostras pré-desgastadas foram submetidas ao ensaio de desgaste em abrasômetro Roda de Borracha por um período de 10 minutos ininterruptos, segundo os procedimentos estabelecidos pela norma ASTM G65-00. Após os quais, foram cuidadosamente limpas em álcool, secas e pesadas para a determinação da massa perdida no ensaio. A Tab. 7.3 apresenta os dados resultantes da perda de massa das amostras.

Tabela 7.3 – Dados de desgaste por consumível.

Cons	CP Nº	Desg (mg)	Desg _m (mg)	DP Desg	Tdesg _m (mg.m ⁻¹)	DP Tdesg	Rdesg _m (mg.m ⁻¹) ⁻¹	DP Rdesg
FeCrC	1.1	230,3	186,7	50,0	0,130	0,035	7,69	2,59
	1.2	237,2						
	1.3	164,5						
	1.4	115,5						
	1.5	185,9						
FeCrC +Nb	2.1	50,6	42,2	12,6	0,029	0,009	34,48	13,52
	2.2	24,1						
	2.3	37,3						
	2.4	42,2						
	2.5	56,7						
FeCrC +Ti	3.1	133,0	129,5	14,2	0,090	0,010	11,09	1,35
	3.2	127,0						
	3.3	136,3						
	3.4	144,5						
	3.5	106,8						
ER1	4.1	60,3	53,2	14,7	0,037	0,010	27,03	7,43
	4.2	47,3						
	4.3	75,1						
	4.4	37,3						
	4.5	46,0						

Onde: Desg= Desgaste por CP; Desg_m= Desgaste médio por consumível; Tdesg_m= taxa de desgaste médio por consumível (desgaste em função da distância percorrida durante o ensaio, 1436 m); Rdesg_m= resistência ao desgaste média por consumível (inverso da taxa de desgaste).

A Figura 7.8 ilustra o desgaste médio por consumível (perda de massa). Observa-se que dentre os arames tubulares, o melhor resultado (menor perda de massa) foi obtido pelo arame +Nb, seguido do +Ti e, com o pior resultado, o arame FeCrC, apesar de os dois últimos serem estatisticamente iguais em teste de hipótese. O eletrodo revestido ER1 proporcionou o segundo melhor resultado geral, dentre todos os consumíveis, com média de perda de massa 26% superior ao arame +Nb, mas pela sobreposição do desvio padrão, com resultado estatisticamente similar a este.

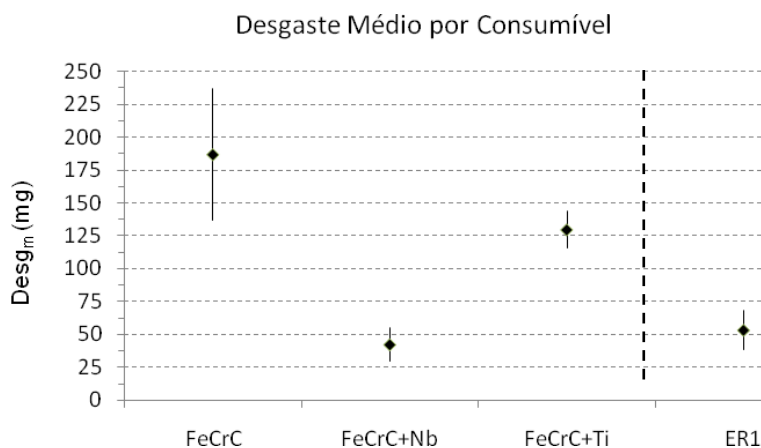


Figura 7.8 – Análise comparativa de perda de massa por consumível.

O tipo de arame teve significância quanto à resistência ao desgaste, como ilustrado pela Fig. 7.9. Observa-se que dentre os arames tubulares, a maior resistência ao desgaste foi obtida pelo revestimento +Nb, com diferença significativa sobre o FeCrC e +Ti, onde a significância estatística em teste de hipótese foi, respectivamente de $p=0,0015$ (+Nb versus FeCrC) e $p=0,0027$ (+Nb versus +Ti), permitindo considerar a resistência ao desgaste do primeiro (+Nb) como estatisticamente diferente dos outros dois.

O arame FeCrC e o +Ti apresentaram R_{desg} estatisticamente iguais, com significância estatística, $p=0,053$, praticamente no limite de serem considerados como diferentes no teste de hipótese ($p=0,05$). O eletrodo revestido ER1 apresentou média de resistência ao desgaste pouco inferior ao arame +Nb, mas estatisticamente igual (significância estatística, $p=0,2499$) e superior aos outros dois arames, com significância estatística, $p=0,0004$ em relação ao FeCrC e $p=0,0009$ em relação ao +Ti.

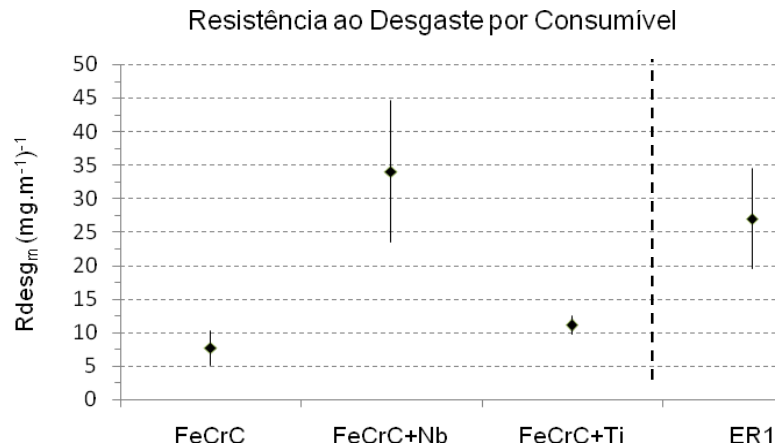


Figura 7.9 – Análise comparativa de resistência ao desgaste por consumível.

A superioridade do revestimento +Nb sobre o FeCrC de certa forma é discordante dos resultados de Buchely *et al* (2005), segundo o qual, nos revestimentos em primeira camada, como neste trabalho, a liga rica em Cr apresentou maior resistência ao desgaste abrasivo de baixa tensão que a liga rica em carbonetos complexos, como NbC, M_7C_3 e Mo_2C (vide Fig. 2.20). Os autores concluíram que os revestimentos formados por carbonetos complexos (liga C-Cr-W-Nb-Mo-V), de composição química diferente dos consumíveis utilizados neste trabalho, são inferiores aos ricos em cromo no ensaio de desgaste abrasivo de baixa tensão (Roda de Borracha), tanto na primeira quanto na segunda camada. A maior resistência ao desgaste dessa liga só seria atingida a partir da terceira camada de revestimento (não avaliaram os revestimentos ricos em cromo na terceira camada).

Para efeitos de comparação com os resultados de Buchely *et al* (2005), que também realizaram ensaios de revestimento duro em abrasômetro Roda de Borracha, observa-se que a resistência ao desgaste dos seus revestimentos variou de 11,2 a 32,3 (mg.m⁻¹)⁻¹, sendo que em uma camada variou de 11,2 a 24,2 (mg.m⁻¹)⁻¹. Neste trabalho, a resistência ao desgaste obtida por revestimento em camada única, variou de 7,69 a 34,48 (mg.m⁻¹)⁻¹.

Como no trabalho de Buchely *et al* (2005) foram avaliados apenas revestimentos depositados com eletrodos revestidos, uma comparação entre esses também se faz importante, apesar de as condições de soldagem, bem como, os eletrodos não serem os mesmos. Enquanto o eletrodo de liga Fe-35Cr-4,3C de Buchely *et al* (2005) apresentou resistência ao desgaste na primeira camada de 14,7 (mg.m⁻¹)⁻¹, o eletrodo ER1 (Fe-44Cr-5,1C) deste trabalho apresentou resistência média de 28,6 (mg.m⁻¹)⁻¹, bem superior, indicando a importância do maior teor de cromo e carbono para aumentar a resistência ao desgaste abrasivo de baixa tensão.

Por outro lado, o arame utilizado neste trabalho (Fe-23,1Cr-4,11C), com teor de Cr inferior e teor de carbono aproximado ao eletrodo revestido de Buchely *et al* (2005), citado anteriormente, apresentou resistência ao desgaste inferior na primeira camada, ou seja, $7,69 \text{ (mg.m}^{-1}\text{)}^{-1}$, contra os $14,7 \text{ (mg.m}^{-1}\text{)}^{-1}$ de Buchely *et al* (2005). Destaca-se, entretanto, que são consumíveis diferentes e com condições de soldagem também diferentes.

Uma outra comparação que pode ser feita para efeito de análises é entre os consumíveis formadores de carbonetos complexos, ou seja, carbonetos com elementos metálicos além do Cr, como V, Nb, Ti, W e outros. O eletrodo revestido (Fe-23Cr-4,2C-5,4Nb-3,5W) utilizado por Buchely *et al* (2005) que contém, além de C e Cr, elementos como o Nb e W e os arames utilizados neste trabalho, o +Nb (Fe-22Cr-4,5C-6,5Nb) e o +Ti (Fe-1,8C-7,5Cr-1,5Mo-5,26Ti), mesmo se tratando de consumíveis diferentes (eletrodo revestido e arame tubular), com composição química distinta e da utilização de parâmetros de soldagem também diferentes. A resistência ao desgaste do eletrodo revestido de Buchely *et al* (2005) na primeira camada foi de $11,2 \text{ (mg.m}^{-1}\text{)}^{-1}$, enquanto que do +Nb foi de $34,48 \text{ (mg.m}^{-1}\text{)}^{-1}$ e o +Ti foi de $11,09 \text{ (mg.m}^{-1}\text{)}^{-1}$.

As comparações feitas anteriormente mostram que apesar de serem consumíveis diferentes e soldados com condições distintas, resguardadas as devidas proporções, os resultados apresentados neste trabalho estão dentro da faixa encontrada na literatura.

7.4.4. Resistência ao desgaste “versus” dureza e diluição

A Figura 7.10 compara os consumíveis utilizados em termos de diluição, dureza e resistência ao desgaste do revestimento. A figura foi construída com os valores médios de cada parâmetro por consumível e permite verificar que a resistência ao desgaste foi proporcional à dureza do revestimento, ou seja, foi maior para revestimentos mais duros.

Esse resultado concorda com Marino *et al* apud Hernandez (1997), segundo o qual, apesar da influência predominante da microestrutura na resistência ao desgaste, quando se trata de abrasão à baixa tensão, a maior resistência ao desgaste é obtida com o emprego de ligas de maior dureza. Conclusão similar também foi obtida por Martins Filho (1995), o qual considerou o parâmetro dureza importante para o provimento de maior resistência ao desgaste abrasivo de baixa tensão em uma mesma liga (Fe-Cr-C-Mn-V).

Segundo Kotecki e Ogborn (1995), a microestrutura é um fator mais importante que a dureza na resistência ao desgaste, tendo em vista que diferentes microestruturas de revestimentos com dureza similar podem apresentar resistência ao desgaste diferente, mas que, que no caso de abrasão de baixa tensão, o aumento da dureza pode melhorar a

resistência ao desgaste, particularmente quando se trata de revestimento duro à base de ferro aplicado sobre substrato de aço médio carbono (este caso).

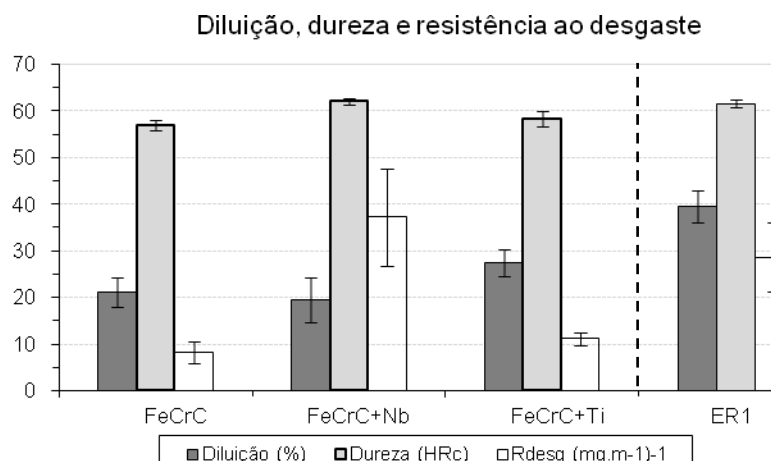


Figura 7.10 – Análise comparativa de dureza, diluição e resistência ao desgaste do revestimento.

Pela Figura 7.10, verifica-se que o arame +Nb apresentou a combinação de menor diluição média, maior dureza dos depósitos e a maior resistência ao desgaste. Entretanto, se comparados os outros dois arames (+Ti e FeCrC), verifica-se que opostamente o arame +Ti, apesar da maior diluição apresentou maior dureza e maior resistência ao desgaste que o arame FeCrC.

Essa constatação do comportamento dos arames +Ti e FeCrC, a partir de uma observação menos atenta parece contrariar inúmeras citações na literatura corrente (Conde, 1986; Martins Filho, 1995; Bálsamo, 1995; Hernandez, 1997; Sevilla *et al*, 2004; Ribeiro, Ventrella e Galego, 2005; Buchely *et al*, 2005, dentre outros), segundo as quais, uma maior diluição do metal de solda leva a uma mudança nas propriedades desse, levando à redução da dureza do revestimento, com conseqüente aumento da perda de metal no desgaste abrasivo de baixa tensão. Neste trabalho verificou-se que os consumíveis com maior e menor resistência ao desgaste (+Nb e FeCrC, respectivamente) apresentaram diluição similar. Destaca-se, entretanto, que neste caso se avaliaram consumíveis diferentes (arame tubular e eletrodo revestido) e, com diferentes composições químicas. Entende-se que o consenso dos autores citados refere-se à avaliação de um mesmo consumível com diferentes níveis de diluição e que este resultado particular não pode ser interpretado erroneamente como regra geral.

Segundo Hernandez (1997), a liga com maior teor de Cr e C também proporcionaria os melhores resultados de resistência ao desgaste abrasivo de baixa tensão. Neste estudo, devido à diferente composição química dos arames, não se pode precisar essa relação. O arame FeCrC com maior teor de Cr e C que o +Ti, apresentou menor resistência ao desgaste, entretanto o segundo tem a adição de titânio e molibênio. Por outro lado, o +Nb tem teor de Cr e C similar ao FeCrC, mas devido à adição de nióbio, apresentou maior resistência ao desgaste que este.

Outra comparação que pode ser feita é com relação ao eletrodo ER1, o qual tem o maior teor de Cr e C dentre todos os consumíveis estudados e talvez por isso, apesar das diferentes condições de soldagem, apresentou maior resistência ao desgaste que o FeCrC e o +Ti, mas que, provavelmente devido à maior diluição, apresentou resistência ao desgaste inferior ao arame +Nb (estatisticamente similar). Também neste caso deve ter ocorrido o efeito da adição do nióbio.

7.4.5. Análise da trilha de desgaste

A Figura 7.11 ilustra a trilha de desgaste em tamanho natural dos corpos de prova ensaiados, onde a seta indica o sentido de entrada das partículas abrasivas durante o ensaio.

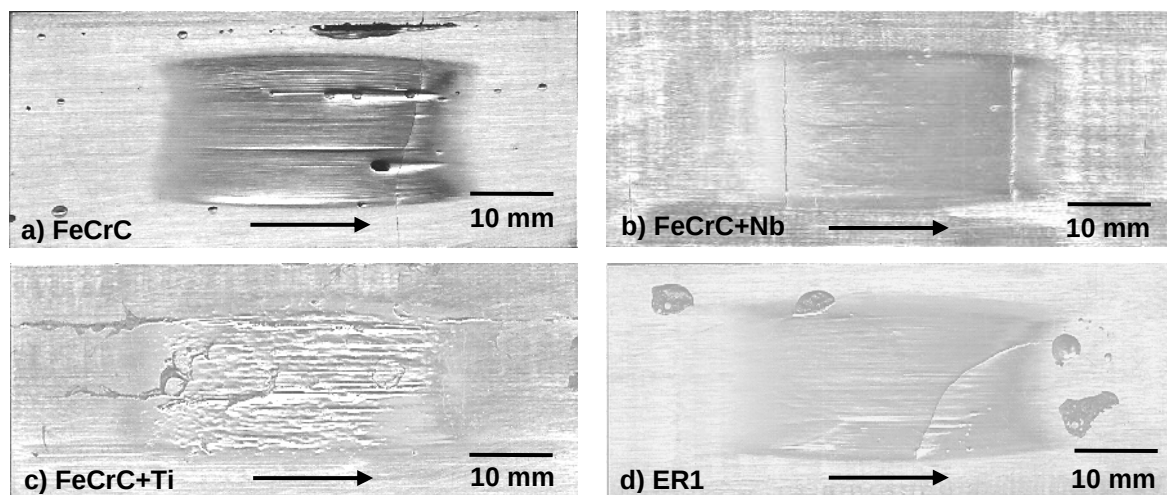


Figura 7.11 – Trilha de desgaste dos CPs para cada consumível.

A análise da Figura 7.11 permite observar diferentes comportamentos por consumível. O arame FeCrC e o +Nb apresentaram trincas perpendiculares ao cordão, enquanto o ER1 apresentou trincas sem direção preferencial e o arame +Ti não apresentou trincas visíveis; O arame FeCrC e o eletrodo ER1 apresentaram porosidades dispersas ao

longo do revestimento. Visualmente observa-se maior uniformidade do desgaste do revestimento +Nb, o qual apresentou trilha com riscamento mais fino, enquanto nos CPs revestidos com o +Ti se observa a formação de picos e vales na região desgastada.

As trilhas de desgaste foram observadas em microscópio ótico com aumento de 50 vezes, para possibilitar a análise mais detalhada dessa região, conforme é apresentado na Fig. 7.12, a qual permite observar a predominância de microcorte para os revestimentos com todos os consumíveis, apesar de comportamento diferenciado com cada um. No arame FeCrC e no ER1, os sulcos provocados pela penetração das partículas abrasivas foram mais profundos. A superfície do revestimento +Ti, diferentemente dos demais consumíveis apresentou uma combinação de fases que apresentaram diferente comportamento de resistência ao desgaste, onde a presença de regiões mais susceptíveis a ação das partículas abrasivas levaram à formação crateras, sendo possível observar os riscos tanto nos picos quanto nos vales.

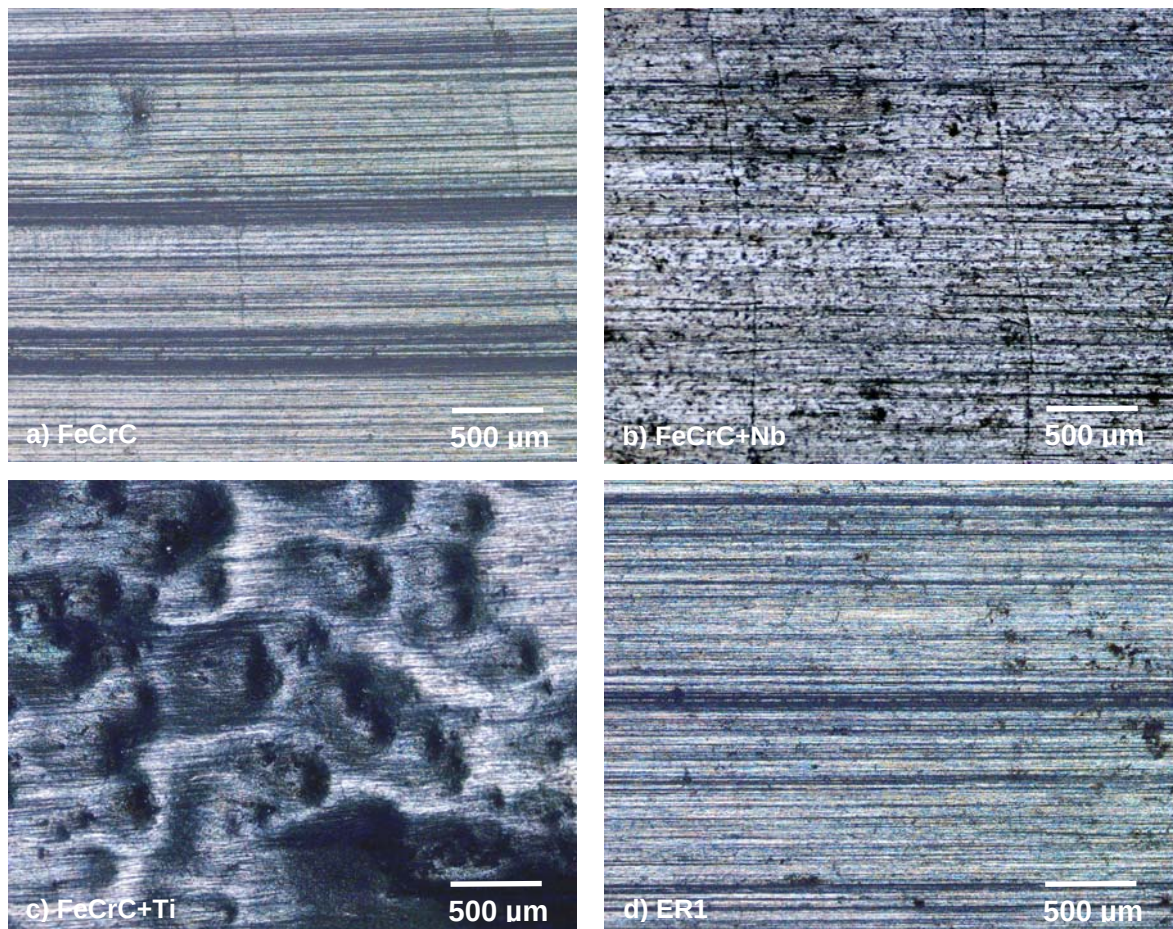


Figura 7.12 – Imagens da trilha de desgaste por microscopia ótica (aumento de 50X).

Para proporcionar maior visualidade dos detalhes, as amostras foram observadas, após cuidadosa limpeza, mas sem ataque químico, em microscópio eletrônico de varredura (MEV), com aumento de 1000 vezes, como ilustrado pela Fig. 7.13. A maior quantidade de carbonetos (identificados pela seta) foi observada, na Fig. 7.13, com o arame +Nb, enquanto no FeCrC e ER1 não foi possível observar. Na amostra revestida com o arame +Ti observa-se uma partícula em alto relevo, provavelmente uma fase dura, com tamanho de aproximadamente 70 μ m que teria apresentado maior resistência à abrasão e servido de ancoramento contra a ação das partículas abrasivas

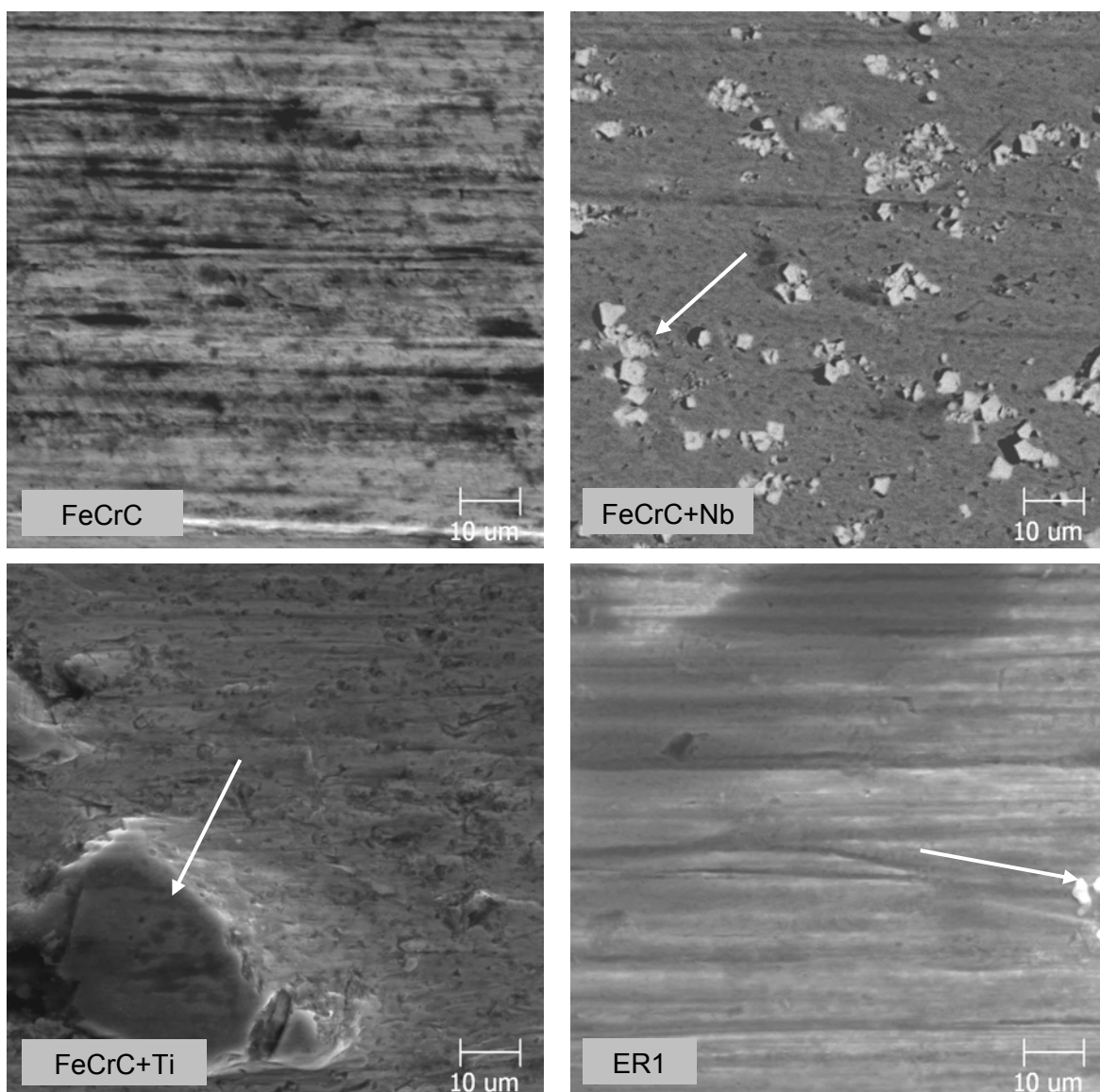
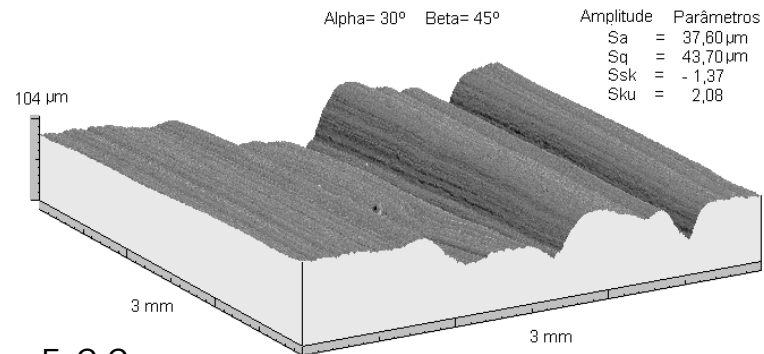


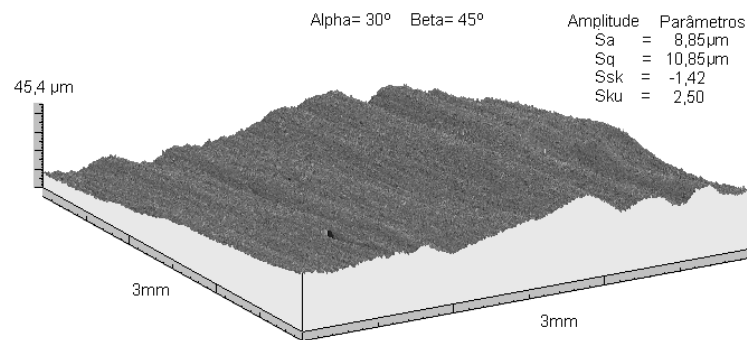
Figura 7.13 – Imagens da trilha de desgaste feitas no MEV (aumento de 1000X).

A Figura 7.14 apresenta, a título de exemplo, os perfis gerados por interferometria a laser, da superfície de desgaste de um exemplar das amostras do revestimento obtido com

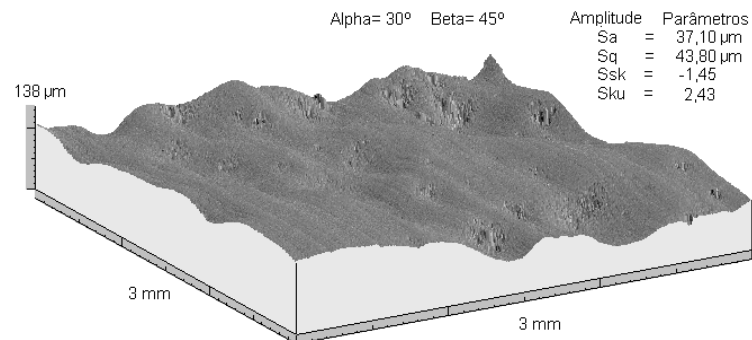
cada um dos consumíveis utilizados, permitindo reforçar a diferença observada visualmente entre as superfícies dos mesmos.



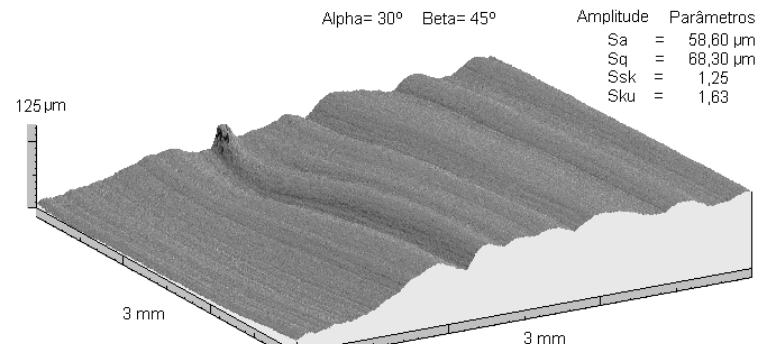
FeCrC



FeCrC+Nb



FeCrC+Ti



ER1

Figura 7.14 – Perfil da trilha de desgaste por interferometria a laser.

De modo a quantificar essas diferenças superficiais, foram calculados os valores de S_a (rugosidade superficial média), S_q (rugosidade superficial quadrática média), S_{sk} (coeficiente de simetria superficial - *Skewness*) e S_{ku} (coeficiente de achatamento superficial - *Kurtosis*), a partir dos perfis 3D obtidos para cada amostra, cujos valores são apresentados ao lado da respectiva figura.

Observa-se grande diferença entre os valores de S_a e S_q das amostras, cujos valores foram inferiores para o arame +Nb (8,85 μm e 10,85 μm), intermediários para o arame FeCrC (37,60 μm e 43,70 μm) e +Ti (37,10 μm e 43,80 μm), com valores muito próximos, e superiores para o eletrodo ER1 (58,60 μm e 68,30 μm).

Segundo Carceller (2007), os materiais com menor resistência ao desgaste abrasivo apresentam maior rugosidade superficial e esta tende a aumentar à medida que progride o desgaste. Concordando com esta afirmação, o arame +Nb de maior resistência ao desgaste foi o que apresentou menor rugosidade superficial, mas essa relação não se verificou com todos os arames tubulares porque o +Ti, de maior R_{desg} que o FeCrC (vide Fig. 7.9), apresentou rugosidade superficial equivalente a esse, apesar de as superfícies de desgaste terem sido bem distintas. Por outro lado, essa diferença na rugosidade de amostras submetidas às mesmas condições de ensaios de desgaste indica que a microestrutura das amostras de cada consumível seja diferente, conforme afirmação de Zum Ghar (1987).

Diferentemente do perfil da superfície desgastada dos consumíveis FeCrC, +Nb e ER1 que apresentaram sulcos no sentido de deslizamento do abrasivo, no caso do arame +Ti, o desgaste provocou o surgimento de picos e vales aleatoriamente distribuídos na superfície, o que seria provocado pela existência de fases duras distribuídas em matriz menos resistente ao desgaste.

O coeficiente de simetria superficial (S_{sk}) apresentou valores variando de -1,45 a 1,25. Quando S_{sk} é negativo, tem-se maior concentração de material abaixo do plano médio e quando é positivo, acima. De outra forma, o maior afastamento em relação ao zero significa a maior predominância de picos e vales, segundo Zum Ghar (1987). A trilha de desgaste dos revestimentos com arames tubulares apresentaram valores negativos, indicando a presença de mais material abaixo do plano médio, ou seja, picos maiores e vales mais estreitos. Além disso, apesar de perfil distinto da trilha de desgaste, os valores foram próximos sendo que o +Ti, com o maior afastamento em relação ao zero ($S_{sk} = -1,45$) apresentou maior predominância de picos e vales que os demais. Por sua vez, o eletrodo ER1 ($S_{sk} = 1,25$) teve menor predominância de picos e vales e maior concentração de material acima do plano médio.

O coeficiente de achatamento (S_{ku}) teve variação de 1,63 a 2,50, caracterizando-se por uma distribuição de alturas não Gaussiana (valor diferente de 3). O valor 3, segundo

Mummery (1992), corresponde ao valor de *kurtosis* da distribuição das alturas de uma superfície para uma distribuição normal. O menor valor de *Sku* ocorreu para o eletrodo ER1, seguido do arame FeCrC, do +Ti e com o maior valor, o +Nb.

Scotti e Rosa (1997) citam que as trincas não são, necessariamente, indicadores de redução na resistência ao desgaste e podem, inclusive, serem favoráveis por reduzirem as tensões internas em revestimentos não sujeitos a esforços dinâmicos que levem à fadiga e, conseqüentemente, ao arrancamento do revestimento. Apesar de não terem sido quantificadas as descontinuidades, nem tão pouco a ocorrência de desgaste na presença destas, observa-se, qualitativamente, que no caso de desgaste abrasivo de baixa tensão em ensaio por Roda de Borracha (este caso), a presença tanto de trincas quanto de porosidades pode contribuir, mesmo em pequena monta, para o aumento da taxa de desgaste, concordando com Martins Filho (1995), que também realizou esse tipo de ensaio em revestimento de liga Fe-Cr-C.

A Figura 7.15, ilustra o desgaste em região de descontinuidades no revestimento. Pode ser comprovado pela observação da figura que quando as descontinuidades têm dimensões que permitem a penetração parcial ou total das partículas abrasivas, essas penetram nos espaços vazios, devido à compressão imposta pelo disco de borracha e provocam um desgaste mais acentuado na extremidade de saída, devido ao sentido de rotação do disco (a seta mais espessa na figura indica o sentido de deslocamento das partículas abrasivas). Entretanto, quando as descontinuidades são significativamente menores, o seu efeito no incremento da perda de metal parece não ser efetivo, como podem ser vistos nos primeiros na Fig. 7.12a e 7.12b, anterior, o que concorda com a citação de Scotti e Rosa (1997). Acredita-se que essa análise possa ser aprofundada em trabalhos posteriores.

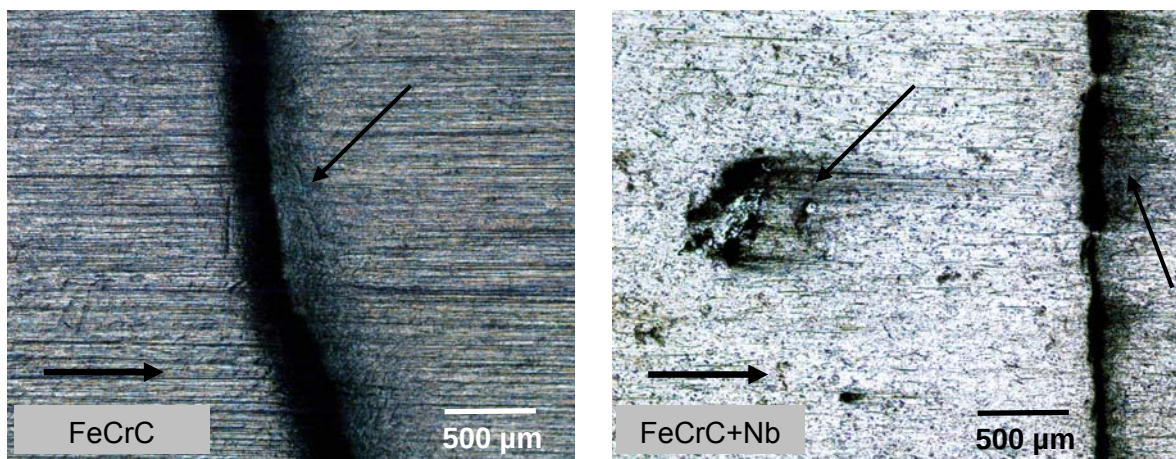


Figura 7.15 – Desgaste em região com descontinuidades (aumento de 50X).

7.5. Microestrutura dos revestimentos

Foram extraídas amostras das chapas soldadas com os quatro consumíveis para se efetuar a avaliação microestrutural dos revestimentos, conforme ilustrado pela Fig. 7.2. Duas amostras de cada consumível foram embutidas, lixadas com lixa de grana 180 a 1000 e polidas com pasta de diamante de 3 μ m, 1 μ m e 0,25 μ m. Posteriormente, uma de cada foi atacada com reagente Nital 2% por 10s e levadas ao microscópio ótico para revelar os microconstituintes; no outro conjunto, as amostras foram atacadas com reagente Murakami a 60° C por 10s e levada ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) para verificação da superfície atacada e análise de composição química dos microconstituintes via Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X (EDS) de forma a descrever qualitativamente as variações químicas na microestrutura dos revestimentos.

A Tabela 7.4 apresenta a microestrutura básica dos revestimentos com cada consumível, bem como, os valores de microdureza obtidos das principais fases presentes, permitindo verificar que no revestimento FeCrC, as dendritas de austenita apresentaram faixa de dureza entre 356 e 420 HV_{0,01} (média de 393 HV_{0,01}), os carbonetos primários do tipo M₇C₃, entre 1051 e 1756 HV_{0,01} (média de 1510 HV_{0,01}) e o eutético com dureza variando de 507 e 876 HV_{0,01} (média 668 HV_{0,01}).

Tabela 7.4 - Microestrutura básica dos revestimentos e microdureza das principais fases.

Cons	Microestrutura	Fase	Microdureza (HV _{0,01})		
			Faixa	Média	DP
FeCrC	Dendritas de austenita com eutética interdendrítica (austenita + carbonetos) / eutética	Eutético	507-876	668	135
		Dendritas	356-420	393	22
		M ₇ C ₃	1051-1756	1510	240
FeCrC +Nb	Carbonetos de Cr primários M ₇ C ₃ e NbC em Matriz eutética.	Eutético	548-782	650	76
		M ₇ C ₃	1168-1452	1362	101
		NbC	1027-1514	1207	170
FeCrC +Ti	Carbonetos TiC em Matriz austenítica-martensítica.	Austenita	524-563	539	16
		Martensita	598-633	634	23
		TiC	2050-2970	2567	266
ER1	Carbonetos de Cr primários M ₇ C ₃ em Matriz eutética (austenita + carbonetos)	Eutético	498-782	660	93
		M ₇ C ₃	1050-1350	1213	104

A Figura 7.16 ilustra a microestrutura obtida com o arame FeCrC, por microscopia ótica. Observa-se que próximo da interface com o metal de base (Fig. 7.16a) até próximo à superfície, o revestimento FeCrC apresentou uma microestrutura com crescimento dendrítico, formada por dendritas de austenita em matriz eutética (austenita mais carboneto).

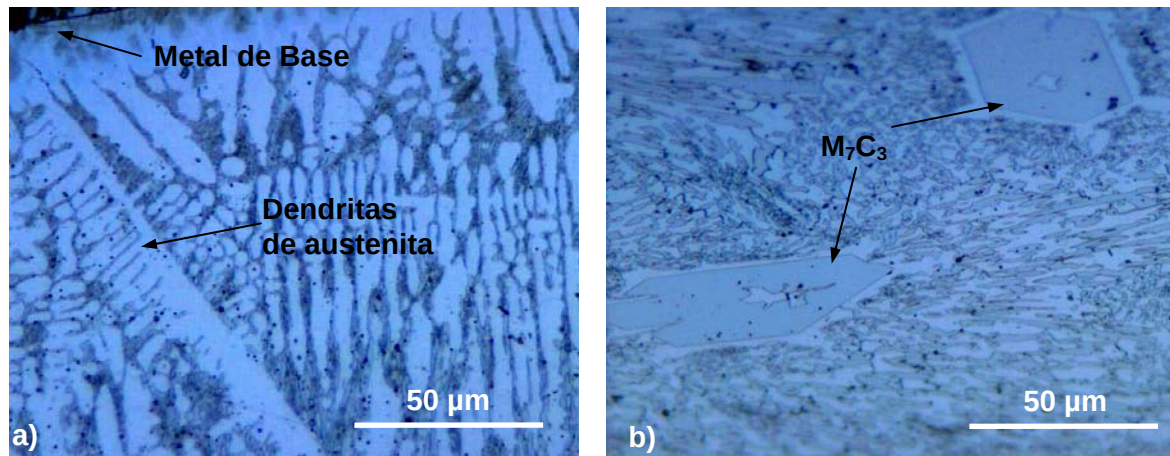


Figura 7.16 – Microestrutura do arame FeCrC na interface com o MB (a) e na superfície do revestimento (b) (Ataque Nital 2%; aumento de 1000X).

Na superfície do revestimento se formava uma fina camada composta por hexagonais carbonetos primários (M_7C_3), sem uma orientação preferencial, imersos em matriz eutética, como ilustrado pela Fig. 7.16b. Entretanto, essa camada superficial de carbonetos foi removida por retificação durante a preparação da amostra para o ensaio de desgaste, sendo, portanto, a região exposta à abrasão formada por dendritas de austenita em matriz eutética, o que explica o seu desempenho inferior no ensaio de desgaste.

Na Figura 7.17a é apresentada a microestrutura do revestimento FeCrC em imagem obtida no MEV, com aumento de 1000 vezes, em região central do revestimento (não muito próximo da superfície), destacando a formação de carbonetos de cromo dispersos na matriz, mas sem a geometria hexagonal, característica dos carbonetos M_7C_3 . A Fig. 7.17b apresenta o espectro de EDS da fase apresentada na Fig. 7.17a (região escura), destacando, ainda a composição química da mesma, em torno de 73% de Fe, 18,8% de Cr e 8% de C.

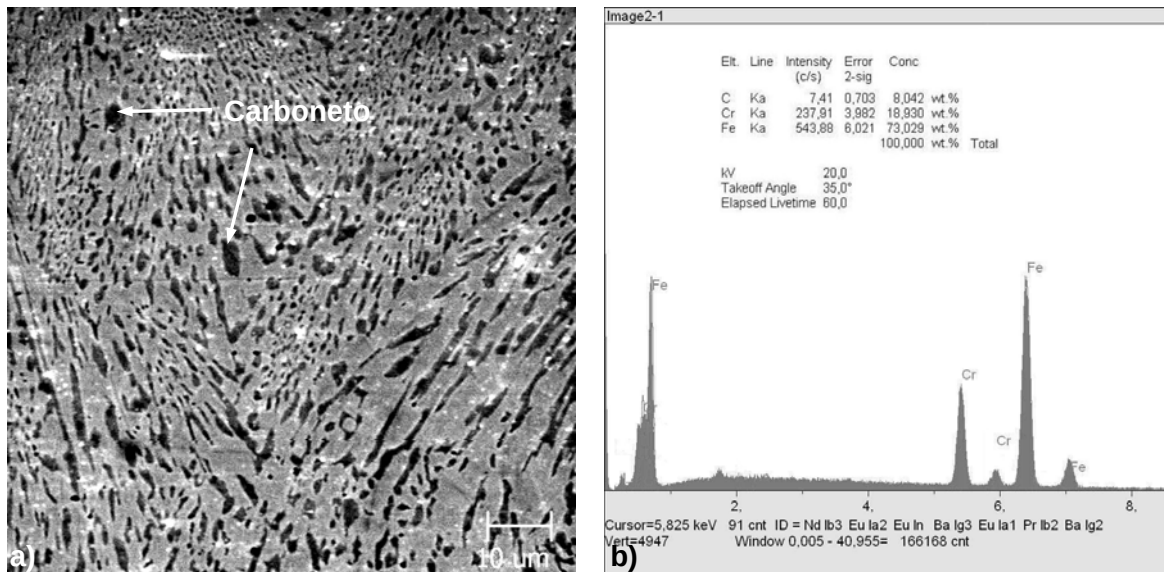


Figura 7.17 – Microestrutura do revestimento FeCrC – 1000X; Ataque com Murakami a 60s por 10s (a) e EDS (b).

A microestrutura do revestimento FeCrC+Nb por microscopia ótica é apresentada na Fig. 7.18, mostrando uma formação que se assemelha ao FeCrC por apresentar estrutura dendrítica na interface com o metal de base (Fig. 7.18a) e carbonetos primários em matriz eutética (Fig. 7.18b). Isso, de certa forma é concordante com a observação de Gregolin *apud* Hernandez (1997), segundo o qual as ligas do sistema Fe-C-Cr-Nb apresentam essencialmente o mesmo tipo de contraste de microestrutura das ligas contendo apenas Fe-C-Cr, formando-se dendritas de austenita ou carbonetos M_7C_3 massivos, além da presença de carbonetos NbC, na forma primária, e/ou em frações mais finas, oriundas de reações mais complexas do sistema quaternário.

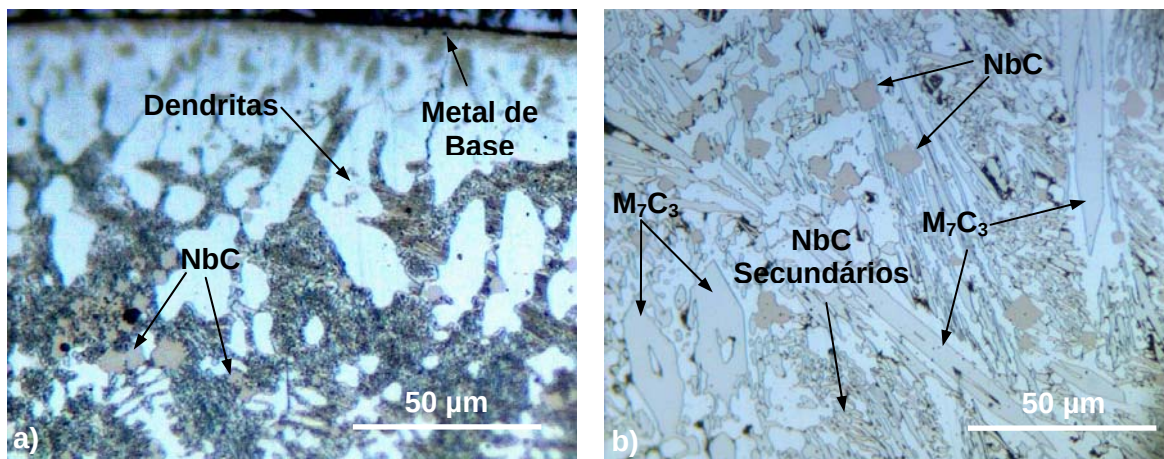


Figura 7.18 – Microestrutura do arame FeCrC+Nb na interface com o MB (a) e na superfície do revestimento (b) (Ataque Nital 2%; aumento de 1000X).

Por outro lado, as ligas diferem entre si, pela presença em todo o volume do revestimento +Nb (da interface com o metal de base até a superfície) de pequenos carbonetos de nióbio (5 a 10 μ m) finamente distribuídos na matriz, como afirmado por Gregolin *apud* Hernandez (1997). Esses carbonetos apresentam geometria diversa, ora de forma aproximada de quadrados (ou cubos), ligeiramente arredondados ou se agrupam em forma de triângulos ou estrelas, de forma similar ao obtido por Buchely *et al* (2005) e apresentado na Fig. 2.23, no Cap. 2). Esses carbonetos também foram apresentados na Fig. 7.13.

Além disso, enquanto o revestimento FeCrC apresenta em quase todo o volume do cordão uma microestrutura com crescimento dendrítico e apenas uma fina camada hipereutética na superfície, o +Nb, opostamente, apresenta uma fina microestrutura dendrítica mais carbonetos NbC na interface com o metal de base, menos evidente que o FeCrC, e carbonetos primários (M_7C_3 e NbC) imersos em matriz eutética (austenita mais carbonetos secundários), desde a região próxima à interface com o metal de base até à superfície.

Como o arame FeCrC e o +Nb têm teor de Cr e C similar e microestruturas em volume, quantitativamente diferentes, acredita-se que o Nb, além de formar carbonetos NbC, teve efeito significativo na redução da formação de dendritas de austenita e ampliação da formação de carbonetos primários, contribuindo para a incrementação da resistência ao desgaste abrasivo de baixa tensão.

Segundo Berns & Fisher (1997), o Nb faz com que a liga mude de hipoeutética (de estrutura dendrítica) para hipereutética (carbonetos primários em matriz eutética de carbonetos secundários + austenita). Como o Nb tem maior afinidade pelo C que o Cr, esses se combinam primeiro, formando NbC a 3000°C e a seguir, o Nb remanescente no líquido serve de núcleo para a formação dos carbonetos M_7C_3 a 1450°C; O espectro de microanálise de EDS ilustrado pela Fig. 7.19 comprova a presença de Nb na matriz, provavelmente sob a forma de carbonetos secundários, identificados também por contraste (cor) na Fig. 7.18b.

Como apresentado na Tab. 7.4, os carbonetos primários (M_7C_3) dessa liga apresentaram dureza variando de 1168-1452 HV_{0,01} (média de 1362 HV_{0,01}), o eutético, dureza de 548-782 HV_{0,01} (dureza média de 650 HV_{0,01}) e os carbonetos NbC com dureza variando de 1027-1514 HV_{0,01} (média de 1207 HV_{0,01}), inferior ao obtido na literatura, em torno de 2400 HV (Eyre, 1978).

Apesar da menor dureza dos carbonetos (M_7C_3 e NbC) do revestimento FeCrC+Nb sobre o FeCrC, a maior dureza em volume da primeira liga pode estar relacionada à fina distribuição dos carbonetos NbC na matriz.

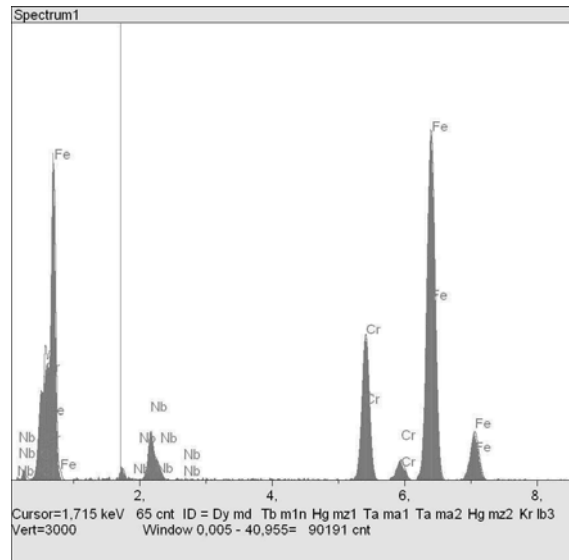


Figura 7.19 – Espectro de EDS da matriz do revestimento FeCrC+Nb.

A Figura 7.20 apresenta, em imagem obtida no MEV, a microestrutura do revestimento +Nb, o espectro de EDS e a composição química das fases analisadas. Na Fig. 7.20a, com aumento de 200 vezes, em região mais próxima à superfície, observa-se a distribuição de carbonetos de nióbio e carbonetos de cromo (M_7C_3), esses últimos, com teores de Cr e C (Fig. 7.20b) superiores aos encontrados no revestimento FeCrC descrito anteriormente. Na Fig. 7.20c, com aumento de 1000X, verifica-se carbonetos isolados de NbC e carbonetos agrupados com elevado teor de Nb, em torno de 85% (Fig. 7.20d).

Diferentemente do observado nas ligas anteriores, a liga FeCrC+Ti não formou estrutura eutética com o regime de soldagem utilizado, provavelmente devido aos teores de elemento de liga presentes na sua composição (Fe, Cr, C, Ti e Mo). A Fig. 7.21 apresenta a microestrutura do revestimento +Ti, onde se observa em todo volume do depósito, uma matriz austenítica-martensítica bastante homogênea, envolvendo carbonetos primários de grandes dimensões, os quais podem variar de 25 μm , próximo à interface com o metal base, até mais de 150 μm nas regiões próximas à superfície. Na referida figura, as regiões brancas representam austenita retida, enquanto a parte escura representa produtos de decomposição da austenita (martensita ou bainita) com austenita retida entre as agulhas. A diferenciação da bainita e martensita se dá por difração de Raio X para visualizar o ângulo entre as agulhas, não realizada. Entretanto, devido à velocidade de resfriamento, acredita-se que seja martensita.

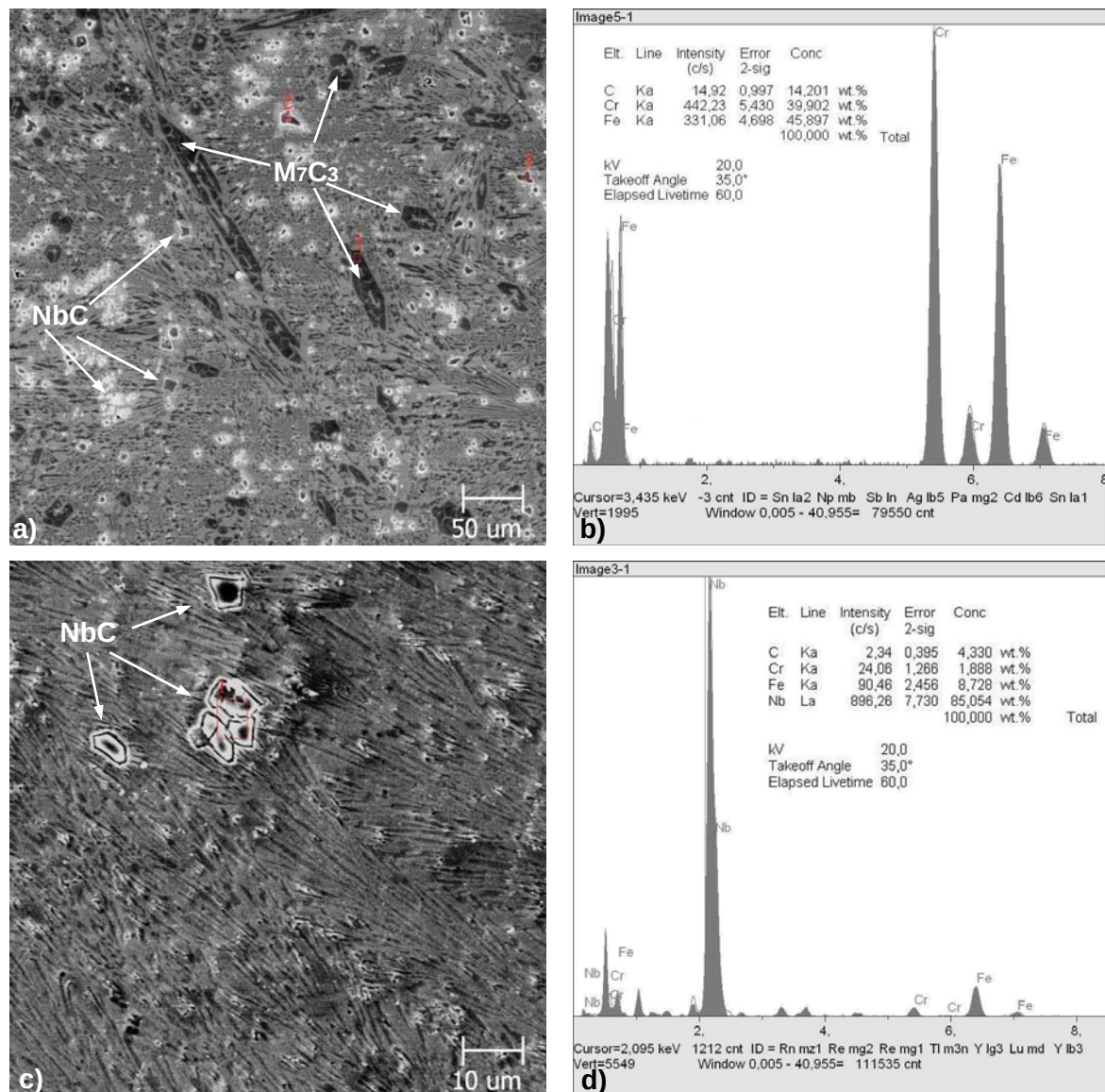


Figura 7.20 – Microestrutura do revestimento FeCrC+Nb – Ataque com Murakami a 60° por 10s. Aumento de 200X (a); EDS do carboneto de cromo (b); aumento de 1000X (c) e EDS do carboneto de nióbio (d).

A austenita retida (regiões brancas na Fig. 7.21), apresentou faixa de dureza entre 524 e 563 $HV_{0,01}$ (média de 539 $HV_{0,01}$), enquanto nas regiões escuras a dureza variou de 598 a 633 $HV_{0,01}$ (média de 634 $HV_{0,01}$). Os carbonetos primários de titânio, com dureza variando de 2050 a 2970 $HV_{0,01}$ (média de 2570 $HV_{0,01}$), apresentam dureza inferior ao obtido por Berns e Fisher (1997), em torno de 3000 $HV_{0,01}$; são menores próximos ao metal de base e maiores e mais concentrados próximos à superfície. Um exemplar de um carboneto massivo de titânio pode ser visto na trilha de desgaste do revestimento +Ti, ilustrada pela Fig. 7.13, anteriormente e na Fig. 7.21.

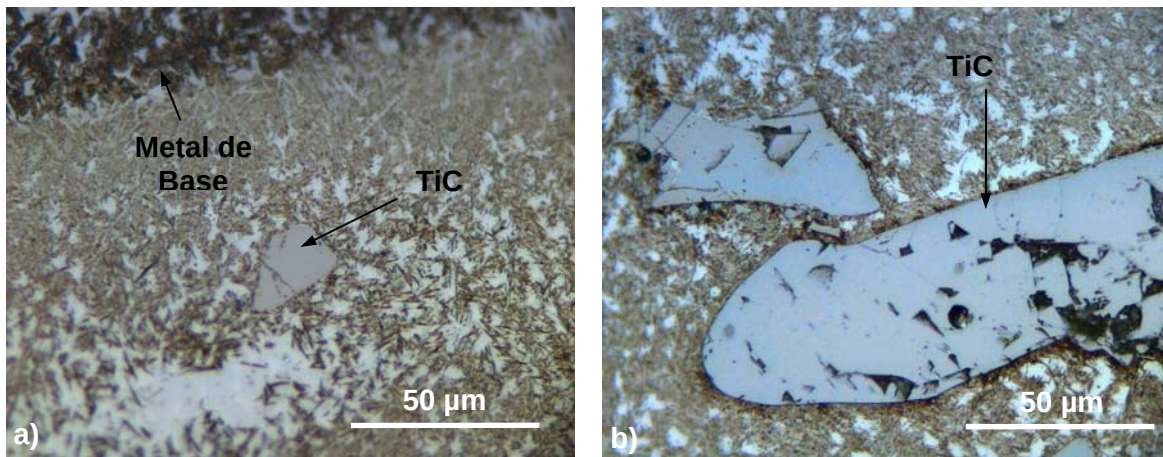


Figura 7.21 – Microestrutura do arame FeCrC+Ti na interface com o metal de base (a) e na superfície do revestimento (b) (Ataque Nital 2%; aumento de 1000X).

Segundo Wang *et al* (2004), a formação de partículas TiC no revestimento pode ser feita pela adição direta dessas partículas na poça de fusão ou podem ser formadas por reação metalúrgica de ferro-titânio (FeTi) e grafite durante a soldagem a arco. A Fig. 7.22a ilustra detalhe de um carboneto massivo de titânio observado no MEV com aumento de 2000X. Pela análise da figura acredita-se que as partículas de TiC foram adicionadas junto com o fluxo no interior do arame. Com o calor do arco, algumas partículas se fundem e são diluídas na poça, outras são apenas parcialmente fundidas devido ao resfriamento rápido característico dos procedimentos de soldagem. No detalhe (círculo) da Fig. 7.22a observa-se as regiões em torno das partículas de TiC, parcialmente fundidas, cuja composição química é similar à composição dos carbonetos, denotando ser parte do mesmo microconstituente.

Os carbonetos fundidos sob o calor do arco se solidificam em forma de partículas TiC muito pequenas que se distribuem uniformemente por toda a matriz, da interface com o metal base até a superfície (vide Fig. 7.22a), sendo responsáveis por conferir a esta boa resistência ao desgaste, ao dificultarem a penetração das partículas abrasivas, como ilustração de Hutchings (1992), na Fig. 2.22a. De outra forma, os carbonetos massivos não fundidos ou parcialmente fundidos aparentam ser frágeis e com muitas trincas como pode ser visto na Fig. 7.21b. Em função disso, durante o ensaio de desgaste fragmentos desses, bem como, partes da matriz no interior desses carbonetos, vão sendo progressivamente removidos sob a ação do abrasivo (vide Fig.7.22a) e o seu alojamento passa a ter ação preferencial de desgaste, dando origem às crateras ilustradas pela Fig. 7.11c e 7.12c.

A Figura 7.22b, mostra o espectro de EDS e a composição química dos carbonetos com teor de titânio de 83,4%. A matriz, por sua vez, apresenta teor de Ti em torno de 1%, 4% de Cr e 92% de Fe.

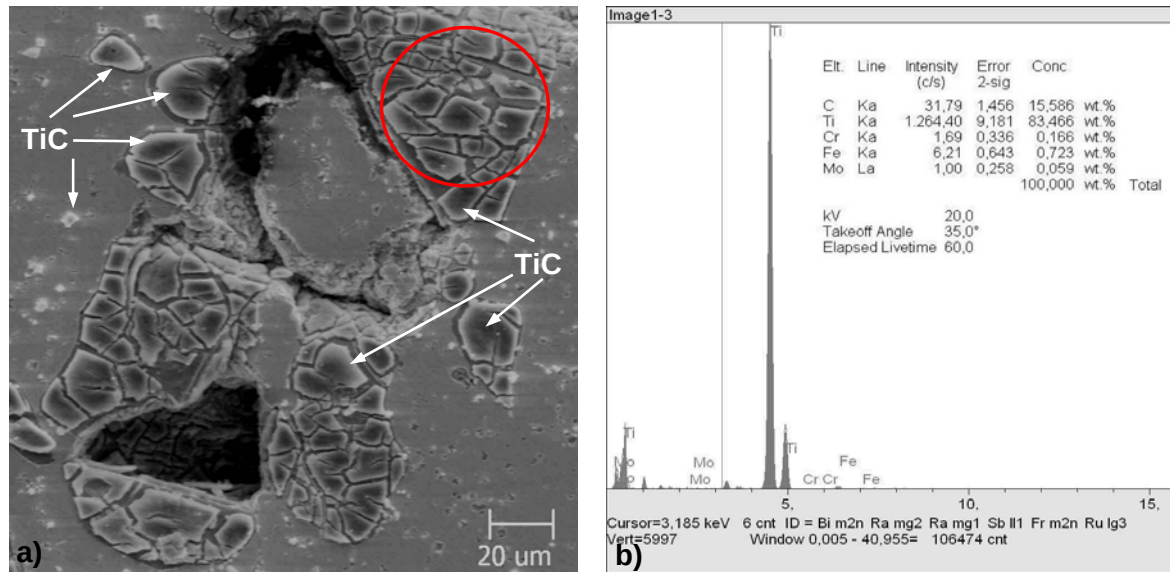


Figura 7.22 – Microestrutura do revestimento FeCrC+Nb – 2000X; Ataque com Murakami a 60° por 10s (a) e EDS (b).

A Figura 7.23 apresenta a microestrutura do revestimento efetuado com o eletrodo ER1, onde se observa, na região da interface com o metal base (Fig. 7.23a), uma microestrutura predominantemente eutética, com uma distribuição de carbonetos do tipo M_7C_3 finamente dispersos na matriz.

À medida que se aproxima do centro do revestimento, em direção à superfície, observa-se um aumento do tamanho dos carbonetos, com a presença de grandes e massivos carbonetos primários (Fig. 7.23b), com dimensões que podem chegar a 50 μm (diagonal do hexágono) por 200 μm (comprimento) e dureza variando de 1050-1350 $HV_{0,01}$. O tamanho desses carbonetos é superior ao observado no revestimento FeCrC e +Nb, apesar da maior diluição do revestimento ER1, mas a sua dureza é inferior. A dureza da matriz varia de 498-782 $HV_{0,01}$ (média de 660 $HV_{0,01}$). Em volta dos carbonetos massivos M_7C_3 observa-se ainda uma grande quantidade de carbonetos finos uniformemente distribuídos na matriz.

Segundo Polido e Gallego (2006), os carbonetos massivos $(Fe,Cr)_7C_3$ ou M_7C_3 são os primeiros a se formarem na solidificação da poça de fusão rica em ferro, cromo e carbono. A região onde estão precipitados os carbonetos (matriz) é uma mistura de várias fases, composta principalmente de ferrita, carbonetos secundários do tipo M_7C_3 e carbonetos $M_{23}C_6$.

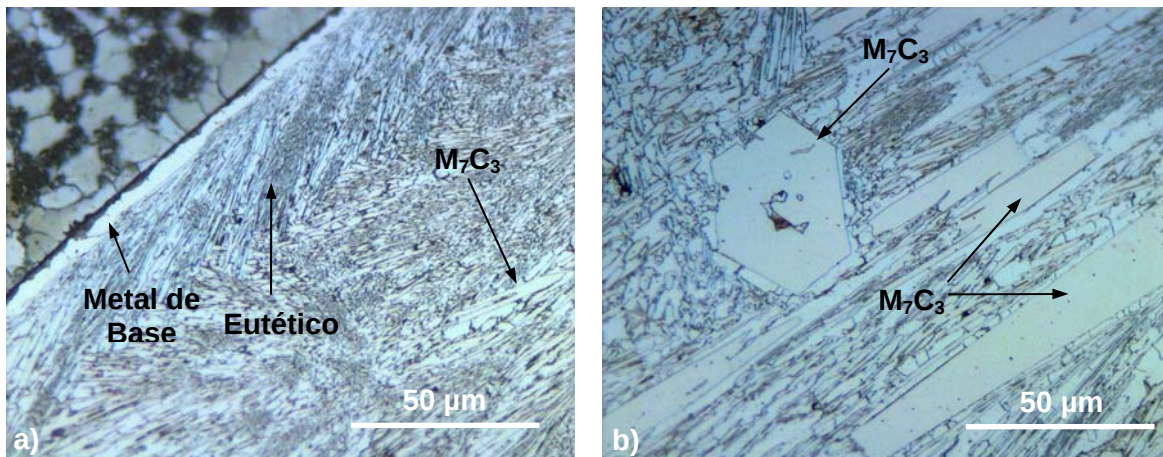


Figura 7.23 – Microestrutura do eletrodo revestido ER1 na interface com o metal de base (a) e na superfície do revestimento (b) (Ataque Nital 2%; aumento de 1000X).

A Figura 7.24 apresenta em imagem obtida no MEV, a microestrutura do revestimento ER1, o espectro de EDS e a composição química das fases analisadas. Na Fig. 7.24a, com aumento de 1000 vezes, em região mais próxima à superfície, observa-se a distribuição de carbonetos de cromo (M_7C_3), com teores de Fe, Cr e C diferentes dos encontrados no revestimento +Nb e aproximados do teor obtido no revestimento FeCrC (Fig. 7.24b).

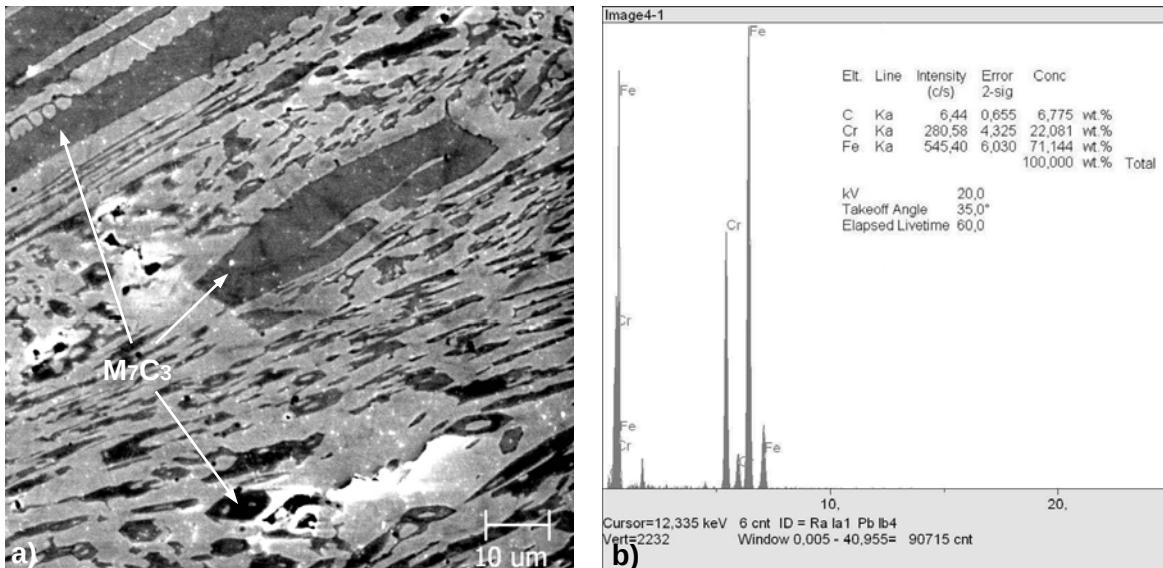


Figura 7.24 – Microestrutura do revestimento ER1 – 1000X; Ataque com Murakami a 60° por 10s (a) e EDS do carboneto de cromo (b).

7.6. Porcentagem volumétrica de carbonetos totais

A porcentagem volumétrica de carbonetos totais (PVCT) foi obtida utilizando-se o software “Image Tools”, conforme procedimentos descritos no Cap. 3, Desenvolvimento Experimental. O reagente Murakami (60°C) ataca seletivamente os carbonetos, destacando-os da matriz e permitindo a sua seleção para a determinação da área superficial ocupada pelos mesmos, em comparação com a área total da figura.

A Tabela 7.5 apresenta a porcentagem volumétrica de carbonetos totais, obtida a partir da medição de três áreas com cada consumível, cujos valores são ilustrados no gráfico da Fig. 7.25.

Tabela 7.5 – Porcentagem volumétrica de carbonetos totais (PVCT).

Consumíveis	PVCT (%)				
	PVCT ₁	PVCT ₂	PVCT ₃	PVCT _m	DP
FeCrC	32,57	17,53	39,71	29,94	11,32
FeCrC+Nb	45,05	53,98	59,75	52,93	7,41
FeCrC+Ti	7,58	30,34	28,23	22,05	12,58
ER1	47,09	43,32	45,86	45,42	1,92

Onde: PVCT_m= porcentagem volumétrica média de carbonetos totais;

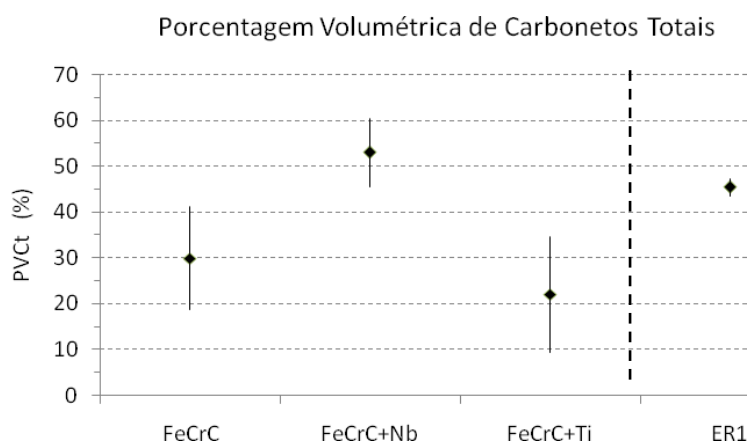


Figura 7.25 – Porcentagem volumétrica de carbonetos totais.

Observa-se na Figura 7.25, dentre os arames tubulares, que a maior PVCT foi obtida com o +Nb, seguido do FeCrC e do +Ti, com resultados estatisticamente similares. O eletrodo revestido ER1 apresentou PVCT pouco inferior ao arame +Nb, mas superior aos outros dois arames. O desvio padrão dos arames tubulares, superior ao eletrodo ER1 se

deve no primeiro caso à seleção de três imagens de cada revestimento com características diferentes entre si, como pode ser visto nas Fig. 7.26 e 7.27, as quais apresentam ilustrativamente, as três imagens de cada consumível utilizadas para a determinação da PVct.

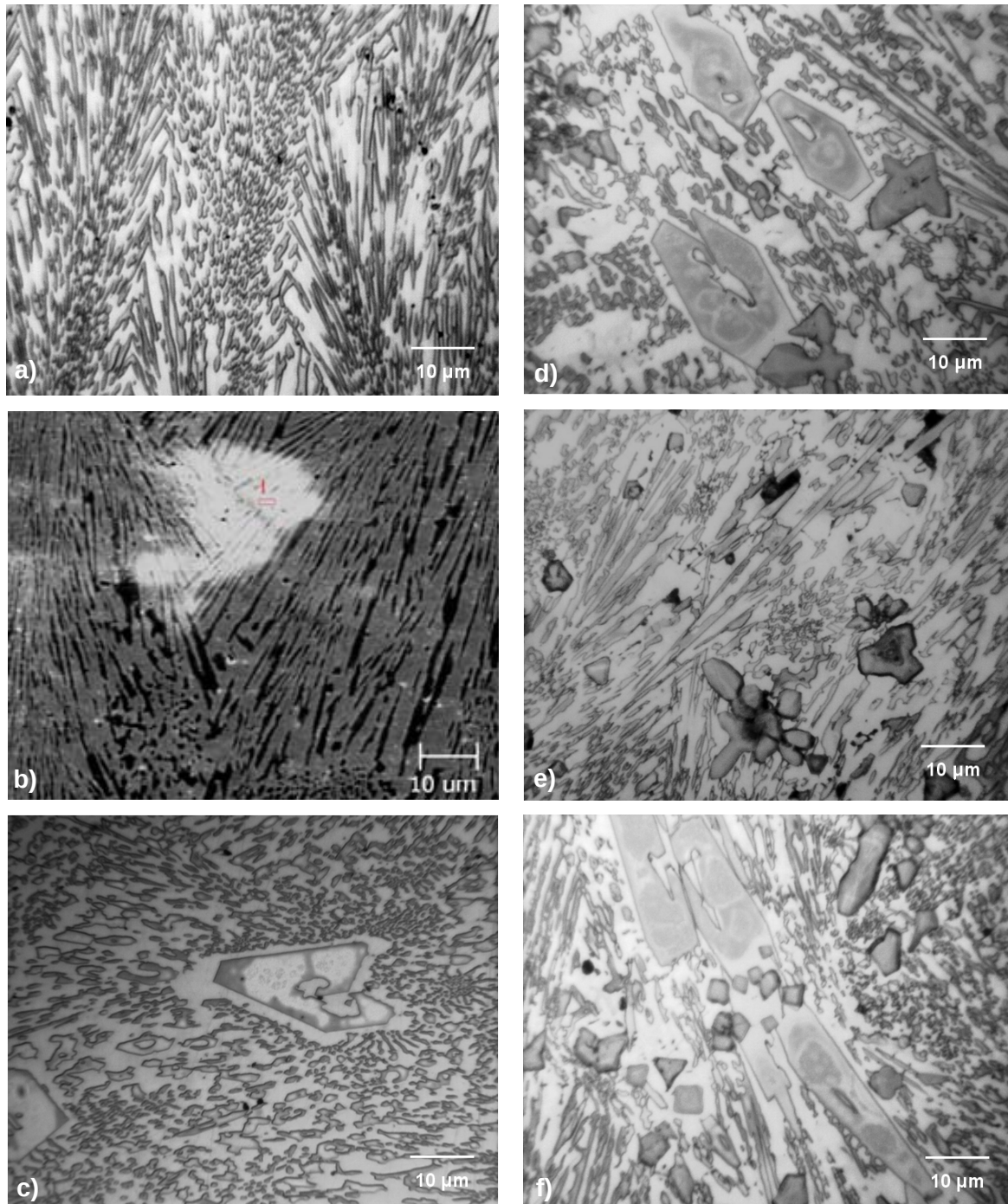


Figura 7.26 – Detalhes da microestrutura para a determinação do PVct. Aumento de 1000X; Ataque com Murakami a 60° por 10s (a,b,c) FeCrC e (d,e,f) FeCrC+Nb.

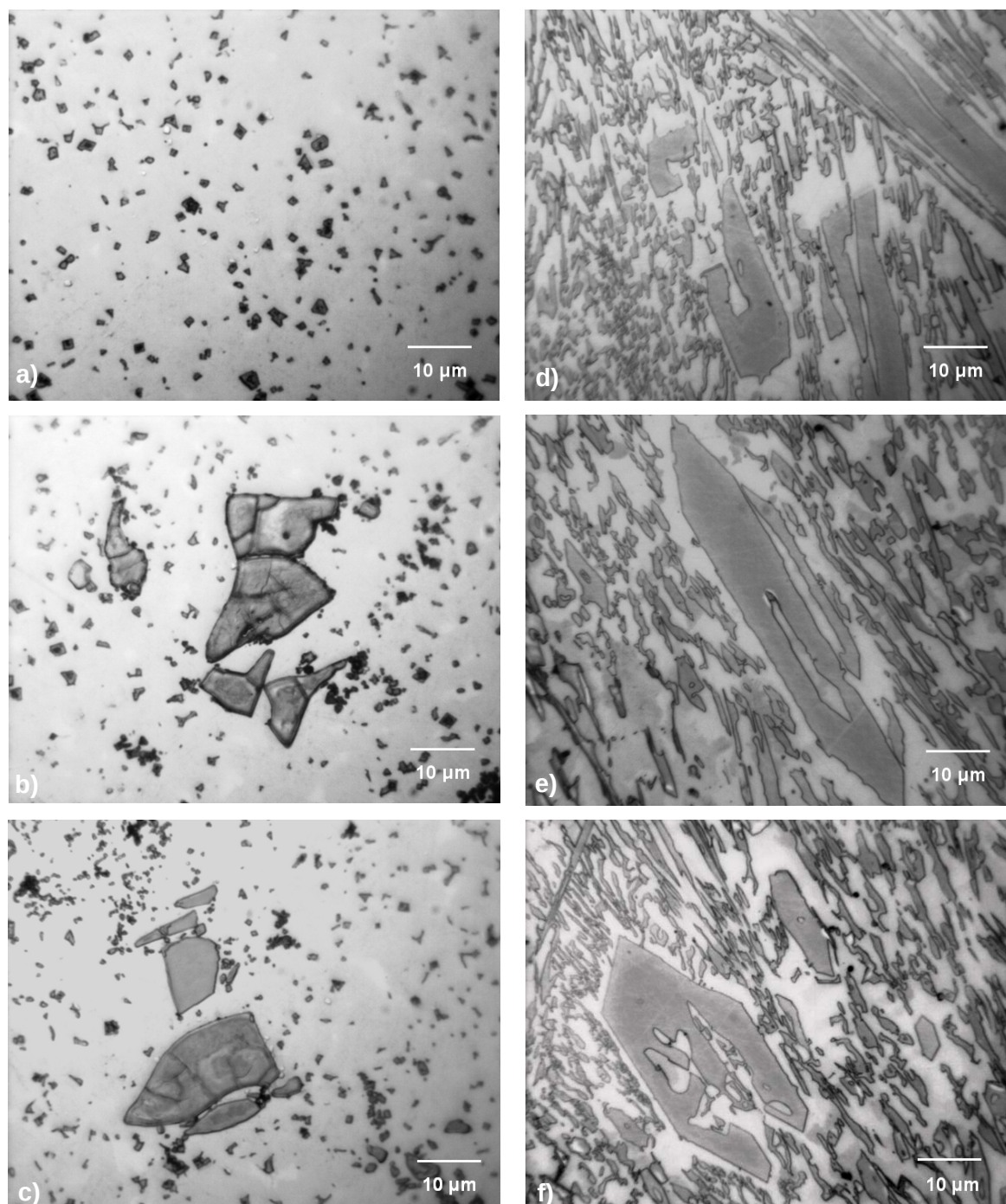


Figura 7.27 – Detalhes da microestrutura para a determinação do PVCt. Aumento de 1000X; Ataque com Murakami a 60° por 10s (a,b,c) +Ti e (d,e,f) ER1.

Pela análise das Figuras 7.25 e 7.26 verifica-se que a PVCt é fortemente dependente da composição química dos consumíveis, sendo que o arame que tem maior porcentagem de elementos formadores de carbonetos, o +Nb (vide Tab. 3.1), também apresentou maior PVCt. Exceção se faz ao eletrodo ER1 que apesar do maior teor de cromo e carbono, apresentou PVCt inferior aos arames FeCrC e +Nb, devido à maior diluição da solda.

Pela observação das figuras verifica-se o contraste da menor concentração de carbonetos do revestimento +Ti (Fig. 7.27a, 7.27b e 7.27c) e a presença de carbonetos hexagonais do tipo M_7C_3 de grandes dimensões, do revestimento ER1 (Fig. 7.27d, 7.27e e 7.27f). A Tabela 7.6 apresenta conjuntamente os diversos fatores analisados permitindo avaliar de forma combinada os seus efeitos na resistência ao desgaste dos consumíveis.

Tabela 7.6 – Apresentação conjunta dos parâmetros avaliados

Consumíveis			
FeCrC	FeCrC+Nb	FeCrC+Ti	ER1
Composição Química (%)			
Fe-23,1Cr-4,11C	Fe-22Cr-4,5C-6,5Nb	Fe-1,8C-7,5Cr-1,5Mo-5,26Ti	Fe-44Cr-5,1C
Diluição (%) / DP			
21,20 / 3,16	19,48 / 4,92	27,42 / 3,0	39,56 / 3,43
Microestrutura			
Dendritas de austenita com eutética interdendrítica	Carbonetos de Cr primários M_7C_3 e NbC em Matriz eutética	Carbonetos TiC em Matriz austenítica-martensítica	Carbonetos de Cr primários M_7C_3 em Matriz eutética
PVct (%) / DP			
29,94 / 11,32	52,93 / 7,41	22,05 / 12,58	45,42 / 1,92
Dureza (HRC) / DP			
56,9 / 1,0	61,9 / 0,8	58,3 / 1,7	61,5 / 0,8
Microdureza Média ($HV_{0,01}$)			
Dendritas= 393 Eutético= 668 M_7C_3 = 1510	Eutético= 650 M_7C_3 = 1362 NbC= 1207	Austenita= 539 Martensita= 634 TiC= 2567	Eutético= 660 M_7C_3 = 1213
R_{desg_m} ($mg.m^{-1}$) / DP			
8,23 / 2,59	37,16 / 13,52	11,20 / 1,35	28,60 / 7,43
Sa (μm)			
37,60	8,85	37,10	58,60

O desempenho das ligas estudadas quanto à resistência ao desgaste se deve às suas propriedades intrínsecas, como diluição, microestrutura, dureza e porcentagem volumétrica de carbonetos. O menor desempenho da liga FeCrC se deve à menor dureza do

revestimento devido à sua microestrutura hipoeutética (dentrítas de austenita em matriz eutética) de menores propriedades de resistência ao desgaste, concordando com Sevilla *et al* (2004), segundo os quais os revestimentos duros hipereutéticos ricos em cromo com carbonetos primários em matriz eutética apresentam melhor resistência ao desgaste abrasivo que aqueles compostos por constituintes eutéticos e austenita, esse caso.

Por outro lado, a maior resistência ao desgaste da liga FeCrC+Nb está relacionada com a maior dureza do revestimento e à sua microestrutura hipereutética, formada por carbonetos primários de cromo (M_7C_3) e monocarbonetos de nióbio (NbC) em matriz eutética, sendo esses últimos finamente distribuídos, tendo inclusive a maior PVCt. Segundo Hutchings (1992) e Corrêa *et al* (2006a), conseguindo-se uma distribuição uniforme e pequeno espaço entre os carbonetos, as partículas abrasivas não podem efetivamente penetrar na matriz mais tenaz, levando a uma melhoria da resistência ao desgaste em combinação com uma maior tenacidade.

O desempenho da liga FeCrC +Ti (com a adição de Mo), inferior ao +Nb, se justifica pela presença de pequenos e duros carbonetos TiC fortemente incrustados e finamente distribuídos na matriz austenítica-martensítica. Wang *et al* (2004) afirmam que os TiC apresentam maior dureza e estabilidade que os CrC e que materiais reforçados com TiC têm cadeias muito fortes, podendo exceder a 58 Mpa, além de elevada resistência ao desgaste. Entretanto, os massivos monocarbonetos TiC eram frágeis e se fragmentavam sob a ação do abrasivo. Além disso, esse revestimento apresentou a menor PVCt.

O eletrodo ER1 teve resistência ao desgaste pouco inferior ao arame +Nb, pois, apesar da microestrutura formada por carbonetos de Cr primários em matriz eutética, os carbonetos M_7C_3 apresentaram tamanho superior ao da outra liga, além de porcentagem volumétrica inferior, o que segundo a literatura justifica o melhor desempenho do +Nb que apresentava ainda fina distribuição de carbonetos NbC. Atamert and Badeshia (1988) afirmam que os carbonetos de cromo são duros e frágeis e, portanto, quando os carbonetos grandes são removidos da matriz durante o processo de desgaste, a perda de material da superfície se torna mais intensa. Por outro lado, tanto a microestrutura hipereutética do eletrodo revestido quanto à porcentagem volumétrica de carbonetos totais, superior aos outros dois arames lhe proporcionaram maior resistência ao desgaste que esses.

7.7. Comentários finais do capítulo

Para as análises realizadas nas condições de ensaios deste capítulo observa-se, dentre os arames tubulares, que:

- O arame FeCrC proporcionou revestimentos com baixa diluição, revestimento com microestrutura formada por dendritas de austenita com eutética interdendrítica, a segunda menor porcentagem volumétrica de carbonetos totais (estatisticamente igual ao arame +Ti), a menor dureza e resistência ao desgaste e, como consequência, a maior rugosidade superficial;
- O arame FeCrC+Nb proporcionou revestimentos com a menor média de diluição (similar ao FeCrC), microestrutura formada por carbonetos de Cr primários M_7C_3 e NbC em Matriz eutética, a maior porcentagem volumétrica de carbonetos totais, a maior dureza média do depósito e a maior resistência ao desgaste com menor rugosidade superficial da trilha de desgaste.
- O revestimento +Ti apresentou a maior diluição média, microestrutura formada por carbonetos TiC em Matriz austenítica-martensítica, porcentagem volumétrica de carbonetos totais, dureza e resistência ao desgaste intermediárias, além de rugosidade superficial similar ao arame FeCrC e superior ao +Nb.

Em uma análise comparativa dos arames tubulares com o eletrodo revestido, mesmo em condições de soldagem diferentes, verifica-se que:

- O eletrodo ER1 proporcionou revestimento com maior diluição que todos os arames, microestrutura formada por carbonetos de Cr primários M_7C_3 em Matriz eutética, dureza e resistência ao desgaste, estatisticamente iguais ao arame +Nb, o de melhor desempenho, além de porcentagem volumétrica de carbonetos totais próxima desse arame.

CAPÍTULO VIII

AVALIAÇÃO DE DESGASTE EM CAMPO

Após a avaliação do desempenho dos arames tubulares a partir de ensaios de desgaste em laboratório efetuou-se avaliação similar em campo, com os revestimentos duros sendo aplicados em facas picadoras de cana-de-açúcar e estas instaladas para análise nos equipamentos de uma destilaria de álcool. Buscava-se, além de avaliar o desempenho dos consumíveis em situação real de trabalho e com mesmas condições de soldagem, verificar se o método de ensaio (Roda de Borracha) utilizado nos trabalhos do capítulo anterior era representativo da condição de campo, o que tornaria mais simples e menos dispendiosa a avaliação posterior de consumíveis para esse fim.

Neste capítulo são apresentados dados complementares da construção e instalação das ferramentas, bem como, os resultados referentes ao desgaste em campo, seguido de uma comparação desses, com os resultados de laboratório.

8.1. Construção das facas

Foram construídas em laboratório, 12 facas picadoras de cana-de-açúcar e revestidas três com cada consumível, conforme apresentado no Cap. 3, sendo os arames tubulares FeCrC, +Nb e +Ti, além do eletrodo revestido ER1, avaliado na indústria durante os trabalhos preliminares e quanto ao desgaste em laboratório (Cap. 7). A utilização do eletrodo revestido foi considerada importante para se ter uma referência na comparação do desempenho dos arames tubulares, em mesma condição de análise, apesar das condições de soldagem serem diferentes dos arames tubulares.

As facas foram revestidas com os mesmos parâmetros de soldagem utilizados para a construção dos corpos de prova para avaliação de desgaste em laboratório, apresentados no Cap. 7. Devido à diferença na geometria dos cordões para os diferentes arames, mesmo na soldagem com mesma corrente e tensão (a DBCP foi diferente), como apresentado na Tab. 6.4, para se revestir o gume das facas, com mesma área, foi utilizado número diferente de cordões, bem como o espaçamento entre eles (passo da solda). Para o arame FeCrC+Nb foi utilizada distância interpasse de 6 mm e seis cordões; para o FeCrC, a mesma distância interpasse e cinco cordões de solda, enquanto que para o FeCrC+Ti, e para o eletrodo revestido (ER1) a distância foi de 7mm e apenas cinco cordões. Esse último arame, apesar da maior distância interpasse, devido ao cordão mais largo, ocorria, ainda, uma maior sobreposição do cordão de solda sobre o anterior. Isso, de certa forma, compensava a altura da camada revestida, antes prejudicada pelo reforço menor.

Após a aplicação do revestimento em laboratório, as facas foram transportadas para a indústria onde foram montados os mancais conforme procedimento apresentado no Cap. 4, Trabalhos Preliminares. A Fig. 8.1 apresenta detalhe das facas, com cada consumível, após a aplicação do revestimento, antes da montagem dos mancais, enquanto a Fig. 8.2 ilustra uma faca após a montagem no mancal e pronta para a instalação no picador. Após a realização dessa operação, as facas foram balanceadas e pesadas para a determinação do peso no início do trabalho.

8.2. Instalação das facas no picador

Duas constatações importantes durante a realização dos trabalhos preliminares (Cap. 4.) orientaram a instalação das facas no picador: a ocorrência de desgaste acima do normal no início da safra e a tendência de maior desgaste nas facas posicionadas à direita dos eixos. Isso seria provocado, respectivamente, pela ineficiência do processo de lavagem para retirar o excesso de terra carreado da lavoura junto com a cana e à alimentação da cana pelo lado direito do picador, posição da mesa alimentadora, que poderia provocar maior concentração, tanto de cana, quanto de material abrasivo desse lado.

Em função disso, a instalação das facas no picador (12 soldadas em condições de laboratório e 48 da própria empresa) ocorreu durante a primeira parada para manutenção após o início da safra, já após o encerramento do período chuvoso (meados de maio). Dessa forma a avaliação do desgaste ocorreria em um período com operação mais estável dos equipamentos



Figura 8.1 – Detalhes das facas revestidas com cada consumível (antes da montagem dos mancais).



Figura 8.2 – Detalhe de uma faca após a montagem do mancal.

A Figura 8.3 mostra uma vista interna do picador, destacando a posição de montagem das facas nos três eixos frontais, conforme descrito no Cap. 3, Desenvolvimento Experimental. As demais facas foram montadas nos outros eixos obedecendo à seqüência apresentada na Fig. 3.12 (Cap. 3), de forma a se ter sempre duas das facas deste trabalho montadas em cada eixo. Além disso, as facas de nº X.1, ocupando a posição 1, a X.2 na posição 5 (central) e a X.3, na posição 10 (X refere-se ao número 1, 2, 3 ou 4, segundo o tipo de consumível). R1 e R2 tratam-se, respectivamente, das regiões de impacto do gume e das costas das facas na estrutura do picador e serão de interesse posterior.

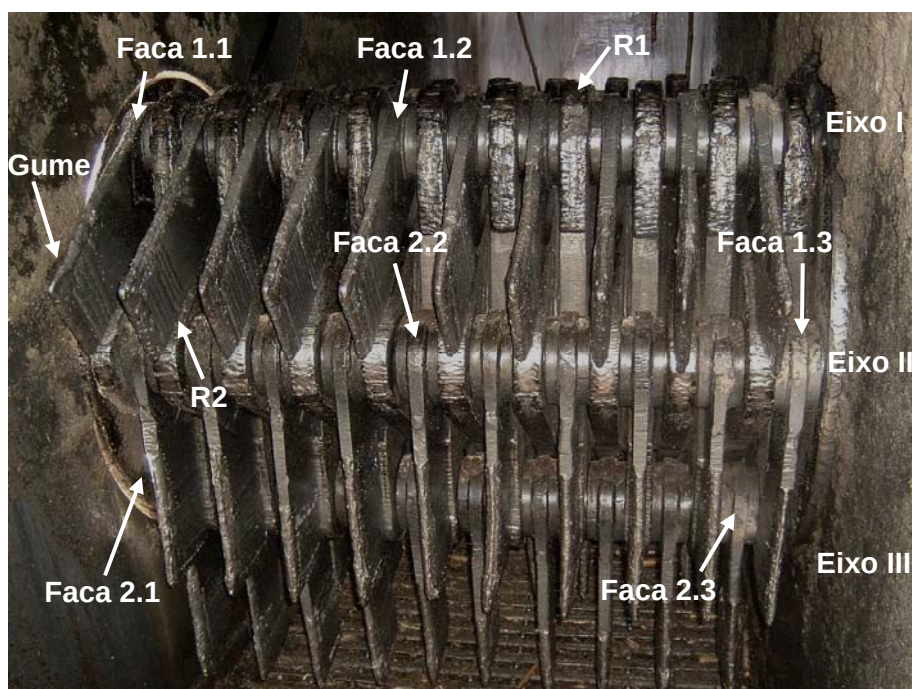


Figura 8.3 – Vista interna do picador destacando a posição de montagem das facas.

Uma grande dificuldade nesta etapa refere-se à adequação dos métodos de avaliação ao sistema de funcionamento da indústria, já que os ensaios foram realizados em condição real de trabalho. Por exemplo, seria interessante fazer a avaliação do desgaste progressivamente, em intervalos de tempo de trabalho ou após o processamento de determinado volume de cana para se acompanhar a evolução do desgaste. Entretanto, o controle da quantidade de cana processada por hora ou por dia é menos preciso que o controle da cana entrada na indústria em um período maior. Além disso, seria impossível parar a indústria em intervalos de tempo programados apenas para se fazer a análise das ferramentas.

Mesmo durante paradas emergenciais, para se solucionar algum problema que não pudesse aguardar a parada programada, não seria possível liberar o acesso interno ao

picador para análises visuais, quanto menos permitir a retirada das ferramentas para se efetuar a pesagem. Da mesma forma, também não seria possível retirar as 12 facas após um período de trabalho inferior às demais, já que para fazer isso, teria, obrigatoriamente, que retirar todas, devido à montagem de forma intercalada. E a desmontagem, seguida da remontagem das ferramentas trata-se de uma operação relativamente complexa que é executada em um período que pode variar de quatro a oito horas, dependendo do tipo de intervenção que se necessite realizar e envolve o trabalho de toda uma equipe. Além disso, durante uma eventual intervenção dessa natureza todo o processo industrial seria interrompido provocando uma significativa perda de produção (aproximadamente 6000 toneladas de cana por dia ou 250 ton/h).

As paradas programadas são realizadas nesta indústria com um intervalo de 20 a 30 dias, podendo até ser inferior, caso se verifique alguma irregularidade, como ocorrera durante a segunda etapa dos trabalhos preliminares (14 dias). Um fator que pode levar ao adiantamento da parada prevista é a constatação de desgaste acima do normal, verificada, ora pelo desbalanceamento do picador (ou desfibrador), identificada por teste de vibração nos equipamentos ou então pela redução do fator de extração da sacarose, identificada por análise química do bagaço, depois de extraído o caldo. Esse último caso demonstra deficiência no preparo da cana por dano nas ferramentas. Ambos os tipos de ensaio são realizados a cada turno de trabalho de oito horas. Caso se observe aumento da vibração do sistema ou aumento da sacarose remanescente no bagaço, programa-se uma nova data para se efetuar a parada.

Depois de transcorridos vinte e cinco dias de trabalho e a moagem de cento e trinta e duas mil toneladas de cana, as facas foram desmontadas e cuidadosamente limpadas para a remoção de resíduos de cana, material abrasivo e outras sujidades. Em seguida foram pesadas para a obtenção do peso no final do trabalho (P_f) e conseqüentemente possibilitarem a determinação da perda de material. Observe-se que a quantidade de cana moída no período foi superior ao habitual, que girava em torno de oitenta mil toneladas, devido a alterações feitas nos ternos de moendas (aumento do diâmetro dos rolos), mas sem redimensionamentos no picador e desfibrador.

8.3. Avaliação do desempenho em campo

A Figura 8.4 apresenta foto ilustrativa de um exemplar das facas desgastadas após o período de trabalho, com cada consumível, destacando a região de maior desgaste (região de encontro do gume frontal com o gume superior). As demais facas são apresentadas no Anexo 1. Essa região (o canto) é a que, durante o trabalho, passa mais próximo à esteira de

alimentação da cana, sendo, portanto, mais solicitada que o restante do gume devido à velocidade de avanço da esteira que alimenta a cana ser inferior à velocidade periférica das facas. Nas regiões mais afastadas do canto, tanto no gume frontal, quanto no gume superior, o desgaste é menor e vai progredindo com o tempo de trabalho, principalmente à medida que cresce o desgaste no canto.

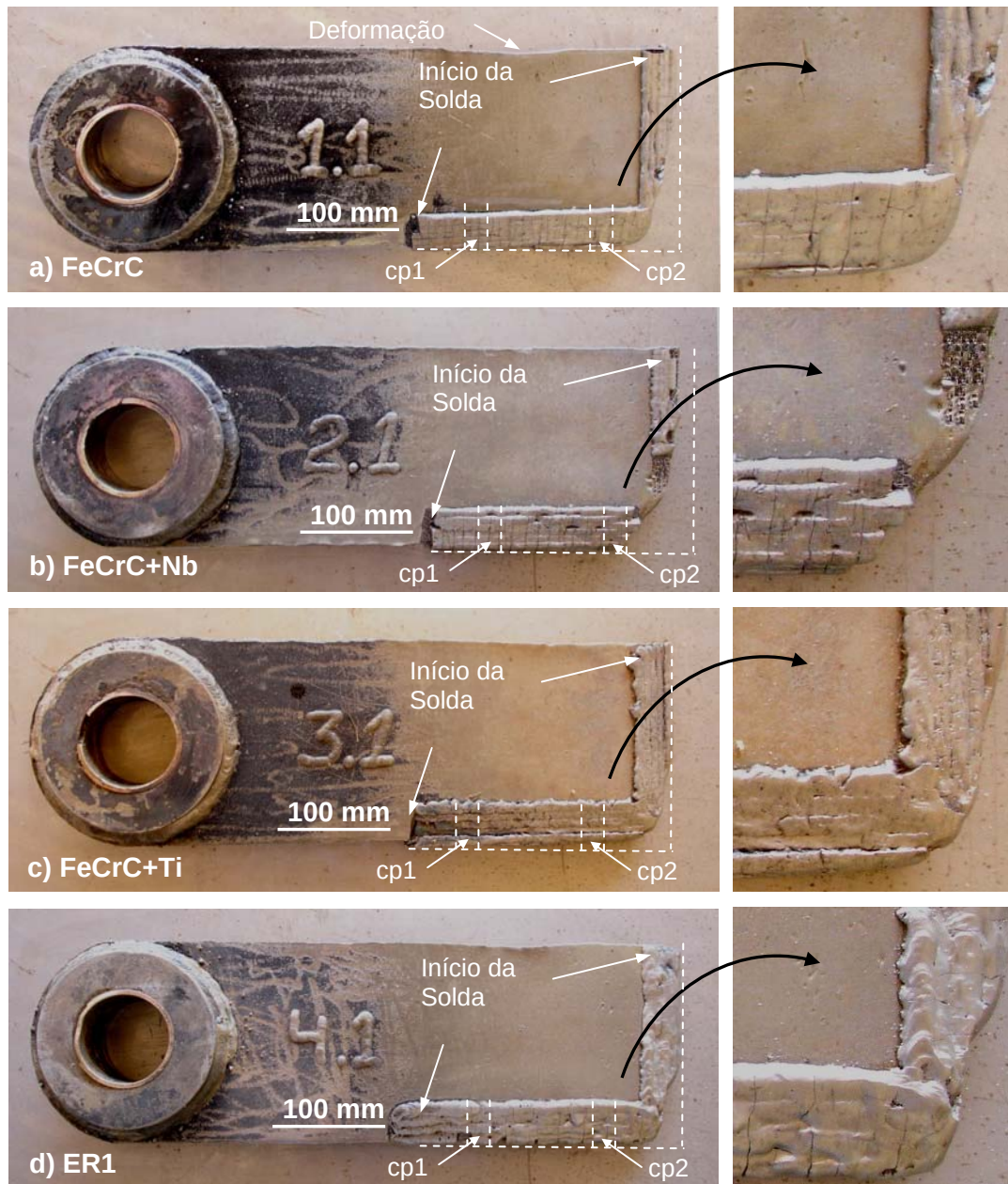


Figura 8.4 – Facas desgastadas, com detalhe do canto de maior desgaste: arame FeCrC, FeCrC+Nb, FeCrC+Ti e eletrodo revestido ER1.

Pela Figura 8.4, verifica-se, além do desgaste por abrasão em todas as facas, a perda de metal por lascamento do revestimento, principalmente nas ferramentas revestidas

com os arames FeCrC e +Nb, fato que será melhor discutido posteriormente. Além disso, verifica-se alguma perda de metal de base nas faces das facas, na região de contato com a cana (superfície lixada das facas na Fig. 8.4) e também perda de pedaços de revestimento nas extremidades de início da solda, nos dois arames citados.

A Figura 8.5 apresenta detalhe da seção transversal do gume frontal das facas revestidas com cada consumível. As amostras foram retiradas do gume frontal (ver indicação de *cp1* na Fig. 8.4), em região de menor solicitação de desgaste. A figura permite visualizar o bisel (linha tracejada), o metal de base, o revestimento aplicado e algumas discontinuidades, como poros (FeCrC), trincas (+Nb e ER1) e falta de fusão (+Ti).

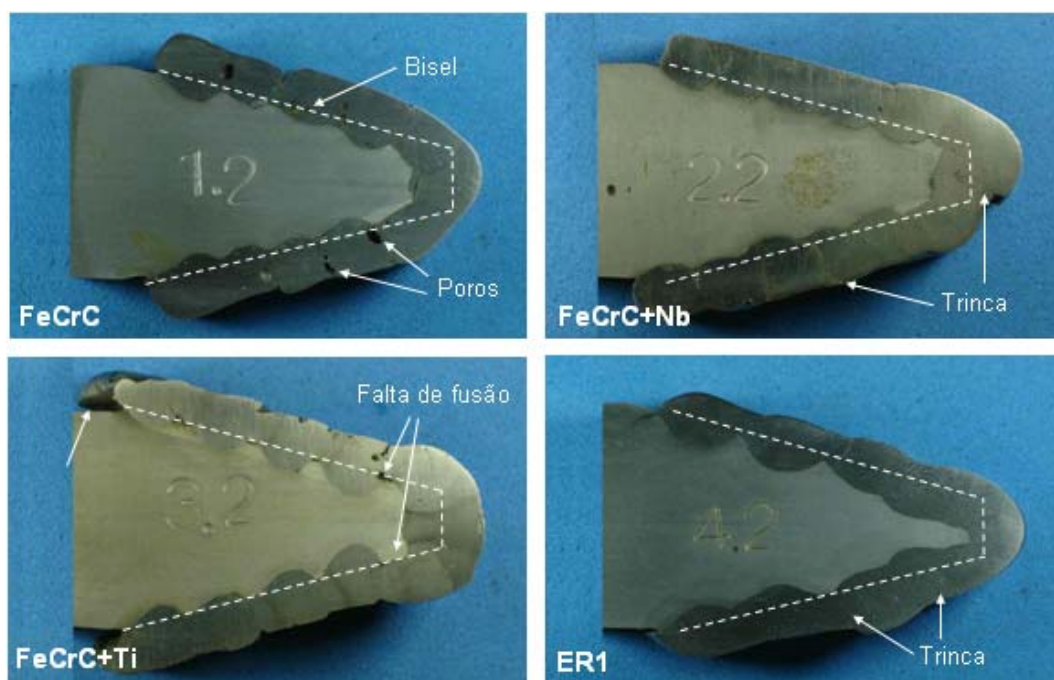


Figura 8.5 – Seção transversal do gume das facas com cada consumível

Pela Figura 8.5 é possível verificar visualmente que a penetração e consequentemente a diluição proporcionada pelos arames FeCrC e +Nb foram inferiores ao arame +Ti e mais expressivas no eletrodo ER1, como também foi observado nas chapas de desgaste (Fig. 7.2). Além disso, observa-se que ocorreu maior penetração na extremidade do bisel, devido à menor espessura, fato mais evidente no Arame +Ti e no eletrodo ER1.

No revestimento +Ti verifica-se, ainda, apesar de maior penetração no centro do cordão, uma região com falta de fusão na região entre dois cordões adjacentes. Isso ocorria com esse arame, pois apesar de um perfil circular da área fundida, parte do metal depositado nas laterais do cordão não fundia com o metal de base como pode ser visto no último cordão da amostra 3.2 (Fig. 8.5). Esse material nas laterais do cordão se interpunha

ao arco, na soldagem do cordão subsequente, devido à sobreposição parcial dos cordões posteriores e provocando a remanescência de área não fundida no metal de base no último passe de solda.

8.3.1. Avaliação de desgaste (perda de massa)

Como a perda de massa foi dimensionada via pesagem das facas, antes e após o período de trabalho, não foi possível separar a perda de metal por abrasão e a perda por lascamentos do revestimento, em alguns casos, a perda mais significativa

A Tabela 8.1 apresenta os dados de desgaste das facas revestidas com cada consumível, destacando o desgaste total das facas, o desgaste do metal base na região do bisel e o desgaste do revestimento, todos via perda de massa.

Tabela 8.1 – Dados de desgaste das facas por consumível.

Faca N°.	Cons	P _{it} (kg)	P _{ft} (kg)	Desg _t (kg)	Desg _{t-m} (kg)	DP	Desg _{MB} (kg)	Desg (kg)	Desg _m (kg)	DP
1.1	FeCrC	24,831	23,972	0,859	1,011	0,194	0,157	0,702	0,800	0,118
1.2		24,831	23,602	1,229			0,298	0,931		
1.3		24,802	23,857	0,945			0,178	0,767		
2.1	FeCrC +Nb	24,826	23,362	1,464	1,537	0,106	0,299	1,165	1,232	0,059
2.2		24,831	23,172	1,659			0,404	1,255		
2.3		24,841	23,352	1,489			0,213	1,276		
3.1	FeCrC +Ti	24,836	24,190	0,646	0,655	0,086	0,133	0,513	0,560	0,107
3.2		24,831	24,257	0,574			0,089	0,485		
3.3		24,807	24,062	0,745			0,062	0,683		
4.1	ER1	24,836	24,267	0,569	0,739	0,197	0,067	0,502	0,608	0,152
4.2		24,845	24,152	0,693			0,153	0,540		
4.3		24,807	23,852	0,955			0,172	0,783		

Onde: P_{it}= peso da faca no início do trabalho; P_{ft}= peso da faca no final do trabalho; Desg_t= desgaste total por faca; Desg_{t-m}= desgaste total médio por consumível; Desg_{MB}= desgaste do metal de base por faca; Desg= desgaste do revestimento por faca; Desg_m= desgaste médio do revestimento por consumível; DP= desvio padrão.

Como a quantidade de cana processada no período foi bastante superior à observada em etapas anteriores, como descrito no Cap. 4, Trabalhos Preliminares, devido

ao aumento da capacidade de processamento da unidade de preparo, isso provocou um desgaste excessivo nas ferramentas, inclusive com o desgaste vencendo a barreira de revestimento e adentrando ao metal de base. Em função disso, resolveu-se determinar a perda de massa de metal de base na região do bisel, pela simulação com o programa *Solid Works*, como descrito no item 3.6.4 do Cap. 3, de forma a se obter isoladamente a perda de massa do revestimento, cujos dados também são apresentados na Tab. 8.1.

A Figura 8.6 ilustra comparativamente o desgaste total por faca e o desgaste apenas do revestimento, permitindo observar uma redução dos valores de *Desg* do revestimento FeCrC e +Nb, os consumíveis que apresentaram maior desgaste do metal de base. Na figura é possível verificar ainda que, com exceção do arame FeCrC, as facas posicionadas mais à direita no picador apresentaram maior desgaste, como constatado nos trabalhos preliminares. Destaca-se que é referido como desgaste (*Desg*) a toda a perda de metal do revestimento observada nas ferramentas, tanto por abrasão, quanto por lascamentos, quando houver.

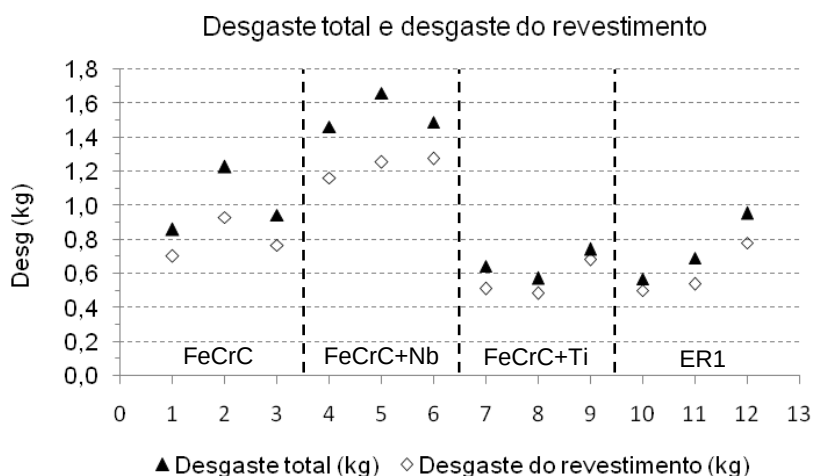


Figura 8.6 – Desgaste total das facas e desgaste do revestimento por consumível.

A Tabela 8.2 apresenta a perda de metal por faca (*Desg*), o desgaste médio das facas por consumível (*Desg_m*), a taxa de desgaste média (*Tdesg_m*), a resistência ao desgaste média (*Rdesg_m*) e o desvio padrão de cada parâmetro analisado, determinados como descrito no Cap. 3, Desenvolvimento Experimental.

A Figura 8.7 ilustra os valores médios de desgaste dos revestimentos das facas, por consumível, e respectivo desvio padrão, permitindo verificar que, dentre os arames tubulares, o melhor resultado em valores médios (menor desgaste) foi obtido com o revestimento +Ti, seguido do FeCrC (estatisticamente iguais) e, com o maior desgaste, o

revestimento +Nb. O eletrodo ER1 apresentou desgaste estatisticamente similar ao revestimento FeCrC e ao +T1.

Tabela 8.2 – Dados de desgaste e resistência ao desgaste por consumível.

Cons	Desg _m (g)	DP	Tdesg _m (mg.m ⁻¹)	DP	Rdesg _m (mg.m ⁻¹) ⁻¹	DP
FeCrC	800	118	0,0173	0,0026	57,68	8,21
FeCrC+Nb	1232	59	0,0267	0,0013	37,45	1,84
FeCrC+Ti	560	107	0,0121	0,0023	82,35	14,65
ER1	608	152	0,0132	0,0033	75,85	17,48

Onde: Desg_m= desgaste médio do revestimento por consumível; Tdesg_m= taxa de desgaste médio por consumível; Rdesg_m= resistência ao desgaste médio por consumível.

Pela análise da Figura 8.7 e pela observação da Figura 8.4 (anterior) comprova-se o menor desgaste médio do revestimento +Ti, dentre os arames tubulares, cuja superfície ficou praticamente intacta, exceto pelo desgaste no canto frontal que já se começava a atingir o metal de base. O maior desgaste do +Nb ocorreu devido à fratura e lascamento de parte do revestimento, principalmente na região mais solicitada, pois quando o desgaste vence a camada de revestimento protetor e atinge o metal de base, a taxa de desgaste tende a aumentar progressivamente, devido à menor resistência deste. Com isso, a redução de volume da faca progride mais rapidamente.

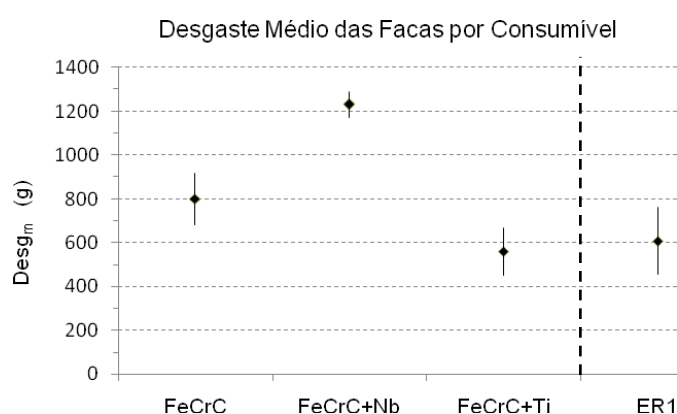


Figura 8.7 – Histograma ilustrando o desgaste das facas por consumível.

Uma provável causa do lascamento de partes de revestimentos frágeis, em região de muitas trincas pode, além do impacto normal com a cana e outros objetos, também estar relacionada com o impacto da faca sobre a própria estrutura do picador. A Fig. 8.3 mostra as

regiões onde esses impactos ocorrem, sendo a região R1, de impacto com o gume das facas e a região R2, de impacto com as costas dessas. Esses impactos ocorrem durante a partida (aceleração), durante a parada do equipamento (desaceleração) ou após o choque das facas, tanto com a cana, quanto com materiais duros durante o trabalho, pelo fato de as ferramentas girarem livres sobre os eixos.

São tão fortes as pancadas que promovem a deformação do material de base na região oposta ao gume como pode ser visto também na Fig. 8.4 (detalhe na faca 1.1 - FeCrC). Os choques na região oposta ao gume, aliado ao impacto com a cana e outros objetos estranhos na região frontal (região do gume) podem ser responsáveis pela propagação de trincas, pelo aumento do seu número e, conseqüentemente, pelos destacamentos de partes do revestimento.

Infortunadamente não havia sido identificada a componente de impacto responsável pela perda de metal por lascamento, durante os trabalhos preliminares, tanto na operação das facas na indústria, quanto no estudo do mecanismo de desgaste. Alguns fatores podem ter contribuído para que isso ocorresse, dentre os quais, a utilização de consumíveis de maior tenacidade e/ou a utilização de condições de soldagem que, se por um lado produziu revestimentos com maior diluição e menor resistência ao desgaste, por outro não produziu trincas em nível comprometedora.

Pela análise anterior (destacamento do revestimento), suspeita-se que as condições de soldagem utilizadas não tenham sido as melhores para o arame FeCrC e para o +Nb, do ponto de vista das tensões geradas durante a soldagem, onde os cordões paralelos tenham favorecido a propagação de trincas e, conseqüentemente o lascamento do revestimento. Como os arames apresentam composição química diferente, a soldagem com mesmas condições pode não ter sido adequada para a avaliação de cada um no seu ponto ótimo. Em função disso, acredita-se que seja importante a investigação posterior visando a identificação das condições ótimas para cada consumível do ponto de vista do controle de trincas, mas preservando a baixa diluição e elevada produtividade.

Segundo Carceller (2007), a adição de Mn nas ligas de revestimento duro objetiva incrementar a sua resistência ao impacto. Apesar do baixo teor de Mn das ligas utilizadas observa-se que os revestimentos que foram mais influenciados pelos lascamentos foram aqueles com menor teor de Mn e menor diluição, respectivamente, o +Nb, FeCrC e o +Ti, como pode ser comprovado pela Tab. 3.1 (Cap. III) e Fig. 7.4 (Cap. 7). O eletrodo ER1, que foi o terceiro mais afetado pelos lascamentos, tem o terceiro maior índice de Mn e apresentou diluição superior.

8.3.2. Resistência ao desgaste

Os valores médios obtidos da resistência ao desgaste pelo ensaio das facas revestidas com os quatro consumíveis, durante essa etapa do trabalho, foram apresentados pela Tab. 8.2. Destaca-se, entretanto, que como ilustrado pelo esquema da Fig. 3.14, no Cap. 3, para a determinação da distância percorrida pelas facas durante o ensaio, considerou-se que a região do contato das facas com a cana, desde o instante em que atinge a cana bruta até o instante em que se desvencilha do bagaço, equivale a aproximadamente um terço do perímetro do picador.

O tipo de arame teve significância na resistência ao desgaste do revestimento na condição de operação na indústria. O teste de hipótese permite considerar a resistência ao desgaste do arame FeCrC e +Ti, os de maior R_{desg} , como estatisticamente iguais com significância estatística, $p=0,057$. Por outro lado, a menor resistência ao desgaste do revestimento +Nb foi estatisticamente diferente dos outros dois arames, com significância estatística $p=0,012$ com relação ao revestimento FeCrC e $p=0,005$, com relação ao revestimento +Ti. Os valores de resistência ao desgaste são ilustrados na Fig. 8.8, permitindo comprovar essa discussão.

Se comparado o eletrodo ER1 com os arames tubulares verifica-se que este apresentou resistência ao desgaste média ligeiramente inferior ao arame +Ti, de melhor desempenho neste quesito, mas superior ao arame FeCrC e +Nb, em valores médios. Entretanto, a resistência ao desgaste do eletrodo ER1 é estatisticamente igual tanto ao FeCrC, quanto ao +Ti, com significância estatística, respectivamente, $p=0,1431$ (com relação ao FeCrC) e $p=0,700$ (com relação ao +Ti).

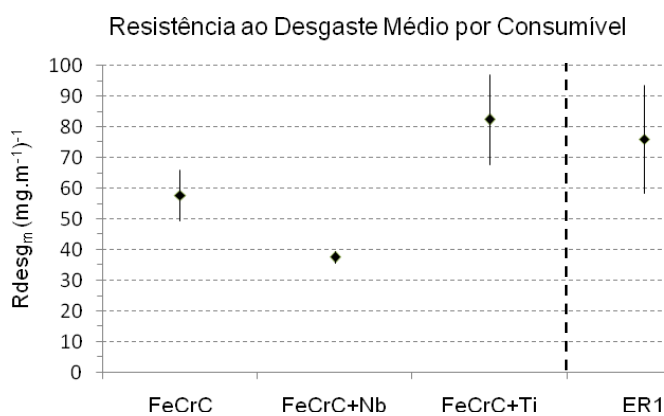


Figura 8.8 – Resistência ao desgaste médio por consumível.

O melhor desempenho em termos de resistência ao desgaste do arame +Ti concorda com Gregory (1980), segundo o qual a adição de molibdênio (presente nesse arame) no revestimento duro é importante para aumentar a resistência à abrasão. Além disso, de acordo com Wang *et al* (2004), o carboneto de titânio (TiC) possui maior dureza e estabilidade que os carbonetos de cromo (CrC), fazendo com que materiais reforçados com TiC tenham cadeias muito fortes, proporcionando melhores propriedades de resistência ao desgaste da liga.

O pior resultado do arame +Nb, por sua vez, estaria relacionado ao lascamento do revestimento na presença de trincas e sob a ação do impacto com a cana e com a estrutura do picador. Isso contrasta com o melhor resultado do +Ti que não apresentou trincas superficiais visíveis a olho nu, antes ou após o trabalho. Essa constatação concorda com Martins Filho (1995), o qual verificou que em revestimentos de liga Fe-Cr-C-V, diferente desta, os melhores resultados de resistência ao desgaste abrasivo foram obtidos pelos ensaios isentos de trincas.

As trincas e porosidades aparentam ter apresentado comportamento diferente nos testes em laboratório e em campo: nos ensaios de laboratório não apresentaram influência significativa, exceto por um provável leve aumento do desgaste nas bordas de poros e trincas maiores (não quantificado); por outro lado, na operação das ferramentas em situação real de trabalho essas descontinuidades apresentaram um efeito muito mais danoso por fragilizar o material e provocar o seu lascamento, fazendo com que as perdas fossem ainda mais significativas.

A Figura 8.9 apresenta detalhe da mesma superfície de uma faca revestida com o arame FeCrC, antes e após o trabalho. É possível verificar por comparação visual à vista desarmada que o tamanho e a quantidade de trincas do revestimento, originadas durante a soldagem e não dimensionadas (Fig. 8.9a), aumentou após o período de trabalho no picador (Fig. 8.9b).

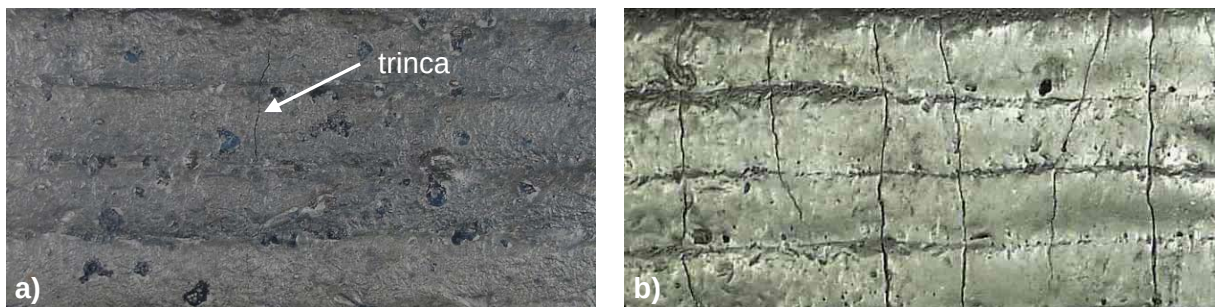


Figura 8.9 – Detalhe da superfície revestida de uma mesma faca antes (a) e após o trabalho (b).

As trincas transversais ao cordão de solda são segundo Wainer, Brandi e De Mello (1991), trincas de contração e ocorreriam devido à baixa ductilidade ou, às vezes, ao baixo limite de escoamento do revestimento. Tais trincas aliviam as tensões, são visíveis a olho nu e podem propagar-se com trabalhos mecânicos.

A Figura 8.10 ilustra detalhes do revestimento dos quatro consumíveis, no gume frontal, próximo ao canto de maior desgaste. Destaca-se na figura, a quantidade de trincas do arame FeCrC e +Nb, que como consequência, provocou no segundo consumível em algumas regiões, uma acentuada fragmentação do revestimento (faca 2.2). Além disso, observa-se em região revestida com o eletrodo ER1, além de trincas, o arrancamento de pedaços do revestimento. Contrastando com esses resultados observa-se praticamente intacto o revestimento efetuado com o arame +Ti. No detalhe da Figura 8.10b pode-se constatar que não ocorreu problema de ligação do metal de solda, mas sim, a fragmentação progressiva do revestimento devido à presença de trincas.

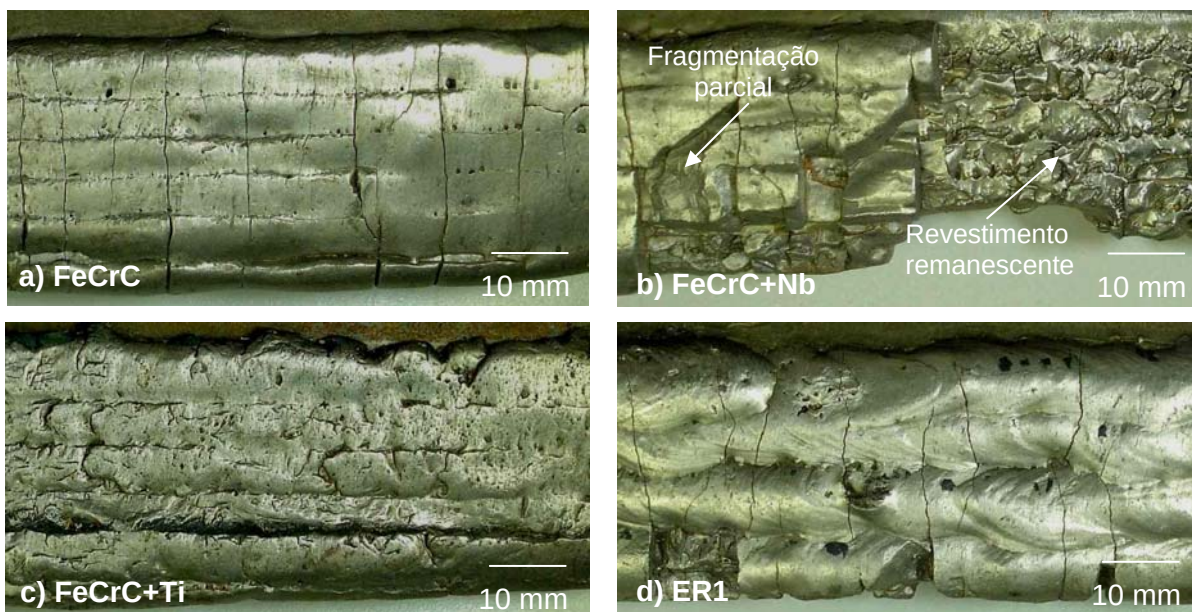


Figura 8.10 – Detalhes das facas após o desgaste.

A Figura 8.11 ilustra detalhe da formação de uma trinca de solidificação na interface com o MB e a sua propagação até próximo à superfície. Acredita-se que em muitos casos possa ter ocorrido esse fenômeno e a propagação das trincas até à superfície com o trabalho das facas no picador, justificando o aumento desse tipo de descontinuidade, ilustrado pela Fig. 8.9.

Segundo a citação de Scotti e Rosa (1997), durante o processo de soldagem podem aparecer trincas devido à fragilidade dos revestimentos duros. Estas não são, necessariamente, indicadores de redução na resistência ao desgaste, podendo até serem

favoráveis por reduzirem as tensões internas. Por outro lado, são indesejáveis nos casos de revestimentos estanques ou sob esforços dinâmicos que levem à fadiga e, conseqüentemente, ao arrancamento do revestimento. Por sua vez, Martins Filho (1995) cita que para revestimentos de liga Fe-Cr-C-V aplicados com arames tubulares, a ausência de trincas é decisiva para o aumento da resistência ao desgaste abrasivo.

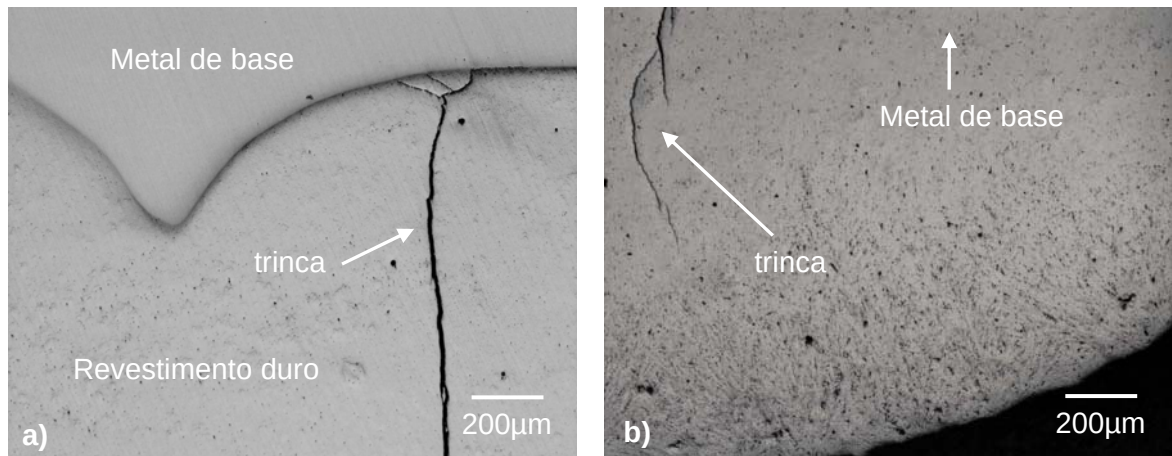


Figura 8.11 – Detalhe da propagação de trinca (a) na interface com o MB e (b) próximo à superfície (aumento de 50X).

Corrêa *et al* (2006a) afirmam que as ligas Fe-Cr-C são susceptíveis às trincas de solidificação, as quais aliviam as tensões de soldagem, mas, no caso de aplicações onde o componente está sujeito à vibração ou impacto, podem levar à fragmentação do revestimento. Em função disso, se busca incessantemente a obtenção de ligas que apresentem um bom desempenho de resistência ao desgaste e tenacidade.

Portanto, acredita-se que a soldagem com condições que minimizem a geração de trincas ou dificultem a sua propagação possa melhorar o desempenho dos dois arames mais afetados por lascamentos, concordando com a conclusão de Martins Filho (1995). Portanto sugere-se que trabalhos posteriores busquem a otimização de técnicas e de parâmetros de soldagem, como oscilação da tocha, ângulo de ataque, corrente, tensão, velocidade de soldagem e distância bico de contato-peça, além de modo de transferência metálica e diluição da solda que minimizem a geração de trincas e, dessa forma, avaliar o desempenho dos arames citados (FeCrC e +Nb) sob essas condições. Scotti e Rosa (1997) mostraram em seu trabalho, com arame tubular de liga Fe-0,5C-5B, que é possível produzir depósitos de revestimento duro livres de trinca, combinando com elevada dureza, pela utilização de pré-aquecimento e de oscilação da tocha.

8.3.3. Mecanismo de desgaste

A Figura 8.12 ilustra o perfil da superfície desgastada dos revestimentos aplicados nas facas picadoras com os quatro consumíveis, obtidas em microscópio eletrônico de varredura (MEV). Foi feita uma varredura na superfície do *cp2* (vide Fig. 8.4), na região mais afetada pela ação dos agentes de desgaste, buscando-se evidenciar alguma similaridade no perfil ou nos mecanismos atuantes.

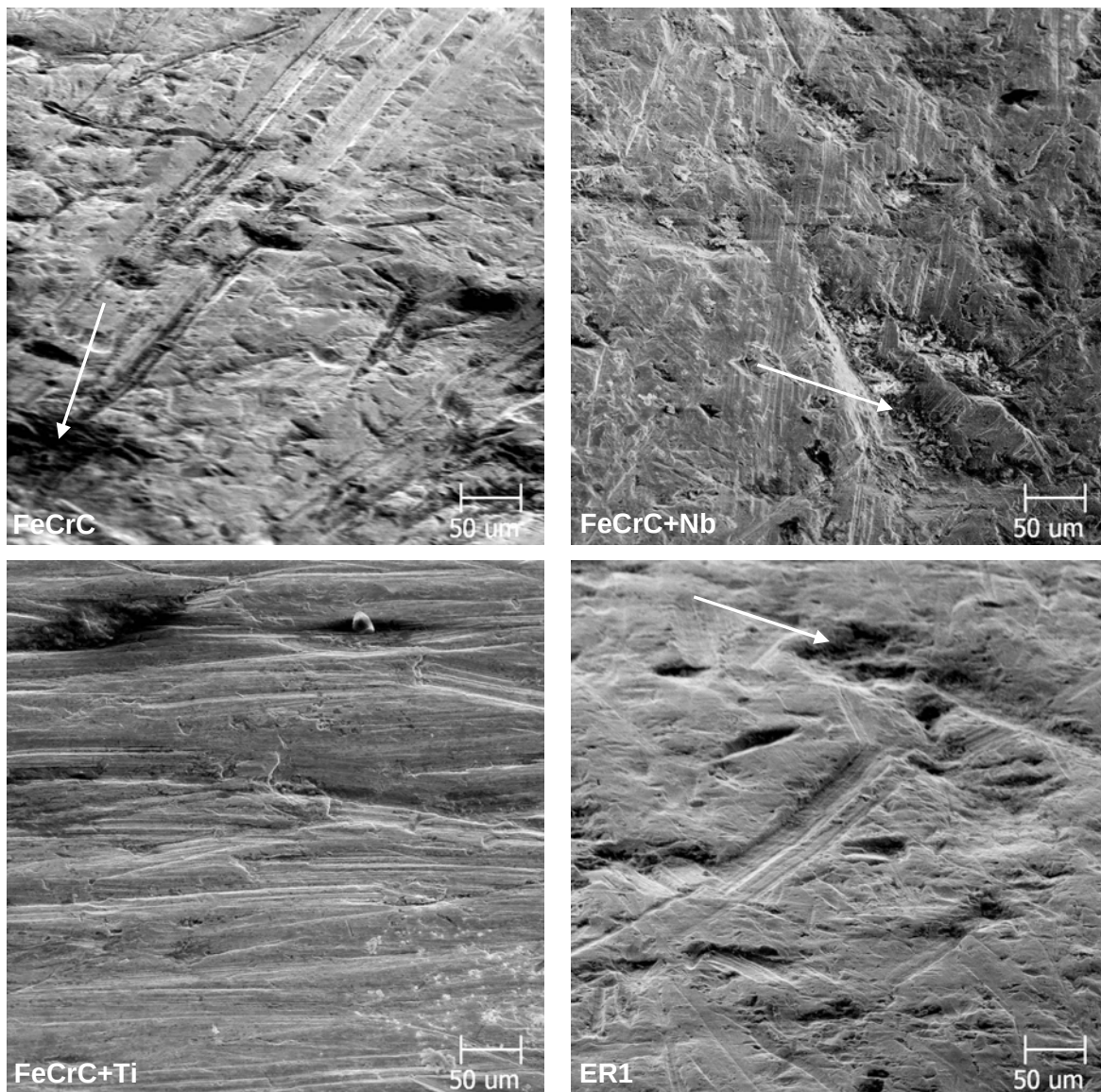


Figura 8.12 – Perfil da superfície desgastada das facas com os quatro consumíveis (MEV - aumento de 200X).

Apesar de se verificar a predominância do microcorte e indentações, a superfície dos diferentes revestimentos se apresentou também distinta, como pode ser visto na Fig. 8.12. A

presença de crateras nos revestimentos FeCrC, +Nb e ER1 indicam o arrancamento de partículas, provavelmente carbonetos, o que ocorreria com a continuidade do desgaste.

Uma diferença no comportamento das partículas abrasiva nos ensaios em laboratório e em campo deve ter contribuído para o maior desempenho do revestimento +Ti em campo. Neste caso, ao contrário do ocorrido em laboratório, as partículas abrasivas não eram forçadas contra o revestimento de forma a contornar a matriz dura e homogênea e penetrar nos alojamentos dos carbonetos massivos e frágeis, como evidenciado no Cap. 7.

8.3.4. Desgaste relativo

A Tabela 8.3 apresenta os dados utilizados para a obtenção do desgaste relativo por tonelada de cana ($Desg_{rel}$) dos quatro consumíveis utilizados nesta etapa. Essa análise é importante para comparar o desempenho dos revestimentos duros aplicados nas condições da empresa (arame FeCrC e o eletrodo ER1), durante os trabalhos preliminares, com as condições controladas em laboratório e, além disso, comparar o desempenho do arame +Nb e +Ti com esses dois consumíveis em mesma condição de ensaio. O $Desg_{rel}$ foi obtido através da relação entre o peso médio do desgaste ($Desg_m$) pelo peso estimado da cana picada por cada faca, como descrito no Cap. 3 deste trabalho. Destaca-se que o peso da cana moída (P_{cana}) foi obtido pelos registros de pesagem da cana que deram entrada na unidade de processamento durante o período avaliado.

Tabela 8.3 – Desgaste relativo durante a etapa final

Cons	Etapa Final					
	P_{cana} (ton)	P_{est} (ton/fc)	$Desg_m$ (g/fc)	DP	$Desg_{rel}$ (g/ton)	DP
FeCrC	132000	2200	800	118	0,364	0,054
FeCrC+Nb			1232	59	0,560	0,027
FeCrC+Ti			560	107	0,255	0,049
ER1			608	152	0,277	0,069

Onde: Cons= consumível; P_{cana} = peso total da cana moída no período; P_{est} = peso estimado de cana processada por faca ($P_{cana}/60$); $Desg_m$ = desgaste médio por facas para cada consumível; $Desg_{rel}$ = desgaste relativo em g/ton de cana; DP= desvio padrão.

O histograma da Figura 8.13 ilustra o desgaste relativo da etapa final, comparando-o com o desgaste apresentado durante a primeira e a segunda etapa (final do período chuvoso e durante o período seco, respectivamente) realizadas durante os trabalhos

preliminares com a soldagem em condições da indústria. A ordem do $Desg_{rel}$ da Etapa Final é a mesma do $Desg_m$ apresentada na Fig. 8.7, devido à mesma quantidade de cana processada por faca (P_{est}), ou seja, menor desgaste por tonelada de cana para o revestimento +Ti, seguido do FeCrC e +Nb. O eletrodo ER1 apresentou $Desg_{rel}$ similar ao arame +Ti e FeCrC.

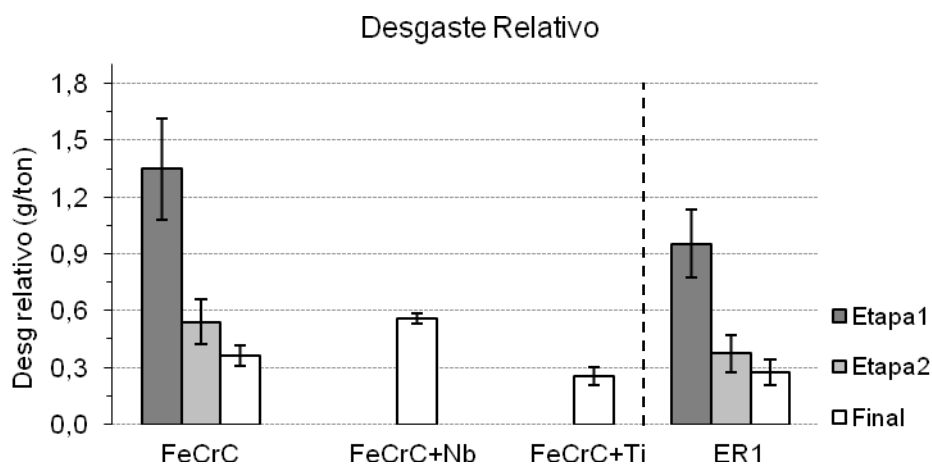


Fig. 8.13 – Desgaste relativo por tonelada de cana na Etapa final.

Na Etapa 1, com desgaste muito superior, a perda de metal havia sido considerada excessiva pelo efeito do início da safra, como apresentado no Cap. 4, o que demonstra a importância da lavagem eficiente da cana para se reduzir o desgaste. Ressalta-se que na primeira e na segunda etapas, foram avaliados os revestimentos aplicados apenas com o arame FeCrC e com o eletrodo ER1, razão pela qual não se tem esses dados referentes aos outros consumíveis (+Nb e +Ti). Além disso, na Etapa 1, há o efeito do desgaste do metal de base, diferentemente das outras duas etapas. Na Etapa 2 isso não ocorreu devido ao pequeno período de trabalho, enquanto na etapa final o desgaste do metal de base foi determinado e desconsiderado nessa apresentação.

Pela análise da Figura 8.13 verifica-se, ainda, que em valores médios o desgaste na Etapa Final foi inferior ao obtido na Etapa 2 dos trabalhos preliminares, quando as condições de ensaio foram similares (em torno de 33% inferior para o arame FeCrC e 26% para o ER1), apesar da maior quantidade de cana processada por faca na Etapa Final (P_{est}). Essa constatação permite concluir que o revestimento aplicado na Etapa Final, com esses dois consumíveis, apresentou melhores propriedades de resistência à abrasão, pois apesar da ocorrência de lascamentos do revestimento, não evidenciada na Etapa 2, a perda de metal foi inferior.

8.4. Desgaste em laboratório x desgaste em campo

A Tabela 8.4 apresenta os dados de resistência ao desgaste em laboratório e em campo, para efeitos de comparação entre os dois métodos de ensaios utilizados. A relação entre a resistência ao desgaste em laboratório pela resistência ao desgaste em campo ($Rdesg_{lab}/Rdesg_{campo}$) também se mostrou diferente para os quatro consumíveis, denotando o diferente efeito das propriedades do revestimento duro proporcionadas por cada consumível para se opor à ação abrasiva nos distintos sistemas tribológicos.

Tabela 8.4 – Relação entre a resistência ao desgaste em laboratório e em campo.

Cons	Resistência ao desgaste (mg.m^{-1}) ⁻¹		
	Laboratório	Campo	Lab/Campo
FeCrC	7,69	57,67	0,133
FeCrC+Nb	34,04	37,45	0,908
FeCrC+Ti	11,01	82,35	0,133
ER1	26,99	75,82	0,355

A Figura 8.14 apresenta comparativamente a resistência ao desgaste dos ensaios em laboratório com a obtida em campo, com as ferramentas operando em situação real de trabalho. Verifica-se, primeiramente, que a resistência ao desgaste do revestimento em laboratório foi inferior à resistência ao desgaste em campo, indicando maior severidade das condições de ensaio do primeiro. Esse fato pode ser explicado pelo elevado rigor das condições laboratoriais que garantia sempre abrasivo novo, com dimensão padronizada, além de pressão e alimentação constante na interface disco de borracha-peça. Por outro lado, a eventual presença de pedaços de pedra, ferro e outros materiais estranhos durante o trabalho das ferramentas no picador, como referido por Buchanan, Shipway and McCartney (2007), leva a supor que esses elementos constituam exceção em um processo com lavagem da cana eficaz, e que o agente de maior relevância na ação abrasiva de desgaste seja realmente a cana (caule, casca, nós, bagaço, etc.), de inferiores propriedades abrasivas, além de resíduos de terra e areia remanescentes do processo de lavagem.

Observa-se ainda na Tabela 8.4, para os arames tubulares, que excetuando-se o arame +Nb que apresentou a maior $Rdesg$ em laboratório e a menor $Rdesg$ em campo, os outros dois arames (FeCrC e +Ti) apresentaram comportamento similar, ou seja, mesma relação $Rdesg_{lab}/Rdesg_{campo}$ (0,133). O arame +Nb, devido ao excessivo lascamento, apresentou excessiva perda de metal em campo, levando a uma relação $Rdesg_{lab}/Rdesg_{campo}$ elevada (0,908). Como discutido anteriormente, o melhor desempenho

do arame +Nb em laboratório se deve à sua elevada resistência à abrasão, enquanto que o seu baixo desempenho em campo estaria relacionado à grande quantidade de trincas apresentada pelo revestimento.

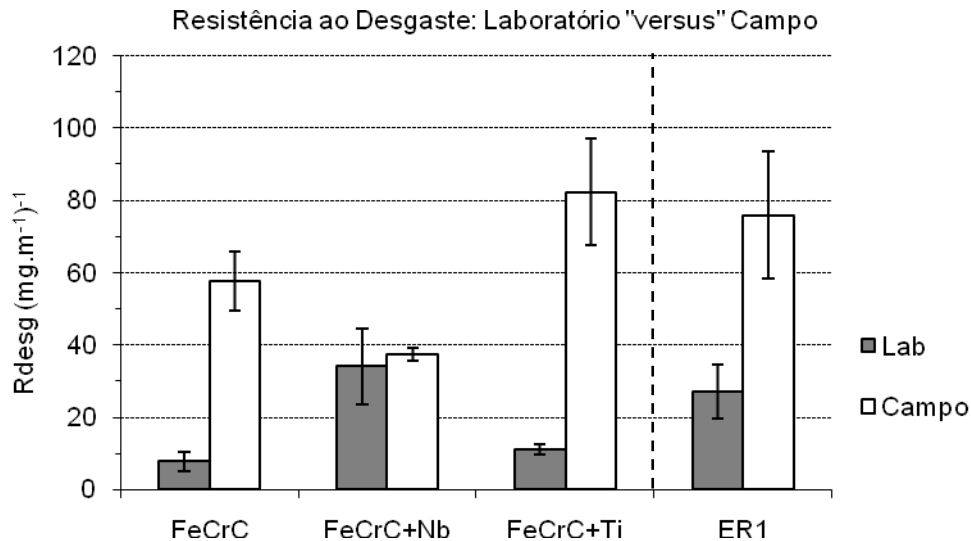


Figura 8.14 – Comparação da resistência ao desgaste em laboratório “versus” campo.

Por sua vez, se comparado o eletrodo revestido ER1 com os arames tubulares, verifica-se que este apresentou resistência ao desgaste em laboratório similar ao arame de maior desempenho (o +Nb) e resistência ao desgaste em campo similar aos arames de maior desempenho (FeCrC e +Ti), resultando em relação $R_{desg_{lab}}/R_{desg_{campo}}$ igual a 0,355.

Evidentemente que a maior resistência ao desgaste apresentada pelo revestimento +Nb em laboratório e do revestimento +Ti e FeCrC em campo significa que cada consumível, nas condições de ensaio, seria o mais indicado para cada aplicação. Por outro lado, a coincidência da relação de desgaste do arame FeCrC (maior abrasão em laboratório e abrasão e moderado lascamento em campo) e do +Ti (abrasão nos dois casos) pode, com alguma aproximação, indicar uma provável relação entre o desgaste nos dois tribosistemas e que talvez, a aplicação do arame +Nb em uma condição de menor trincamento possa se aproximar da relação citada.

A divergência dos resultados em laboratório e em campo concorda com a afirmação de Eyre (1991), segundo o qual é difícil prever com um único ensaio o comportamento em serviço de um material, dada a multiplicidade de fatores que intervêm nos processos de desgaste, não sendo fácil encontrar um método de ensaio adequado a cada tribosistema.

A maior resistência ao desgaste dos revestimentos, em campo que em laboratório, que chegou a mais de sete vezes no caso do revestimento +Ti e FeCrC, pode também ter sido favorecida pela diferente preparação dos corpos de prova, que podem ter levado a diferentes propriedades da superfície submetida ao desgaste. Na avaliação de desgaste em laboratório, a camada superficial do revestimento foi removida por retificação para a regularização da superfície. Esta região, como se evidenciou no Cap. 7, é onde se concentra a maior quantidade de carbonetos. Por outro lado, os ensaios em campo foram realizados com revestimentos com camada superficial intacta, portanto, com prováveis melhores propriedades de resistência à abrasão.

A diferença nos resultados dos ensaios em laboratório e em campo indica que o ensaio com o abrasômetro Roda de Borracha, nas condições realizadas, não tenha sido eficaz para simular com fidelidade o desgaste observado nas facas picadoras de cana-de-açúcar em situação real de trabalho. E que uma provável menor evidência de trincas do revestimento +Ti tenha sido o diferencial para o seu maior desempenho em campo na presença de impacto com a estrutura do picador, com a cana e outros materiais estranhos.

Em função disso, acredita-se que um método de ensaio que combine abrasão e impacto seja mais representativo do mecanismo de desgaste das ferramentas durante a operação na indústria. Como nem sempre é possível realizar a avaliação de resistência dos revestimentos em situação real de trabalho e isso, quando possível se torna difícil e oneroso, acredita-se que a identificação de um método de ensaio que seja representativo do referido tribosistema, seja importante para avaliações futuras, razão pela qual se sugere que esta análise seja realizada em trabalhos posteriores.

8.5. Comentários finais do capítulo:

- Acredita-se que a presença de descontinuidades como trincas e porosidades podem favorecer o destacamento de partes do revestimento, aumentando a taxa de desgaste nas condições de campo;
- A ausência de trincas do revestimento +Ti deve ter sido o diferencial para o seu maior desempenho em campo na presença de impacto com a cana, a estrutura do picador e outros materiais estranhos. Opostamente, a maior quantidade de trincas (não quantificadas) do revestimento +Nb pode ter sido responsável pela sua maior perda de massa;
- O menor desgaste do revestimento +Ti permite supor que, caso seja desenvolvida uma técnica para reforçar a região de maior desgaste (canto da faca), por exemplo, com duas ou três camadas, as demais regiões do revestimento poderiam suportar,

ainda, o processamento de quantidade de cana igual ou superior à processada no período avaliado;

- O desgaste relativo das facas por tonelada de cana processada foi inferior na etapa final do trabalho que nas duas etapas realizadas preliminarmente, indicando a eficácia das condições de soldagem em laboratório para prover maior resistência à abrasão;
- A diferença na relação entre a resistência ao desgaste em laboratório pela resistência ao desgaste em campo é um indicador da capacidade diferente do revestimento com cada consumível em reagir às solicitações dos diferentes tribosistemas;
- O ensaio com o abrasômetro Roda de Borracha nas condições realizadas, não foi eficaz para simular com fidelidade o desgaste observado nas facas picadoras de cana-de-açúcar em situação real de trabalho, apesar de mais severo do ponto de vista da abrasividade.

CAPÍTULO IX

CONCLUSÕES

A realização deste trabalho permitiu chegar às seguintes conclusões, listadas a seguir:

1. Quanto à avaliação de desgaste em laboratório:

- O arame FeCrC apresentou baixa diluição (similar ao +Nb), menor dureza, a menor resistência ao desgaste e menor porcentagem volumétrica de carbonetos totais (PVCT), similares ao arame +Ti. Além disso, a sua microestrutura na região de desgaste é composta por dendritas de austenita em matriz eutética e na superfície do revestimento, por uma fina camada composta por carbonetos primários de cromo (M_7C_3) dispersos em uma matriz eutética de austenita mais carboneto;
- O arame FeCrC+Nb apresentou a menor diluição média, a maior dureza, maior resistência ao desgaste abrasivo e a maior PVCT, além de microestrutura composta por carbonetos primários de cromo (M_7C_3) + carbonetos de nióbio (NbC) em uma matriz eutética de austenita mais carboneto;
- O arame FeCrC+Ti apresentou a maior diluição e demais parâmetros similares ao arame FeCrC, além de microestrutura composta por grandes carbonetos primários de titânio (TiC), além de carbonetos secundários (TiC), finamente distribuídos em uma matriz austenítica-martensítica.
- Se comparados ao eletrodo revestido ER1, todos os arames apresentaram diluição inferior e apenas o arame FeCrC+Nb teve dureza e resistência ao desgaste similar e PVCT superior. A sua microestrutura é formada por carbonetos primários de cromo (M_7C_3) dispersos em uma matriz eutética de austenita mais carboneto.

2. Quanto à avaliação de desgaste em campo:

- A maior resistência ao desgaste em campo foi obtida pelas facas picadoras revestidas com o arame +Ti e FeCrC, seguida do +Nb;
- O revestimento +Ti e FeCrC apresentaram desempenho similar ao eletrodo revestido ER1;
- O lascamento do revestimento foi decisivo no mau desempenho do revestimento +Nb e parcialmente no revestimento FeCrC, devido à presença de trincas;
- O desgaste relativo das facas por tonelada de cana processada foi inferior na Etapa Final nas condições de soldagem de laboratório, que nas etapas anteriores nas condições da indústria.

3. Quanto à comparação do desgaste em laboratório x campo:

- Do ponto de vista da abrasão, o ensaio em campo foi menos severo que em laboratório, quando os arames tubulares de maior desempenho apresentaram resistência ao desgaste em torno de sete vezes superior.
- O maior desempenho em campo, das facas picadoras de cana-de-açúcar, é obtido com revestimentos que combinem maior resistência à abrasão com ausência ou menor quantidade de trincas.

4. Quanto aos métodos de ensaio:

- O ensaio por roda de borracha não reproduziu fielmente o sistema tribológico das facas picadoras de cana-de-açúcar em condição real de trabalho, pois não simula a ocorrência de impacto;
- Para maior precisão na análise durante a avaliação de desgaste em campo, é importante retirar as ferramentas antes que o desgaste atinja o metal de base;

CAPÍTULO X

PROPOSTAS PARA TRABALHOS POSTERIORES

A realização deste trabalho permite sugerir algumas propostas para a realização de trabalhos posteriores que busquem responder questões não resolvidas neste trabalho, dentre as quais:

1. Como não era objetivo deste trabalho esgotar o estudo da transferência metálica de arames tubulares autoprotégidos, sugere-se que questões não abordadas neste possam ser investigadas, tais como: ensaios com os arames +Ti e +Nb para a determinação de outras regiões de transferência, analisar o efeito indutivo em curto-circuito, etc.
2. Um estudo mais aprofundado dos fatores que afetam a estabilidade do arco na soldagem com esses três arames, já que este se limitou a avaliar a frequência de curto-circuito;
3. Constatando-se o efeito do ajuste da indutância da fonte sobre a geometria do cordão de solda, mas sabendo-se que não era esse o objetivo deste trabalho, sugere-se o aprofundamento do seu estudo, inclusive com a medição efetiva da indutância;
4. Como os arames apresentam composição química diferente, a soldagem com mesmas condições pode não ter sido adequada para a avaliação de cada um no seu ponto ótimo. Em função disso, acredita-se que seja importante a investigação posterior visando a identificação das condições ótimas para cada consumível do ponto de vista do controle de trincas e da resistência ao desgaste, especialmente do

arame FeCrC+Nb que apresentou excelente desempenho em laboratório e baixo em campo;

5. Avaliar outro método de ensaio que melhor reproduza o mecanismo de desgaste ocorrido em facas picadoras de cana-de-açúcar, para facilitar desenvolvimentos posteriores, provavelmente pela simulação combinada de abrasão e impacto;
6. Pela dificuldade em se construir os corpos de prova para o ensaio Charpy e a sua provável ineficácia devido à fragilidade do revestimento, acredita-se que seja importante também, identificar um método para avaliar a tenacidade de revestimentos duros para subsidiar outros trabalhos nessa linha de pesquisa;
7. Avaliar os consumíveis utilizados na condição de soldagem de duas ou três camadas de solda, já que as propriedades do revestimento são diferentes nessas condições e, em muitas aplicações deseja-se para maior vida em serviço do equipamento, a utilização de maior espessura de revestimento;
8. Estudar uma forma de reforçar a região de maior desgaste das facas (encontro dos gumes frontal e superior) para aumentar a vida em serviço dessas ferramentas, o que poderia ocorrer também pela soldagem em multicamadas;
9. Estudar, de igual forma o desempenho de arames tubulares no revestimento de martelos desfibradores de cana-de-açúcar, tendo em vista serem ferramentas também muito afetadas pelo desgaste. Além disso, as suas condições de contato com a cana são diferentes, devido à operação de picagem inicial realizada pelas facas picadoras, pela maior área de contato e pela maior velocidade de impacto com a cana.

Além disso, pela importância do tema para geração de tecnologia que promova o desenvolvimento e melhoria da competitividade desse setor industrial tão expressivo no Brasil, mas principalmente pelas dificuldades de se efetuar pesquisas dentro da indústria durante a sua operação, seria importante para o país a construção de uma mini unidade sucroalcooleira em uma Universidade ou Centro de Pesquisa, de forma a facilitar a realização de pesquisas de interesse desse setor econômico.

CAPÍTULO XI

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADACHI, K. and HUTCHINGS, I. M. Wear mode mapping for the micro-scale abrasion test. **Wear**. v. 255, p. 23 – 29, 2003.

ADOLFSSON, S; On-Line Quality Monitoring in Short-Circuit Gas Metal Arc Welding. **Welding Journal**. Feb, p. 59s-73s, 1999.

ALORAIER, A; IBRAHIM, R; THOMSON, P. FCAW Process to Avoid the Use of Post Weld Heat Treatment. **International Journal of Presssure Vessels and Piping**. N° 83, p. 394-398, 2006.

ALVES FILHO, M. **Para Garantir Nosso Doce**. Ano XV, nº 161, disponível em http://www.unicamp.br/unicamp/unicamp_hoje/ju/abril2001/pag06abril2001.htm. abril de 2001. Acesso em: 20 maio de 2006.

ARAÚJO, W. R. **Comparação entre a Soldagem Robotizada com Arame Sólido e Metal Cored – A Ocorrência do Finger**. Universidade Federal de Minas Gerais. Dissertação de Mestrado, 91 p. 2004.

ASTM. **Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. ASTM G40-90a. p. 150-155, 1990.

ASTM. **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Aparatus**. ASTM G65-00, p. 231-243, 2000.

ATAMERT, S. and BHADSHIA, H. K. D. H. Microstructure and Stability of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys. **Materials Science and Engineering A**, n. 130, p. 101-111, 1988.

AWS. **Welding Handbook – Welding Technology**, American Welding Society, Vol. 1, 8th Edition, Miami, USA, 1991. p. 350-383.

BAIXO, C. E. I. e DUTRA, J. C. O Estudo da Transferência Metálica no Processo de Soldagem MIG/MAG através de Projetor e Tratamentos Oscilográficos de Tensão e Corrente. **Soldagem & Materiais**. Jan/Mar, p. 32-36, 1990.

BÁLSAMO, P. S. S. **Influência dos Teores de Carbono, Cromo e Energia de Soldagem Sobre a Resistência ao Desgaste de Ligas Soldadas da Classe Fe-Cr-C**. Universidade Federal de Uberlândia-MG, Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, 138 p. 1995.

BÁLSAMO, P.S.S.; SCOTTI, A.; DE MELLO, J.D.B., Interpretación de la Microestructura de Recargues Duros Depositados por Soldadura Utilizando la Superfície de Líquidos de Diagramas Fe-Cr-C. **Rev. Soldadura**, 25 (4), CENIN, Madrid, p. 199-207, 1995.

BERNS, H. and FISCHER, A. Microstructure of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys with Additions of Nb, Ti and, B. **Materials Characterization**, v. 39. p. 499-527, aug. 1997.

BOLTON, L.A; DAVIES, U.H. The Mechanisms of Wear. **Weld Surfacing and Hardfacing** – The Welding Institute, 1980.

BRANDIM, A. S.; ALCÂNTARA, N. G.; PARANHOS, R. Diluição em Soldas de Revestimento Duro Utilizando o Processo de Soldagem a Arco Submerso. **XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**. Belo Horizonte – MG. 08 a 10 de Setembro de 1999.

BRANDIM, A. S.; ALCÂNTARA, N. G.; HERNANDEZ, O. J. S. e PARANHOS, R. P. R. Resistência ao Desgaste por Abrasão em Metal de Solda do Tipo Fe-Cr-C Obtidos por Arco Submerso. **2º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**. Uberlândia-MG. 18-21 de maio, 2003.

BUCHANAN, V. E.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Microstructure and Abrasive Wear Behaviour of Shielded Metal Arc Welding Hardfacings Used in the Sugarcane Industry. **Wear**. p. 1 - 12, 2007.

BUCHELY, M. F.; GUTIERREZ, J. C.; LEÓN, L. M. & TORO, A. The Effect of Microstructure on Abrasive Wear of Hardfacing Alloys. **Tribology International**. v. 259, p. 52 - 61, 2005.

BUDINSKI, K. G. Hardfacing V – Choosing a Process. **Welding Design & Fabrication**. p.75-78, mar. 1987.

CARCELLER, R. C. **Influencia de los Parâmetros del Régimen de Recargue en la Morfología de los Depósitos de Acero e Fundición Blanca al Cromo y su incremento en la Resistencia al Desgaste Abrasivo**. Instituto Superior Politécnico José Antonio Echeverría, Facultad de Ingeniería Mecánica, República de Cuba, Tesis de Doctorado en Ciencias Técnicas, 2007, 154 p.

CHATTERJEE, S; PAL, T.K. Wear Behaviour of Hardfacing Deposits on Cast Iron. **Wear**. nº 255. p. 417-425, 2003.

CHOO, S. H.; KIM, C. K.; EUH, S.; LEE, S.; JUNG, J. Y. & AHN, S. Correlation of Microstructure with the Wear Resistance and Fracture Toughness of Hardfacing Alloys Reinforced with Complex Carbides. **Metall. Mater. Trans. A** 31A p. 3041-3052, 2000.

CONDE, R.H. Recubrimientos resistentes al desgaste. **Boletín Técnico Conarco**, n. 85, p. 2-20, dec. 1986.

COPERSUCAR – Cooperativa de Produtores de Cana-de-açúcar. **Açúcar e Alcool do Estado de São Paulo**. www.copersucar.com.br. 2008.

COSTA, H. L. e DE MELLO, J. D. B. Desenvolvimento de um Novo Abrasômetro a Três Corpos. **XVI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica**. Uberlândia-MG. 26 a 30 de Nov. 2001.

CORRÊA, E. O.; ALCÂNTARA, N. G.; TECCO, D. G.; KUMMAR, R. V. Desenvolvimento de uma Liga Ferrosa para a Solda de Revestimento Duro Reforçada com Carbonetos

Complexos. **IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**, 22 a 25 de agosto, Recife-PE, 2006.

CORRÊA, E. O.; ALCÂNTARA, N. G.; TECCO, D. G.; KUMMAR, R. V. Avaliação de Resistência ao Desgaste de Ligas Fe-Cr-C-Nb-V Desenvolvidas para a Solda de Revestimento Duro para Uso Sob Condições Altamente Abrasivas. **8^{vo} Congresso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica – CIBIM 8**, 23 a 25 de outubro, Cusco, Peru, 2007.

COSTA, H.L., KLEIN, A.N. e DE MELLO, J.D.B. Evaluation of Abrasive Wear Resistance of Plasma-Nitrated Carbon Steel. **XVI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica**. Uberlândia-MG. 26 a 30 de novembro, 2001.

DASGUPTA, R.; THAKUR, R.; YADAV, M. S. and JHA, A. K. High stress abrasive wear behaviour of a hardfacing alloy: effects of some experimental factors. **Wear**, v. 236, p. 368-374, 1999.

DA SILVA, W. M. **Desgaste Abrasivo: Simulação via Interações Múltiplas**. Universidade Federal de Uberlândia-MG, Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica, 163 p. 2007.

DA SILVA, W. M.; BINDER, R. e DE MELLO, J. D. B. Abrasive Wear of Steam Treated Sintered Iron. **Wear**, vol. 258, pp 166-177, 2005.

ECONOMOU, S; DE BONTE, M. CELIS, J. P.; SMITH, R. W.; LUGSCHEIDER, E. **Wear**, v. 220, 1998.

ELALEM, K. and LI, D.Y. Variations in Wear Loss With Respect to Load and Sliding Speed Under Dry Sand/Rubber-Wheel Abrasion Condition: a Modeling Study. **Wear**. v. 250 p. 259-265, 2001.

ESPINOSA, R. G.; AGUILA, J. G. N.; CABRERA, T. L. HYACINTH R. R. e GONZÁLEZ, L. C. Análisis de la falla por Fadiga de las Cuchillas Picadoras de Caña del CAI “Ciudad Caracas”. **9na. Convención Internacional de las Industrias Metalúrgicas, Mecánicas y del Reciclaje - METANICA**. Havana, Cuba. 19 de julio, 2004.

EYRE, T. S. Friction and Wear Mechanisms. ABM. **II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste**. Uberlândia – MG. p. 263-306, dez. 1991.

EUTECTIC & CASTOLIN. **Aplicações & Sistemas**. Catálogo Geral de Produtos. Eutectic do Brasil Ltda. 2003.

FERRARESI, V. A.; FIGUEIREDO, K. M. & HIAP ONG, T. Metal Transfer in the Aluminum Gas Metal Arc Welding. **Revista: Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, vol. XXV, nº 3, p. 1678-5878, 2003.

IORE, N. F.; KOSEL, T. H.; FULCHER, J. K. The Effect of Carbide Volume fraction on the Low Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons. **Wear** n. 84. p. 313-325, 1983.

FISCHER, A. Well-founded Selection of Materials for Improved Wear Resistance. **Wear** n. 194. p. 238-245, 1996.

FORTES, C; ARAÚJO, W. **Arames Tubulares OK**. ESAB BR, 103 p. 2004.

FRANCO, S. D.; ZUMPARO, P. E. e DE MELLO, J. D. B. Abordagem Global do Estudo do Processo do Abrasivo. Parte II: Desenvolvimento e Avaliação de Abrasômetro a Dois e Três Corpos. **Proceedings of th 1st Brazilian Seminar on Abrasive Wear Resistant Materials**, ABM-EPUSP. São Paulo, p. 47-62, 1989.

FULLCHER, J. K. El Efecto de La Fracción Volúmica de Carburo en La Resistência a La Abrasión de Bajos Esfuerzos. **Wear**. v. 265. p. 134-138. 2003.

GATES, J. D. Two-body and three-body abrasion: A critical discussion. **Wear**. v. 214, p. 139 – 146, 1998.

GOMES, E. B.; DE PAIVA, E. P. e DA COSTA, S. C. Análise do Comportamento da Soldagem por Curto-Circuito Aplicado ao Processo com Eletrodo Tubular Através de Taguchi. **IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM 2006**. Recife, PE. 22-25 de agosto, 2006.

GREGOLIN, J. A. R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) Resistentes ao Desgaste**. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Unicamp, SP. 1990.

GREGORY, E. N. Surfacing by Welding. **The Welding Institute Research Bulletin**. p. 9-13. jan. 1980.

GRIGOROUDIS, K. and STEPHENSON D. J. Modelling low stress abrasive wear. **Wear**, v. 213, p. 103-111, 1997.

HERMANS, M. J. M. and DEN OUDEN, G. Process Behavior and Stability in Short Circuit Gas Metal Arc Welding. **Welding Journal**, April, p. 137s-141s, 1999.

HERNÁNDEZ, O. J. S. **Otimização do Consumível na Solda de Revestimento Aplicada na Indústria Sucroalcooleira**. Universidade Federal de São Carlos. Dissertação de Mestrado. 102 p. 1997.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and wear of engineering materials**. CRC Press Inc., Boca Raton, USA, 273 p. 1992.

KELLY, D. A. and HUTCHINGS, I. M. A new method for measurement of particle abrasivity. **Wear**. v. 250, p. 76-80, 2001.

HUGOT, E. **Handbook of Cane Sugar Engineering**. Third edition. Ed. Elsevier. New York. p. 113 – 114. 1986.

IGNOTO, V.; BALDOMIR L. A. Evaluación de Procedimientos de Soldadura de Revestimientos Duros Aplicados por el Processo FCAW com Transferência Metálica Pulsada. **2º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF**. Uberlândia-MG. 18-21 de maio, 2003.

IPT-Instituto de Pesquisas Tecnológicas. **Manual de Recomendações - Conservação de Energia na Indústria do Açúcar e Álcool**. São Paulo, 796p, 1990.

IZUTANI, S; SHIMIZU, H; SUZUKI, K; KOSHIISHI, F. **Observation and Classification of Droplet Transfer in Gas Metal Arc Welding**. IIW Commission - XII Joint Commission. Metal Transfer Classification. Department of Manufacturing Science Graduate School of Engineering - Osaka University, p. 347 – 359, 2006.

JACOMINE, L. **Efeitos dos Parâmetros de Produção de Revestimentos de Níquel Químico Sobre a Resistência ao Desgaste Abrasivo**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, 154p. 2004.

JORNALCANA. Disponível em www.jornalcana.com.br. Acesso em: 25 de maio de 2008.

KANNAN, T.; MURUGAN, N. Effect of Flux Cored Arc Welding Process Parameters on Duplex Stainless Steel Clad Quality. **Materials Processing Technology**. N° 176. 2006. p. 230-239.

KELLY, D. A. and HUTCHINGS, I. M. A new method for measurement of particle abrasivity. **Wear**, v. 250, p. 76-80, 2001.

KENNEDY, D. M. and HASHMI, M. S. J. Test Rig Design and Experimental Results of Coated Systems and Impact Abrasions Conditions. **Surfaces and Coatings Technology**. V.86, p. 493-497, 1996.

KOTECKI, D. J.; OGBORN J. S. Abrasion Resistance of Iron Based Hardfacing Alloy. **Welding Journal**. p. 269s – 278s. aug. 1995.

LIMA, A. C. **Influência dos Parâmetros da Soldagem MIG de Alumínio na Qualidade do Cordão de Solda**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, MG. 128p. 2001.

LUKSA, K. Influence of Weld Imperfection on Short Circuit GMA Welding Arc Stability. **Journal of Materials Processing Technology**. N. 175, p. 285–290, 2006.

LUZ, T. S.; RODRIGUES, C. E. A. L.; FERRARESI, V. A.; FARIAS, J. P. **Análise da transferência metálica do arame tubular em comparação ao arame sólido**. CONEM, Belém, PA, 2004.

LUZ, T. S.; BÁLSAMO, P. S. S.; FERRARESI, V. A. **Análise da Transferência Metálica do Arame Tubular com Proteção Gasosa**. COBEF, Joinville, SC. 2005.

MA, X.; LIU, R. e LI, D. Y. Abrasive Wear Behavior of D2 Tool Steel With Respect to Load and Sliding Speed Under Dry Sand/Rubber Wheel Abrasion Condition. **Wear** n° 241. p. 79-85, 2000.

MARINO, P. S.; PATRONE, J. J.; BORTONI, O. E. **Recargue por Soldadura de superficies Sometidas a Desgaste**. Congreso Argentino de Soldadura. VII, T.1, p. 1-71, Buenos Aires, set. 1998.

MARTÍNEZ, D. M. e PÉREZ, M. R. Evaluación tecnológica de um alambre tubular autoprotegido, confeccionado a partir de materias primas cubanas. **V Convención y feria Internacionales METANICA**. Havana, Cuba. 17 al 21 julio, 2000.

MARTINS FILHO, A. S. **Soldagem de Revestimentos com Arame Tubular**. Universidade Federal de São Carlos. Dissertação de Mestrado. 93 p. 1995.

MARTINS, L. C. C. Os Estados de Goiás e Minas são Hoje Importantes Centros de Produção Sucroalcooleira. **SIFAEG – Sindicato da Indústria de fabricação de Álcool do Estado de Goiás**. 2005. Disponível em <http://www.sifaeg.com.br/index.html>. Acesso em: 26 mar. 2006.

MARQUES, P. V. **Tecnologia da Soldagem**. Editora O Lutador, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil, 1991.

METALS HANDBOOK, vol. 2, ASM International, USA, 1990.

MODENESI, P. J. **Introdução à Física do Arco Elétrico – Soldagem 1**. UFMG, Belo Horizonte, MG, 54 p. 2001.

MODENESI, P. J & DE AVELAR, R. C. The Influence of Small Variations of Wire Characteristics on Gas Metal Arc Welding Process Stability. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 86, p. 226–232, 1999.

MONTANINI, L. Plante uma Árvore ... e Colha. **Jornal ProCana On Line**. Edição n. 147. 2006. Disponível em <http://www.procana.com.br/index.html>. Acesso em: 26 mar. 2006.

MUMMERY, L. **Surface Texture Analysis: The Handbook**. Hommelwerke GmbH, 106 p. 1992.

NOBLE, D. N. Factors Wich affect Abrasive Wear Resistance of Hardfacing Weld Deposits. A Review of the Literature. **The Welding Institute**, 26 p. out. 1984.

NOGUEIRA, A. M. P. e VENTURINI FILHO, W. G. **Aguardente de Cana**. Universidade Estadual Paulista – UNESP. Campus de Botucatu. Apostila. 71p. 2005.

OTTO, I. M. C. Etanol é Chave da Auto-suficiência no Petróleo. **SIFAEG – Sindicato da Indústria de fabricação de Álcool do Estado de Goiás**. Disponível em <http://www.sifaeg.com.br/index.html>. Acesso em: 26 mar. 2006.

PARANHOS, R. P. R. **Especialista Fala da Importância da Soldagem para o Setor**. Jornal ProCana On Line. 2003. Disponível em <http://www.procana.com.br/index.html>. Acesso em: 26 mar. 2006.

PARANHOS, R. P. R.; MELLO, R. S. T.; PAYÃO FILHO, J. C. Influência dos Parâmetros de Soldagem com Arco Submerso Empregando Fluxo Ligado e Arame de Aço-C nas Características de Revestimento de Ligas Fe-Cr-C Resistentes ao Desgaste Abrasivo. **XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, XI Congresso Latino-Americano e V Ibero-Americano de Soldagem**. Fortaleza – CE. 20 - 23 de set. 1998.

PARANHOS, R. P. R.; PAYÃO FILHO, J. C.; ORTEGA, L. C. **Efeito da Adição de Boro e Titânio na Microestrutura e Tenacidade do Metal de Solda Obtido por Arco Submerso em Juntas de dois Passes**. Disponível em www.infosolda.com.br. Acesso em 05 Jan. 2008.

POLIDO, R. S. e GALLEGOS, J. **Estudo da Microestrutura de Revestimento Duro Aplicado nos Equipamentos da Indústria Sucroalcooleira Sujeito ao Desgaste Abrasivo**. Disponível em www.dem.feis.unesp.br/maprotec/publicado_2006/. Acesso em: 21 set. 2007.

PRISCO, M. Revestimentos Protetores contra Desgaste. Soldagem de Manutenção. **ABS – ABRAMAN**. p. 231-284, 1993.

RIBEIRO, R. **Avaliação da Resistência ao Desgaste Abrasivo de Revestimentos Soldados do Tipo Fe-Cr-C Usados na Indústria Sucroalcooleira**. Universidade Estadual Paulista – Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Dissertação de Mestrado. 118 p. 2004.

RIBEIRO, R.; VENTRELLA, V. A. e GALLEGO, J. Avaliação do Desgaste Abrasivo de Revestimentos Soldados do Tipo Fe-C-Cr Utilizados na Indústria Sucroalcooleira. **60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**. Belo Horizonte-MG. 25 a 28 de junho de 2005.

SALES, J. C.; FARIAS, J. P.; LUZ, T. S.; RODRIGUES, C. E. A. L. E PINTO, B. F. Avaliação da Estabilidade do Arco Usando CO₂ e Mistura de Ar e CO₂ na Soldagem com Arame Tubular AWS E71T-1. **IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM 2006**. Recife, PE. 22-25 de agosto, 2006.

SANTOS, A. S.; FRANCO. A. A.; ALMEIDA, D. M. e PERTICARRARI, M. Soldagem na Indústria Sucroalcooleira. **Revista da Soldagem**. Ano I, n. 7, p. 20-26, 2005.

SAPATE, S. G. & RAMARAO, A. V. Erosive Wear Behaviour of Weld Hardfacing High Chromium Cast Irons: Effect of Erodent Particles. **Tribology International**. v. 39, p. 206-212, 2006.

SCANDIFFIO, M. I. G. **Análise prospectiva do álcool combustível no Brasil – cenários 2004-2024**. Tese de Doutorado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP, 182 p. 2005.

SCOTTI, A. e ROSA, L. A. A. Influence of Oscillation Parameters on Crack Formation in Automatic Fe-B Hardfacing. **Journal of Materials Processing Technology**. p. 272-280, 1997.

SCOTTI, A. Mapping transfer modes for stainless steel gas metal arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 5, nº 4, 2000.

SEVILLA, L. M. L.; PINEDA, J. C. G. & TORO, A. Relación Microestructura Resistencia al Desgaste de Recubrimientos Duros Ricos en Cromo y Tungsteno Aplicados por Soldadura Eléctrica (SMAW). **Dyna**, año/vol. 71, nº 144, p. 165-171, 2004.

SHINODA, T., KANEDA, H. & TAKEUCHI, Y. An Evaluation of Short Circuiting Arc Phenomena in GMA Welding. **Welding & Metal Fabrication**, Dec, p. 522 – 525, 1989.

STACHOWIAK, G. W. and BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology**, Butterworth – Heinemann, 2^a edition, 744 p. 2001.

STARLING, C. M. D; MODENESI, P. J. Estudo da Transferência de Metal de um Arame Tubular Básico. **XXXI Congresso Nacional de Soldagem – CONSOLDA 2005**. São Paulo, SP. 2005.

STARLING, C. M. D; MODENESI, P. J. Estudo da Transferência de Metal de um Arame Tubular “Metal Cored”. **XXXI Congresso Nacional de Soldagem – CONSOLDA 2005**. São Paulo, SP. 2005.

STEMBACKA, N. and PERSON, K. A. Shielding Gases for Gas Metal Arc Welding. **Welding Journal**, Vol. 11, p. 41-47, nov. 1989.

STEVENSON, A. N. J. and HUTCHINGS, I. M. Development of the Dry Sand/rubber Wheel Abrasion Test. **Wear**, v. 195, p. 232-240, 1996.

STOETERAU, R. L. **Tribologia**, Universidade Federal de Santa Catarina, apostila, 172 p. 2004.

SVENSSON, L. E. **Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds**. The ESAB Group, Gothenburg, Sweden. 240 p. 1994.

TREZONA, R. I., ALLSOPP, D. N. and HUTCHINGS, I. M., Transition between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225 – 229, p. 205 – 214, 1999.

VILLABÓN, L; SINATORA, A. Construção e Instrumentação de Abrasômetro do Tipo Roda de Borracha Para o Estudo do Comportamento Tribológico dos Aços. **Mecânica Experimental**. V. 13, p1-13, 2006.

VILARINHO, L. O. **Desenvolvimento e Avaliação de um Algoritmo Alternativo para a Soldagem MIG Sinérgica de Alumínio**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal De Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil, 111 p. 2000.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; DE MELLO, F. D. H. **Soldagem – Processos e Metalurgia**. Editora Edgard Blucher Ltda. 494 p. 1992.

WANG, W.; LIU, S.; JONES, E. J. Flux Cored Arc Welding: Arc Signals, Processing and Metal Transfer Characterization. **Welding Research Supplement**, p. 369s a 377s, nov. 1995.

WANG, X. H.; ZOU, Z. D.; QU, S. Y.; SONG, S. L. Microstructure and Wear properties of Fe-band Hardfacing Coating Reinforced by TiC Particles. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 168, p. 89-94, 2005.

WIROJANUPATUMP, S. and SHIPWAY, P. H. Abrasion of Mild Steel in Wet and Dry Conditions With the Rubber and Steel Wheel Abrasion Apparatus. **Wear**. N° 239. p. 91-101, 2000.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. Tribology Series, v. 10, Elsevier Science Publishers, Amsterdam. 560 p. 1987.

ZUM GAHR, K. H. Wear by Hard Particles. **Tribology International**, vol. 31, n° 10, pp. 587-596, 1998.

ZUM PANNO, P.; CORNACHIONI, D. D. and DE MELLO, J. D. B. Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo Parte III: Projeto, Construção e Avaliação de um Abrasômetro do Tipo Roda-de-borracha. **Proceedings of the 1st Brazilian Seminar on Abrasive-Wear-Resistant-Materials**, ABM-EPUSP, São Paulo, Brazil, pp. 63-76. 1989.

OUTRAS BIBLIOGRAFIAS CONSULTADAS

AWS. **Welding Handbook – Welding Processes**, American Welding Society, 8th Edition, Miami, USA, vol. 2, p. 109-154, 1992.

AWS. **Welding Handbook – Materials and Applications**. American Welding Society, 8th Edition, Miami, USA, v. 3, p. 2-45, 1996.

BONISZEWSKI, T. **Self-shielded Arc Welding**. Abington Publishing, Cambridge, England. 1992. p. 21-31.

BRACARENSE, A.Q. **Processo de Soldagem por Arame Tubular – FCAW**. Disponível em: www.infosolda.com.br/acrobat/ufmg/mecanica/010.pdf . Acesso em: 22 mar. 2006.

BRAGA, E. M.; MOTA, C. A. M.; FARIAS, J. P. Uma Contribuição ao Estudo da Soldagem a Arame Tubular Autoprotetido em Corrente Pulsada. **XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, XI Congresso Latino-Americano e V Ibero-Americano de Soldagem**. Fortaleza – CE. 20 a 23 de set. 1998.

BHUSHAN, B. & GUPTA B. K. **Handbook of Tribology: Materials, Coatings and Surface Treatments**. McGraw-Hill, USA. p. 2.10 - 2.27. 1991.

BUDINSKI, K. G. **Surface Engineering for Wear Resistance**. Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey. 335 p. 1988.

CARY, B. H. **Modern Welding Technology**, 4th Ed., Prentice Hall, Columbus, Ohio, USA, 1995, p. 601 - 622.

DIAS, M. F. M. Avaliação da Resistência ao Desgaste Abrasivo a Baixa Tensão de Revestimentos Soldados por Arco Submerso. **2º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Uberlândia-MG. 18-21 de maio, 2003**.

DWIVEDI, D. K. Microstructure and Abrasive Wear Behaviour of Iron Base Hardfacing. **Material Science Technology**. N° 10. p. 1326-1330. 2003.

LIN, Q.; LI, X.; SIMPSON, W. **Metal transfer measurements in gas metal arc welding.** J. Phys.D: Appl. Phys. 34, p.347-353. 2001.

MAIA, T.C.G. **Processamento de Imagens de Transferência Metálica em Soldagem a Arco Voltaico.** Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Elétrica, Universidade Federal de Uberlândia, 2001.

TURENNE, S; LAVALLÉE, F. & MASOUNAVE, J. The Effect of Matrix microstructure on the Abrasion Resistance of High-Cr White Cast Irons. **Wear Resistance of Metals and Alloys.** ASM International. 1988. pp. 105 – 113.

VALDERRAMA, G. C. A. **Diseño de Uma Desfibradora Piloto de Caña de Azucar.** Tesis de Maestria. Universidad del Valle. Facultad de Ingeniería Mecánica. Escuela de Ingeniería Mecánica. Santiago del Cali. Colombia, 153 p. 2004.

ANEXO 1 – Detalhes das facas após o desgaste ocorrido durante o período de trabalho na indústria.



Facas revestidas com o arame tubular FeCrC



Facas revestidas com o arame tubular FeCrC+Nb



Facas revestidas com o arame tubular FeCrC+Ti



Facas revestidas com o eletrodo revestido ER1