1.1 - OBJECTIVO

O principal objectivo deste trabalho é avaliar o comportamento de pastilhas de corte revestidas por filmes de diamante CVD no torneamento sem lubrificação de ligas de Al-Si. Foram testadas pastilhas de corte com filmes espessos de diamante (0,5 mm de espessura) brazados em substratos de WC-Co e pastilhas de corte revestidas com filmes finos de diamante (12 e 20 μm de espessura) obtidos por deposição directa sobre substratos de Si_3N_4. Foram seleccionadas três ligas de Al-Si, uma com 12% em peso de silício e com uma composição próxima do ponto eutéctico do sistema binário e outras duas, hipereutécticas, com 18 e 19% em peso de Si, apresentando a última um tamanho de plaquetas de Si mais grosseiro. O comportamento das pastilhas foi avaliado pela evolução das forças de corte durante o torneamento, pela observação do estado das arestas de corte por microscopia electrónica de varrimento e pela rugosidade das superfícies maquinadas.

1.2 - INTRODUÇÃO

A possibilidade de produzir diamante por deposição a partir da fase de vapor, denominado por diamante CVD (Chymical Vapour Deposition), está a criar grandes expectativas para a aplicação de filmes de diamante monofásicos, densos e sem inclusões metálicas, em ferramentas de corte para a maquinagem de ligas metálicas não ferrosas, de materiais derivados da madeira e materiais plásticos reforçados com fibras, que têm sido tradicionalmente maquinados com ferramentas de diamante PCD (Policrystaline Diamond).

O diamante PCD é um material extremamente duro que é produzido na forma de compactos planos e espessos constituídos por partículas finas de diamante sintético (2 a 20 μm), agregados com cobalto (Co) e unidas a substratos de metal duro (WC-Co) que funcionam como excelentes suportes mecânicos para posterior ligação dos elementos cortantes aos corpos das ferramentas. A produção do PCD é realizada por prensagem a quente, a temperaturas e pressões muito elevadas, da ordem dos 1500 ºC e 7 GPa, respectivamente, sobre os substratos de metal duro (WC-Co) previamente sinterizados e que fornecem o Co que se infiltra entre os cristais de diamante e os cementa e une ao substrato de WC-Co. A partir dos compactos de PCD planos, são cortados por electroerosão os elementos cortantes com a geometria pretendida, brazados com liga de prata às ferramentas, usando como interface de brazagem o WC-Co, e afiadas por técnicas de electroerosão sofisticadas e específicas ou por rectificação com mós diamantadas. Os compactos de diamante PCD estão disponíveis em três tipos conforme o tamanho médio dos cristais de diamante e têm aplicações bem definidas.

Com o desenvolvimento do método de CVD tornou-se possível produzir diamante policristalino quase puro e sem inclusões metálicas sobre substratos a partir de misturas de gases ricas em carbono, normalmente metano (CH_4) e hidrogénio (H_2), e de custos de produção inferiores e usá-lo como material de corte como alternativa ao PCD. Ao contrário do diamante PCD, o diamante CVD é produzido sob condições de pressão e temperatura relativamente baixas, da ordem de 10^4 Pa e 900 ºC, respectivamente. Para o desenvolvimento deste tipo de diamante, a mistura inicial dos gases é introduzida num reactor de CVD e, por activação térmica, dá origem a radicais de carbono que se pode depositar não só na forma de diamante mas também na forma de carbono amorfo e grafite. A percentagem de CH_4 e de H_2 na mistura inicial de gases desempenha um papel muito importante na nucleação e

na qualidade do diamante depositado, pelo que deve ser cuidadosamente controlada. O diamante CVD produzido é nucleado sobre vários tipos de substratos, preferencialmente o silício (Si) e o nitreto de silício (Si_3N_4), e desenvolve-se crescendo perpendicularmente à superfície plana do substrato sob a forma de grãos colunares podendo obter-se espessuras até vários milímetros, consoante o tempo de deposição. Subsistem problemas de ligação deste tipo de diamante a substratos de aço e de metal duro, industrialmente mais importantes, devido à elevada solubilidade do carbono no ferro e no cobalto.

A partir deste método, podem utilizar-se duas técnicas para a produção de ferramentas de corte. A designada por "deposição directa", com a qual se revestem as ferramentas de corte com filmes finos de diamante depositados directamente sobre ferramentas de vários tipos de materiais, entre os quais o nitreto de silício (Si_3N_4), material cerâmico que é mais próximo ao diamante em termos de coeficiente de expansão térmica. A outra técnica alternativa é a designada por "brazagem de filmes espessos" que é iniciada pela deposição CVD em substratos, normalmente de silício, que são utilizados apenas para o crescimento de filmes espessos (até 0,5mm) e posteriormente destacados do substrato por ataque químico. As placas espessas de diamante são cortadas com laser em geometrias adequadas, brazadas aos corpos das ferramentas, normalmente ao metal duro, com ligas reactivas de titânio em fornos de vácuo e as zonas cortantes afiadas por rectificação com mós diamantadas. A técnica da deposição directa de diamante CVD tem vantagens relativamente à técnica da deposição livre, em particular a possibilidade de revestir superfícies curvas e geometria variável e não se limitar a superfícies planas.

Neste trabalho foram produzidas pastilhas de corte revestidas por diamante CVD, utilizando as duas técnicas, com o objectivo de avaliar o desempenho de ambas na maquinagem de ligas de alumínio-silício (Al-Si), com 12, 18 e 19% em peso de Si.

As ligas de Al-Si fazem parte dum grupo de materiais metálicos que têm uma grande aplicação na indústria aeronáutica e automóvel, em substituição do aço vulgarmente utilizado em componentes mecânicos e estruturais. São caracterizadas por terem uma baixa densidade (2,8 g/cm^3) e resistência mecânica elevada (310MPa) [1,2]. A utilização destas ligas leves neste tipo de indústrias traduz-se em vantagens económicas, pois permitem reduzir o peso estrutural e, por conseguinte, o consumo de combustível e a emissão de gases poluentes para a atmosfera. As propriedades das ligas Al-Si são extremamente influenciadas pelo conteúdo de Si na matriz de Al que diminui a densidade e aumenta a dureza e a

resistência ao desgaste da liga mas dificulta a sua maquinagem por corte com arranque de apara, que é um processo de considerável importância industrial. A maquinagem deste tipo de ligas tem sido feita com ferramentas de corte de diamante PCD. A utilização alternativa de ferramentas de diamante CVD na maquinagem destas ligas permitirá avaliar o desempenho deste novo tipo de material e a sua aptidão a poderem ser utilizadas como ferramentas de corte.

2.0 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Condições de torneamento das ligas de alumínio-silício (Al-Si)

A maquinagem das ligas de Al-Si é muito dificultada quando o Si está em elevada percentagem [2-4]. Na maquinagem destas ligas, os materiais mais eficazes são o metal duro e o diamante. No entanto, as gamas de velocidade de corte utilizadas, as velocidades de produção exigidas e o desgaste das ferramentas associadas fazem do diamante o material ideal para maquinar este tipo de ligas. Ferramentas de corte à base de nitreto de silício não são recomendadas para a maquinagem de alumínio devido à elevada solubilidade do silício no alumínio [3]. As ferramentas de aço rápido são também usadas para a maquinagem da maior parte das ligas de Al. No entanto, na maquinagem das ligas de Al com elevada percentagem de Si têm um fraco desempenho, mesmo operando com baixas velocidades de corte.

As ferramentas à base de diamante são consideravelmente de maior custo mas são de longe a melhor escolha para a maquinagem das ligas de Al [3,5], sendo usado preferencialmente nas operações que requerem um bom acabamento de superfície ou na maquinagem das ligas de Al com elevada percentagem de Si, onde existe um elevado número de partículas livres de Si que danificam rapidamente as arestas de corte das pastilhas de metal duro. As ferramentas de diamante para maquinar as ligas Al-Si são comercializadas nas formas de diamante natural, diamante PCD e diamante CVD. As principais vantagens destas ferramentas de diamante são a sua dureza, a resistência ao desgaste, o baixo coeficiente de atrito e a capacidade de obtenção de arestas extremamente finas que diminuem a tendência para a adesão do material da peça à aresta de corte, para além de não existirem reacções entre o carbono do diamante e o Al da liga.

O diamante na forma natural há muito que é utilizado no torneamento de Al em acabamentos da ordem dos 0,12μm, mas em escala reduzida devido ao seu custo extremamente elevado. A utilização do diamante PCD na maquinagem das ligas de Al há muito que está bem consolidada pelo seu bom desempenho. Com este tipo de diamante não se conseguem acabamentos tão finos como com o diamante natural, mas os valores de rugosidade que se obtêm normalmente variam entre 0,12 e 0,25 μm e são valores aceitáveis na maioria das aplicações práticas [2]. Na maquinagem refrigerada com fluidos de corte, a

velocidade de corte utilizada com ferramentas de diamante pode variar entre os 300 e os 900 m/min, mas na maquinagem a seco, sem fluido de corte, não deve exceder os 300 m/min que, mesmo assim, é muito superior à utilizada com as ferramentas de metal duro nas mesmas condições. A tabela 2.1 apresenta os parâmetros de corte utilizados no torneamento da liga de Al-Si A390, com 18% em peso de Si (A390), utilizando ferramentas de metal duro e diamante PCD, com a mesma geometria e sem fluido de corte [2].

Tabela 2.1 - Parâmetros de corte comuns que se usam no torneamento da liga A390 com metal duro e diamante PCD [2].

Material de corte	**Velocidade de corte (m/min.)**	**Avanço (mm/rot.)**	**Profundidade de corte (mm)**
Metal duro	30-150	0,13-0,51	0,13-5,1
Diamante PCD	310-910	0,08-0,38	0,13-3,8

A partir de um estudo comparativo [6] em que se testaram ferramentas de metal duro e de diamante PCD no torneamento de materiais compósitos de matriz metálica (MMC´s), obtiveram-se valores de rugosidade inferiores a 0,5µm com as ferramentas de metal duro e valores superiores a 1,0µm com as ferramentas de diamante PCD. Verificou-se que o acabamento superficial dos MMC´s torneados não depende do desgaste da ferramenta e foi melhor quando se utilizaram ferramentas de metal duro do que com as ferramentas de diamante PCD. Conclui-se que a diferença da rugosidade foi devida ao facto das partículas abrasivas de SiC serem cortadas pelas ferramentas de PCD, enquanto que as ferramentas de metal duro as arrancavam. Por outro lado, a adesão de material foi maior nas ferramentas de metal duro, cobrindo toda a superfície maquinada com uma película de Al.

Por sua vez, Hay et al. [7] testaram ferramentas de diamante CVD brazadas e de diamante PCD com tamanho de grão de 25 µm no torneamento da liga de Al A390, utilizando uma velocidade de corte de 893 m/min, uma velocidade de avanço de 0,53 mm/rot. e uma profundidade de corte de 0,75 mm. O diamante CVD produziu 4800 peças, e o diamante PCD apenas 2500 peças.

As mesmas ferramentas do trabalho anterior [7] foram ensaiadas num compósito de Al (A359), com 10 e 20% em peso de SiC e com tamanhos de partícula de 9 e 13 µm, respectivamente, com uma velocidade de corte de 900 m/min, um avanço de 0,2 mm/rot. e

uma profundidade de corte de 1mm. Nestas condições, a ferramenta de CVD removeu o dobro do material da ferramenta PCD, com um desgaste da aresta de 0,2mm.

Stephan [8] ensaiou ferramentas de Si_3N_4 revestidas com um filme fino de diamante CVD e ferramentas de diamante PCD no torneamento da liga de Al (A390) e verificou que, para as mesmas condições de corte (Vc = 669 m/min, f=0,2 mm/rot. e d=1mm), o tempo de vida das aresta foi igual para ambas as ferramentas.

Shen [9] revestiu ferramentas de metal duro e de Si_3N_4 com um filme de diamante CVD da ordem dos 5 μm de espessura e comparou-as com as ferramentas de diamante PCD no torneamento da liga de Al (A390). Utilizando uma velocidade de rotação de 1911 rpm, um avanço de 0,125 mm/rot e uma profundidade de corte de 0.63mm verificou que as ferramentas revestidas com diamante CVD falharam após 10 segundos de torneamento, passando as forças de corte de 44,5 para 445N. Este aumento brusco das forças de corte deveu-se à delaminação do filme de diamante CVD.

Estes trabalhos permitem concluir que os filmes de diamante CVD são mais resistentes ao desgaste abrasivo do que o diamante PCD com a mesma espessura e em condições de corte iguais.

2.2 - Materiais para ferramentas de corte

Os materiais utilizados nas ferramentas de corte devem possuir excelentes propriedades mecânicas e físico-químicas para poderem garantir com êxito as operações de corte a que são submetidos. Devem combinar uma boa resistência ao desgaste, uma elevada dureza, uma excelente tenacidade e devem manter estas propriedades em condições de temperatura elevada que ocorrem na maquinagem dos metais. Em operações de corte a baixa velocidade, é fundamental trabalhar com materiais que possuam uma boa combinação de dureza e tenacidade para resistirem ao desgaste e ao choque que é muitas vezes responsável pela maioria das falhas dos materiais frágeis. Por sua vez, em operações de corte a velocidade elevada, é fundamental que tenham elevada resistência a quente para serem capazes de manter a dureza e a resistência ao desgaste a temperaturas elevadas. A figura 2.1 [10] dispõe os materiais mais usados no corte em função da sua dureza e tenacidade, desde os aços rápidos, mais tenazes mas com dureza relativamente baixa, até ao diamante, material muito duro mas com tenacidade baixa.

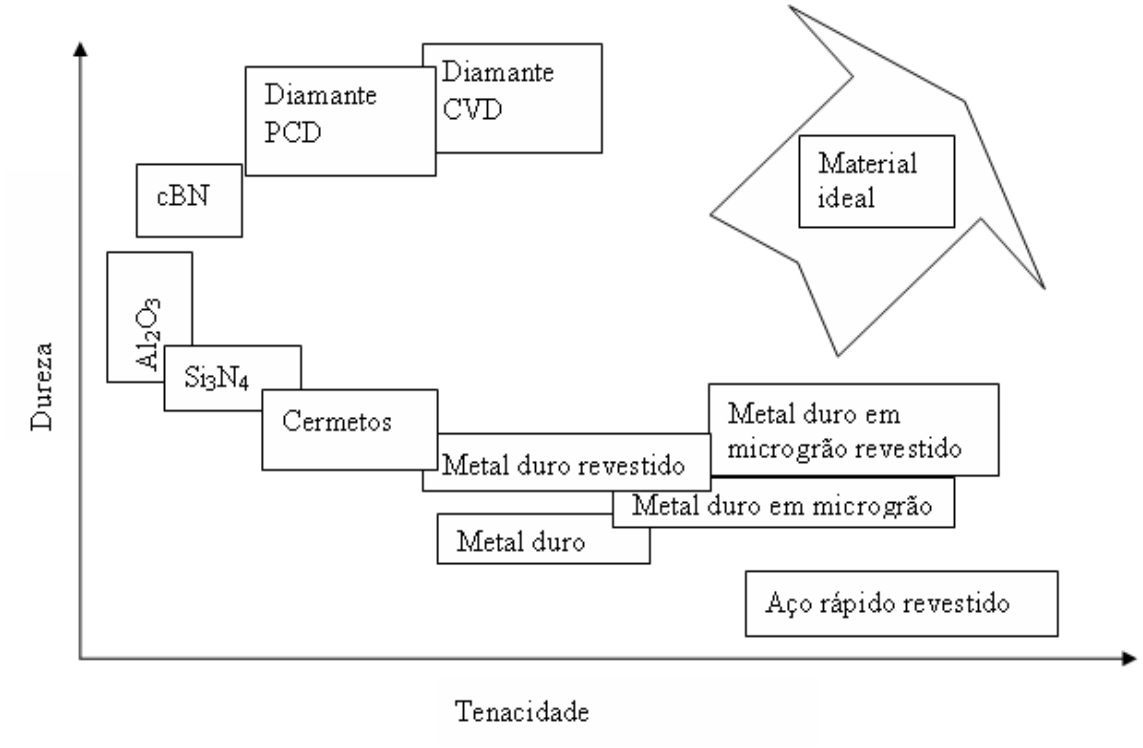


Figura 2.1 - Disposição e comparação dos diversos materiais para ferramentas de corte em termos de sua dureza e tenacidade [10].

O material ideal será, pois, aquele que combina dureza elevada, para resistir ao desgaste, com tenacidade elevada, para resistir ao choque, permitindo a sua aplicação em todo o tipo de operações de corte.

Dos materiais disponíveis, o aço rápido representa 65% do total das ferramentas de corte, o metal duro cerca de 30% e os materiais cerâmicos, o diamante e o cBN representam apenas 5%. No entanto, os materiais à base de metal duro são os responsáveis pela remoção da maior quantidade de material, com aproximadamente 70% do total [11,12].

Na tabela 2.2 apresentam-se algumas das propriedades físicas e mecânicas dos materiais mais utilizados nas ferramentas de corte [13].

Tabela 2.2 - Propriedades físicas e mecânicas de alguns materiais utilizados no corte de materiais [13].

Propriedades	Aço rápido	Metal duro	Al_2O_3	Si_3N_4	cBN	PCD
Densidade (g/cm^3)	7,8	14,7	3,9	3,2	4,3	4,1
Resistência à compressão (GPa)	0,3-0,4	4,4	4,0	3,5	3,6	7,6
Tenacidade à fractura ($MPa\ m^{-1/2}$)	50-80	10	3	5	4	9
Dureza Vickers (kgf/mm^2)	700-900	1800	2100	1600	4000	6000
Coef. expansão térmica ($10^{-6}/K$)	9-12	5,4	8,5	3,2	4,7	4,2
Condutividade térmica (W/m K)	15-48	20-25	8,4	20-25	44	540
Módulo de Young (GPa)	3	6	4	3	7	8

Apesar da grande variedade dos materiais utilizados no fabrico das ferramentas de corte, neste capítulo são apresentados apenas os materiais envolvidos neste projecto, ou seja, o diamante, o Si_3N_4 e o metal duro.

2.3 - Diamante

O diamante é um material caracterizado pelas suas excelentes propriedades mecânicas, ópticas e térmicas que resultam duma estrutura cristalográfica constituída por átomos de carbono ligados dum modo covalente e dispostos segundo tetraedros com comprimentos de ligação uniformes. Esta estrutura dá origem a um material extremamente duro, muito resistente ao desgaste e com baixo coeficiente de atrito, com aptidão comprovada para ser utilizado no corte de vários tipos de materiais não ferrosos e não metálicos. Na tabela 2.3 apresentam-se as propriedades mais relevantes do diamante monocristalino que são solicitadas nas aplicações do diamante como ferramenta de corte.

Tabela 2.3 - Principais propriedades do diamante [11,13,14].

Propriedades	
Densidade (g/cm^3)	3,5
Dureza Knoop (GPa)	80-120
Módulo de elasticidade (GPa)	1050-1200
Tenacidade à fractura (MPa $m^{-1/2}$)	3,4
Resistência à tracção (GPa)	5
Tensão de compressão (GPa)	16
Coeficiente de atrito	0,03
Condutividade térmica (W/m.K)	600-15000
Coeficiente de expansão térmica (K^{-1})	$0,8x10^{-6}$
Razão de Poisson	0,07

A acrescentar a estas propriedades, e considerando agora a sua reactividade química, o diamante é totalmente inerte em contacto com metais como o alumínio, o cobre, o zinco, com os plásticos e com os materiais cerâmicos. No entanto, reage a altas temperaturas com os metais que têm a capacidade de solubilizar carbono, dos quais se destacam o ferro, o níquel e o cobalto, e forma carbonetos com o titânio, o zircónio, o tântalo e o tungsténio.

Tendo em atenção as propriedades anteriores, os materiais à base de diamante apresentam-se como ideais para maquinar ligas de alumínio e de cobre, materiais compósitos de matriz metálica, plásticos, madeira e seus aglomerados. Nestas aplicações, o diamante tem sido utilizado na sua forma natural e sintética, nomeadamente na forma de diamante PCD e diamante CVD, os quais serão abordados nos pontos seguintes.

2.3.1 - Diamante PCD

Como foi dito anteriormente (introdução), o diamante PCD é um material compósito compacto e plano, constituído por cristais de diamante sintético com granulometria média entre os 2 e 20μm, sinterizados por Co e fortemente unidos a um substrato de WC-Co que actua como suporte mecânico, muito utilizado na maquinagem de materiais não ferro-

sos e não metálicos. Os cristais de diamante e o metal duro são sinterizados em conjunto a pressão e temperatura elevadas, da ordem dos 7 GPa e 1500 ºC, respectivamente, obtendo-se um compacto plano constituído por duas camadas espessas unidas quimicamente por Co, sendo a superior constituída por diamante policristalino cementado com Co e a inferior de metal duro que serve de suporte. A espessura da camada de PCD é normalmente 0.5mm e a de metal duro entre 2 a 3mm. A figura 2.2 mostra esquematicamente e de um modo muito simplificado o processo de produção do diamante PCD [15].

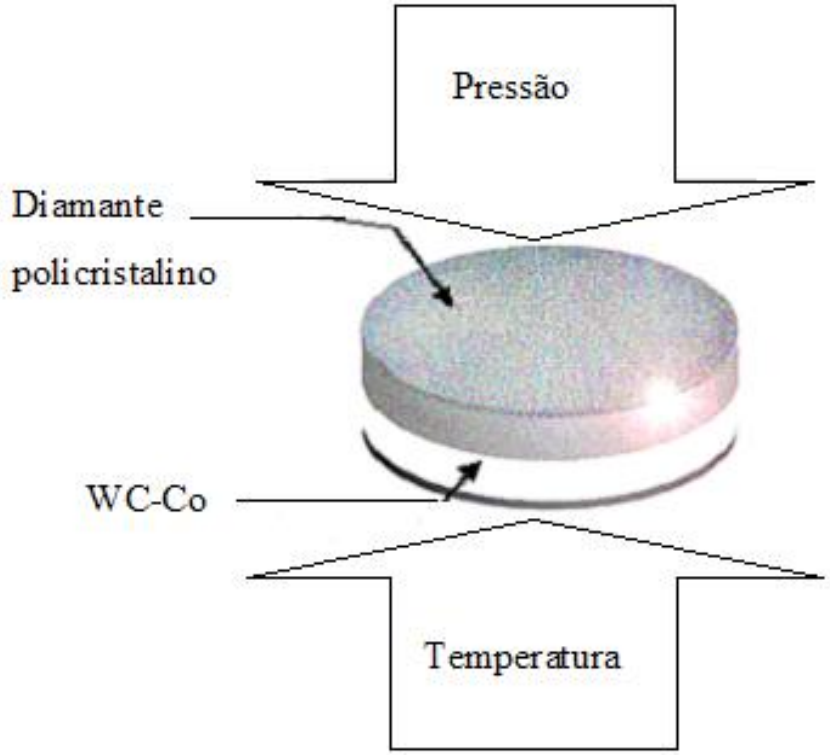


Figura 2.2 - Esquema simples de obtenção do diamante PCD [15].

O aspecto microestrutural da superfície plana da camada de PCD dos compactos pode ser visto na figura 2.3, onde está apresentada a microestrutura característica do diamante PCD constituída pelos cristais de diamante (zonas escuras) envolvidos pelo aglomerante (zonas claras) [16].

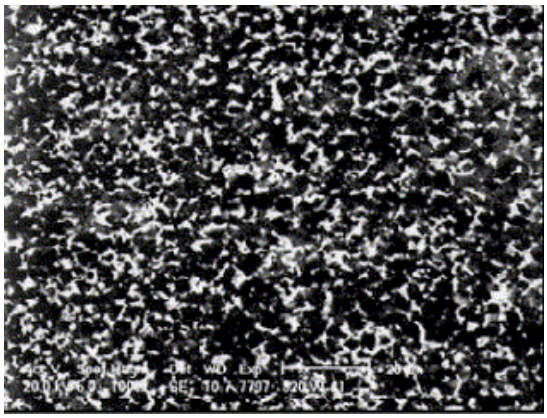


Figura 2.3 - Microestrutura do diamante PCD em que se podem observar os cristais de diamante envolvidos pelo aglomerante [16].

Para produzir ferramentas de corte, os compactos de PCD são cortados por electro-erosão de fio nas várias geometrias pretendidas, brazados às ferramentas com liga de prata e afiados por rectificação com mós diamantadas ou por processos especiais de electroerosão. Os compactos de diamante PCD, tal como são produzidos com geometria cilíndrica, e os elementos para as ferramentas de corte que se obtêm a partir destes compactos, estão apresentados na figura 2.4 [15].

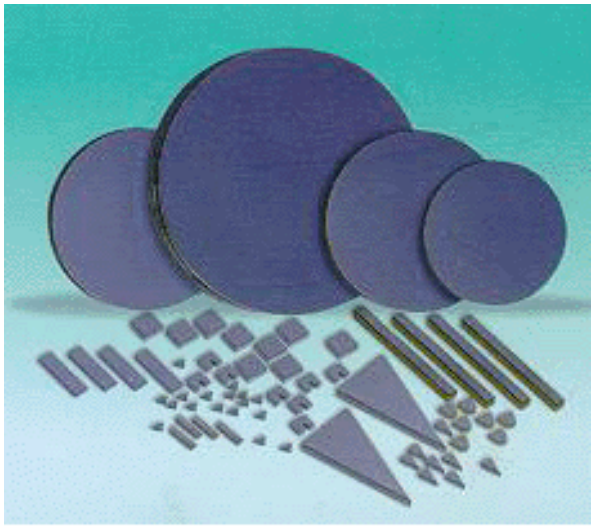


Figura 2.4 - Compactos de PCD e geometrias de corte mais usuais [15].

De acordo com a aplicação a que se destinam, os PCD´s são identificados pela granulometria média dos cristais de diamante que entram na sua constituição, que geralmente pode variar entre 2 e 20μm, sendo os mais usuais os de 2, 5 e 20μm. Os PCD´s em torno dos 2μm são indicados para a maquinagem em condições de acabamento de produtos feitos

à base de ligas de Al-Si, com baixo teor de silício, de madeira e seus derivados; os PCD´s constituídos por diamante de granulometria média de 5μm são indicados para a generalidade das aplicações de desbaste e acabamento, incluindo a maquinagem das ligas de Al-Si hipo e hipereutécticas, ligas de cobre, plásticos e MMC´s, finalmente os PCD´s com tamanho do cristal em torno dos 20μm são geralmente utilizados em condições de desbaste [15-18]. A tabela 2.4 apresenta a granulometria média, a dureza e a resistência à flexão dos tipos de diamante PCD mais usuais em aplicações como ferramenta de corte [13].

Tabela 2.4 - Tipos de diamante PCD utilizados em ferramentas de corte [13].

	Granulometria média do diamante (μm)	**Dureza Vickers (kgf/mm^2)**	**Resistência à flexão (kgf/mm^2)**
PCD	2	8000-10000	220
	5	10000-12000	200
	20	10000-12000	110

As aplicações do diamante PCD são muito numerosas e têm a tendência de aumentar com o aparecimento de novos materiais. A tabela 2.5 apresenta alguns dos materiais maquinados actualmente com diamante PCD e os parâmetros de corte recomendados.

Tabela 2.5 - Parâmetros de corte usados na maquinagem de alguns materiais com ferramentas de diamante PCD [13].

Material maquinado		**Velocidade (m/min)**	**Avanço (mm/rot.)**
Ligas de Al-Si	4 a 8% Si	900-4500	0,1-0,6
	9 a 14% Si	600-2400	0,1-0,5
	15 a 18% Si	300-750	0,1-0,4
Compósitos de matriz metálica (MMC)	Desbaste	300-420	0,4-0,6
	Acabamento	300-600	0,1-0,4
Latão/bronze	Desbaste	600-750	0,2-0,4
Cobre/chumbo	Acabamento	600-1050	0,1-0,2
Madeira e aglomerados	Desbaste e acabamento	90-300	0,1-0,4

2.3.2 - Diamante CVD e métodos de deposição

O diamante CVD é um tipo de diamante sintético policristalino, que não possui inclusões metálicas, que tem um grau de pureza muito próximo ao do diamante natural e que está a ser utilizado como ferramenta de corte na maquinagem de materiais não ferrosos e não metálicos, sendo, por isso, um material concorrente directo do diamante PCD. A sua concepção é feita a partir da deposição de carbono sobre um substrato e resulta da decomposição, por activação térmica, de CH_4 e H_2 em radicais activos, a pressões da ordem dos 10^4 Pa e temperaturas entre 800 e 1000 ºC em reactores específicos. Nestas condições de deposição, é necessário favorecer a nucleação de diamante e inibir a formação de grafite que, normalmente, passa por aumentar a concentração de hidrogénio molecular na mistura inicial de gases.

O diamante CVD pode ser depositado sobre um substrato de Si, que serve apenas como suporte mecânico durante o processo de deposição, sendo depois destacado por ataque químico e o filme de diamante brazado em pastilhas de metal duro. Alternativamente, o diamante CVD pode ser depositado directamente sobre as ferramentas pela técnica de deposição directa. Este método é muito útil na deposição de filmes finos e tem um grande interesse prático no revestimento de pastilhas de corte convencionais e outro tipo de ferramentas de corte e desgaste. No entanto, neste método subsiste o problema da adesão deficiente do revestimento aos substratos mais atraentes industrialmente e que são o aço e o metal duro, em consequência das tensões de origem térmica que se desenvolvem durante o arrefecimento e das fracas forças de ligação entre o diamante e certos materiais usados como substrato.

Com o objectivo de diminuir as tensões térmicas resultantes do processo de deposição directa CVD devem ser seleccionados materiais para substratos com coeficientes de expansão térmica idênticos ao do diamante produzido. O nitreto de silício é o material mais atraente para substrato na deposição de diamante devido à compatibilidade entre os coeficientes de expansão térmica destes dois materiais [18-25].

Em muitas pastilhas de corte recobertas com revestimentos mais ou menos convencionais, o material mais utilizado como substrato é, pelas suas excelentes propriedades, o metal duro [24-29]. No entanto, a presença do cobalto nestes materiais tem um efeito negativo na nucleação do diamante e na sua adesão ao substrato, dando origem à formação do carbono amorfo e da grafite. Têm sido usados pré-tratamentos da superfície de metal duro

com ácido [27,31], antes da deposição de diamante, por forma a melhorar a sua adesão e nucleação. No entanto, os resultados obtidos não são consistentes e reprodutíveis e não podem ser alargados ao âmbito industrial.

Para ultrapassar o problema da falta de adesão do diamante CVD depositado sobre o metal duro, utiliza-se a técnica da brazagem atrás referida. O filme de diamante destacado é cortado por laser em geometrias cortantes adequadas que são brazadas em vácuo aos corpos das ferramentas com soldas reactivas contendo Ti [32,33]. Este método de produção de ferramentas é idêntico ao que se usa na produção do diamante PCD.

Acresce ainda dizer que, comparativamente ao PCD, o diamante CVD é mais duro, mais resistente à abrasão, menos susceptível à corrosão e apresenta maior condutividade térmica, devido à ausência do ligante cobalto presente no PCD. No entanto, esta característica faz diminuir a sua tenacidade à fractura e a sua condutividade eléctrica, o que implica que, para ser cortado, tenham que ser usadas técnicas alternativas à electroerosão, como por exemplo, o corte por laser. A ausência do cobalto confere ainda maior refractaridade ao diamante CVD o que pode possibilitar a maquinagem a seco com velocidades de corte superiores o que, actualmente, tem uma grande importância ambiental, pois pode representar uma redução significativa de consumo dos refrigerantes de corte.

Apesar de existirem algumas técnicas bem sucedidas para fazer crescer diamante a partir da fase de vapor sobre substratos não diamante, o seu crescimento a taxas industrialmente interessantes só se tornou possível a partir do desenvolvimento dos métodos de crescimento CVD activados termicamente dos quais se destacam o Filamento Quente (HFCVD) e Plasma de Microondas (MPCVD) [11,24,34-38] que são utilizados na Universidade de Aveiro. Neste trabalho apenas se utilizou o método MPCVD para depositar o diamante CVD e por isso é o único método aqui apresentado.

2.3.2.1 - Deposição de diamante CVD assistido por plasma de microondas (MPCVD)

O método de deposição CVD assistido por plasma de microondas (MPCVD) foi o segundo método prático a ser desenvolvido para deposição de diamante num reactor de CVD [11]. A figura 2.5 apresenta, em esquema, as partes principais do reactor MPCVD e o método utilizado para fazer crescer diamante CVD num substrato [34].

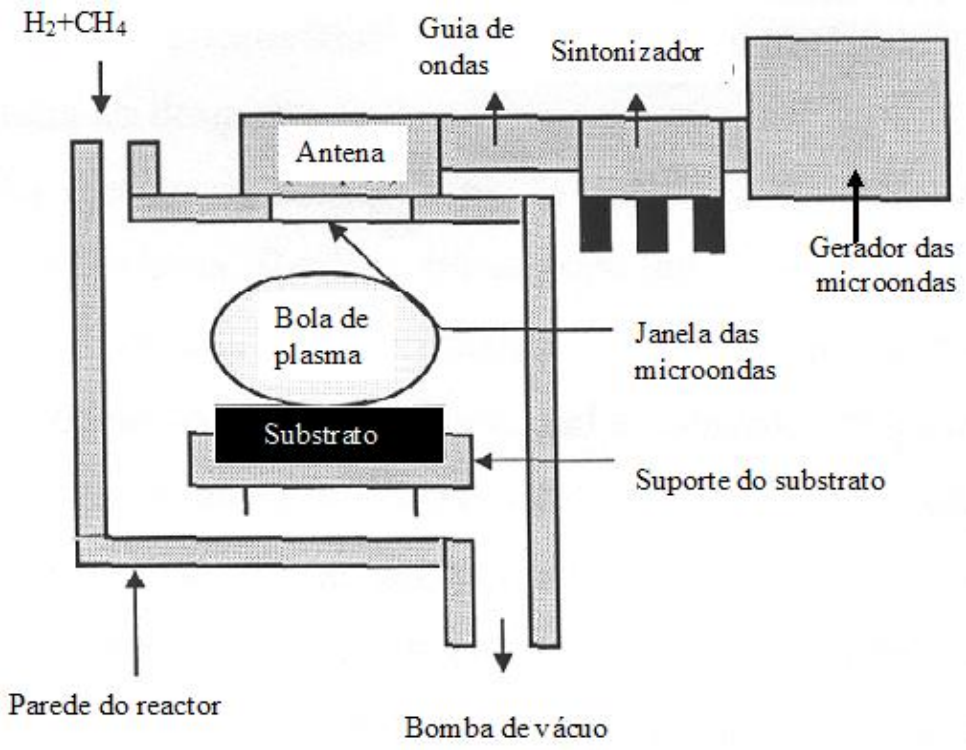


Figura 2.5 - Esquema do reactor MPCVD para deposição de diamante sobre um substrato através de um plasma gerado a 2,45 GHz [34].

Como se pode observar nesta figura, na produção de diamante por este método, uma mistura de gases predefinida de H_2 e CH_4, com uma percentagem de CH_4 que varia entre os 0,5 e 5% em volume, é introduzida no reactor, que está inicialmente a uma pressão de $2x10^3$ Pa, aproximadamente. A acção das microondas é activar a mistura de gases e convertê-la num plasma, dando origem a hidrogénio atómico (H) e radicais de hidrocarbonetos, em especial o radical metil (CH_3). Estes radicais reagem entre si e produzem carbono que se vai fixar à superfície dum substrato, preferencialmente na forma hibridizada sp^3, originando a estrutura tridimensional do diamante. A união das células unitárias cúbicas de diamante origina um filme de diamante sobre o substrato e pode atingir espessuras desde décimos de microns até vários milímetros, consoante o tempo de deposição.

O crescimento homogéneo do filme de diamante depositado é garantido pelo controlo preciso da temperatura e da distância do substrato ao plasma, da composição e fluxo dos gases e da pressão interna no reactor. As condições típicas de deposição são 0,1 a 0,5% em volume de CH_4 na mistura gasosa inicial, temperatura do substrato entre 600 a 950 ºC, pressão do gás de 2,7 a 11,3 kPa, caudal da mistura gasosa entre 40 e 100 cm^3/min e a potência e a frequência das microondas igual a 2,2 kW e 2,45GHz, respectivamente.

A percentagem de carbono na mistura gasosa inicial controla a qualidade do filme de diamante depositado. Para percentagens inferiores a 0,5% de CH_4, o diamante apresenta boa qualidade, transparência e elevada condutibilidade térmica, com massa específica correspondente a 99,5% do valor obtido para o diamante natural [11,35]. À medida que a percentagem de CH_4 aumenta, até ao limite de 5%, dá-se uma contaminação do filme por grafite e observa-se uma redução na massa específica do filme de diamante depositado [28].

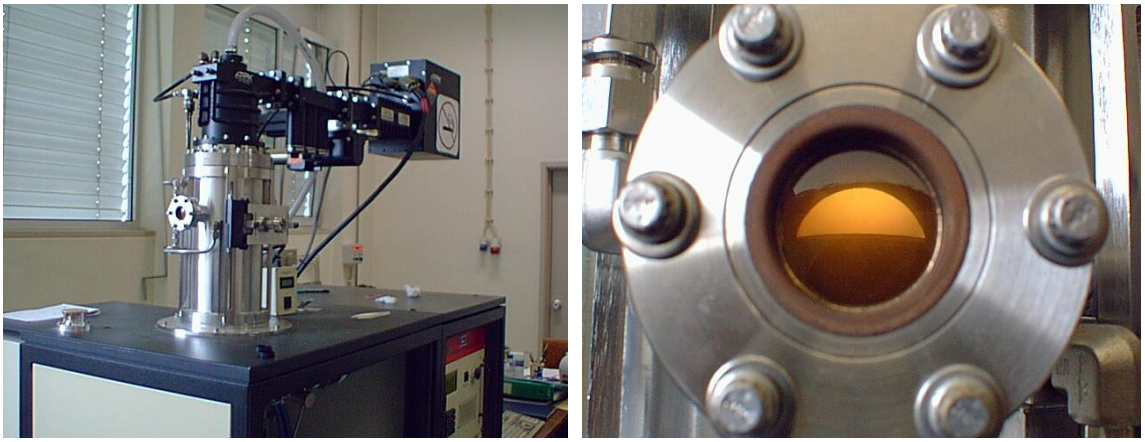
Nestes processos activados por plasma, a produção de hidrogénio atómico dá-se pela dissociação de hidrogénio molecular por impacto de electrões, sendo a energia necessária para promover a sua dissociação superior a 9,5 eV. Embora a energia de ligação de hidrogénio molecular seja 4,5 eV, é necessário usar um acréscimo de energia para compensar a diferença de massa entre as partículas em colisão. Valores de 25 eV de energia para os electrões são típicos em plasmas para estas aplicações e, como resultado, o hidrogénio atómico produzido apresenta elevada energia [34].

A concentração absoluta de hidrogénio atómico e radicais neutros é função da pressão do plasma. Em plasmas de baixa pressão, os electrões são produzidos com elevada energia cinética, mas, devido ao longo "caminho livre médio" não transferem muita energia às espécies moleculares circundantes. Dessa forma, a temperatura dos gases é relativamente baixa, e a produção de hidrogénio atómico e radicais neutros é pequena e resulta somente das colisões dos electrões de elevada energia. Efeito oposto ocorre nos plasmas de alta pressão, onde a temperatura dos gases e dos electrões é semelhante, devido a um menor "caminho livre médio" dos electrões, o que resulta numa elevada concentração de hidrogénio atómico e radicais neutros, formados a partir das colisões entre electrões e moléculas e também das moléculas entre si. Como consequência, maiores velocidades de crescimento de diamante são obtidas em plasmas de alta pressão.

A deposição por microondas tem a vantagem de ser um método estável e manter-se por muito tempo sem interrupção. Para além disso, no método MPCVD a contaminação do filme de diamante por agentes exteriores é reduzida pela formação de uma bola de plasma acima do substrato que não toca na parede do reactor, como é visível no esquema da figura 2.5. Este método exibe velocidades de crescimento moderadas, aproximadamente de 10μm/h [11,13,14,38], mas os filmes depositados apresentam elevada qualidade quando comparados com os obtidos por outras técnicas, como por exemplo plasmas obtidos por

Direct Current (DC) ou Rádio Frequency (RF), com velocidades de deposição acima dos 1000 μm/h [11,13].

A figura 2.6 apresenta uma fotografia geral do equipamento que compõe o reactor MPCVD da Universidade de Aveiro e a fotografia da câmara do reactor, onde é possível ver a formação da bola de plasma, usado neste trabalho.



a) b)

Figura 2.6 - Fotografia geral do reactor MPCVD (a) e da câmara do reactor (b), em que se pode observar o plasma gerado à frequência de 2.45 GHz.

2.3.2.2 - Nucleação e morfologia dos filmes de diamante CVD

A nucleação do diamante CVD é influenciada pelas condições da superfície do substrato (composição química, microestrutura e temperatura) [38] e pelos parâmetros do processo de deposição (pressão e concentração dos gases, potência das microondas, tempo e temperatura de deposição). Para melhorar a densidade de nucleação é necessário um pré-tratamento mecânico e/ou químico do substrato. Uma deposição com uma elevada concentração de CH_4 origina uma grande quantidade de defeitos superficiais que actuam como locais preferenciais de nucleação, favorecendo a nucleação heterogénea e tempos de deposição curtos [34]. Também o polimento prévio com pasta ou pó de diamante dá origem a uma densidade relativamente elevada de locais de nucleação ($>10^7$ cm^{-2}) [11].

A textura do filme de diamante depositado resulta da competição das diferentes velocidades de crescimento das orientações dos cristais na direcção normal à superfície do

substrato. Filmes de diamante CVD, com a orientação (100) perpendicular ao substrato e com espessuras da ordem de 100 μm, são obtidos ao fim de 24 horas em substratos de Si pelo método MPCVD [11,34].

A morfologia final do filme de diamante também pode ser alterada pela mudança dos parâmetros de crescimento. Podem seleccionar-se determinados parâmetros para optimizar a velocidade de crescimento e, na fase final da deposição, usar outros parâmetros para dar à superfície do filme a morfologia que se ache mais adequada para determinada aplicação.

Tal como a temperatura e o tempo, também a concentração de CH_4 influencia a orientação do filme de diamante depositado. Considerando o diamante produzido num reactor HFCVD ou pelo método MPCVD, usando CH_4 e H_2 como gases percursores, verifica-se que, para baixas concentrações de CH_4, os filmes produzidos exibem uma morfologia triangular, com as faces do triângulo no plano {111}, e para concentrações mais elevadas é observada uma morfologia piramidal. Pode ainda acontecer que estas diferentes orientações do diamante se verifiquem durante uma mesma deposição para uma determinada concentração de CH_4, dependendo da orientação e localização do substrato no reactor.

Os filmes de diamante CVD desenvolvem-se segundo uma estrutura colunar com elevada concentração de defeitos, tais como deslocações e falhas, e podem também conter fases de carbono amorfo e de grafite concentradas nas fronteiras de grão. Todas estas características microestruturais influenciam as propriedades do revestimento que são importantes em aplicações tribológicas tais como a sua dureza, a sua adesão ao substrato, resistência química e as tensões residuais que se desenvolvem [13].

Na figura 2.7 apresentam-se algumas texturas que são possíveis de obter num filme de diamante CVD e a orientação preferencial de crescimento do diamante no final do processo de deposição num reactor de CVD, cuja activação é feita com plasma de microondas (MPCVD), após 2,5 horas de deposição e em diferentes zonas do substrato.

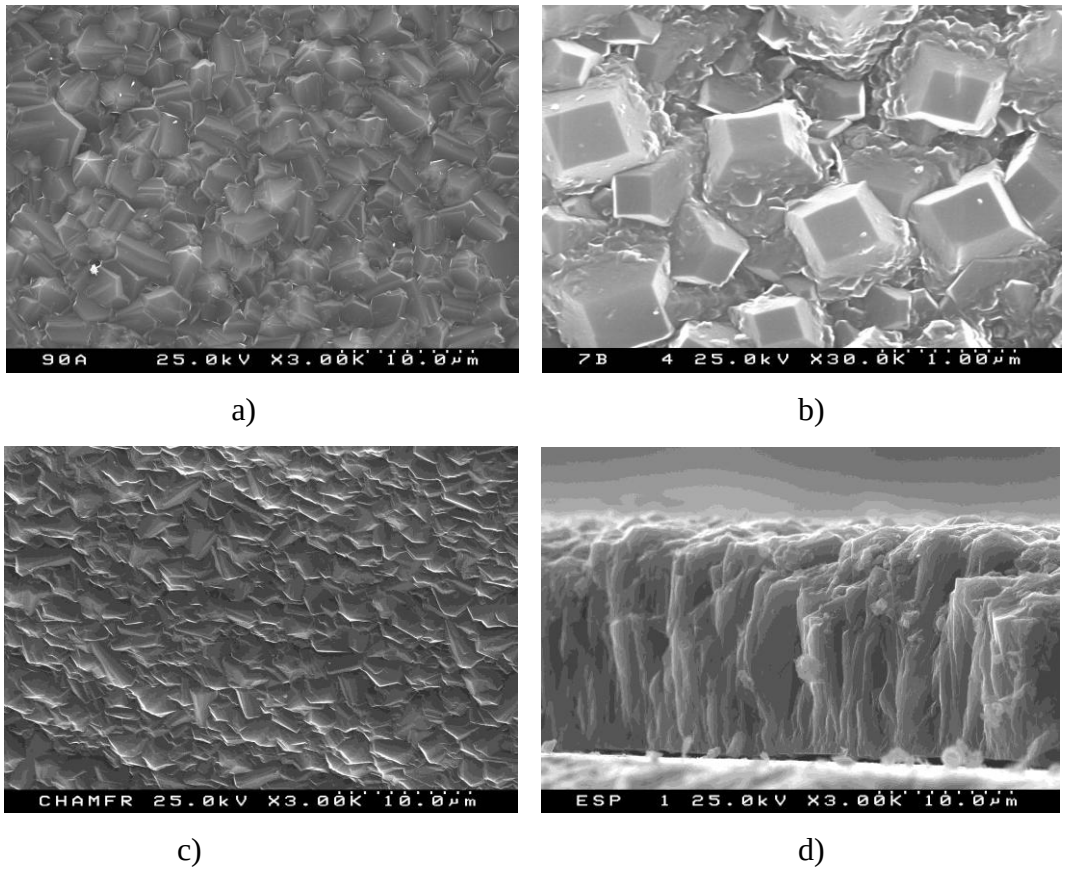


Figura 2.7 - Morfologias dum filme de diamante CVD depositado sobre substratos de nitreto de silício. a) Piramidal, b) cubos quase perfeitos, c) triangular, d) textura dum filme fracturado onde é possível ver a orientação colunar preferencial de crescimento.

Os filmes de diamante CVD podem ser caracterizados por difracção de raios-x, mas a espectroscopia de Raman é a técnica mais exacta para analisar a pureza e a perfeição cristalina, devido à forte evidência do diamante no espectro Raman na forma de um pico de desvio Raman de 1332cm^{-1}. As fases de carbono amorfo e da grafite têm os seus picos característicos facilmente distinguíveis a 1550 e 1355 cm^{-1}, respectivamente. A posição do pico característico do diamante no espectro Raman é também muito importante para caracterizar o estado das tensões intrínsecas e extrínsecas do filme de diamante CVD depositado [11,21,30].

2.4 - Nitreto de silício

O Si_3N_4 faz parte da classe dos cerâmicos técnicos e tem sido usado em aplicações muito específicas e mesmo como alternativa ao metal duro em componentes técnicos para resistirem ao desgaste e em ferramentas de corte. Industrialmente estão disponíveis três tipos distintos de materiais cerâmicos à base de Si_3N_4: Si_3N_4 monolítico densificado com aditivos de sinterização, soluções sólidas de Si_3N_4 com Al e O (SiAlONs) e materiais compósitos de matriz de Si_3N_4 reforçados com partículas, fibrilas ou plateletes de SiC. Estes materiais à base de Si_3N_4 possuem uma baixa densidade, um módulo de elasticidade elevado, uma elevada resistência mecânica e dureza, especialmente a temperaturas elevadas, excelente resistência ao desgaste, à corrosão e à oxidação, baixo coeficiente de expansão térmica, boa resistência ao choque térmico, podendo mesmo ser brazado e cortado por electroerosão.As propriedades físicas, mecânicas e térmicas de maior relevo do Si_3N_4 estão apresentadas na tabela 2.6.

Tabela 2.6 - Propriedades físicas, mecânicas e térmicas do Si_3N_4 [13,38-40].

Propriedades	
Densidade (g/cm^3)	3,2-3,3
Dureza (GPa)	16-22
Tenacidade à fractura (MPa $m^{-1/2}$)	3,4-8,2
Módulo de Young (GPa)	300-330
Coeficiente de atrito	0,2-0,6
Tensão de compressão (GPa)	1,2
Condutividade térmica (W/m.K)	15-50
Coeficiente de expansão térmica (K^{-1})	$3,2x10^{-6}$

Estes materiais são processados por tecnologia de pós e sinterizados por recurso a uma fase líquida que se forma a alta temperatura em consequência da reacção de aditivos de sinterização e os próprios pós de Si_3N_4. Os aditivos mais utilizados industrialmente são óxidos e principalmente de ítria (Y_2O_3) e de alumínio (Al_2O_3). A sinterização é realizada a temperaturas elevadas, normalmente compreendidas entre 1650 e 1850 ºC, normalmente assistida por uma pressão mecânica ou uma pressão gasosa de N_2. As tecnologias utilizadas

na sinterização destes materiais envolvem técnicas especiais, sendo as mais comuns a prensagem isostática a quente com N_2 (HIP-Hot Isostatic Pressing), a prensagem a quente unidirecional (HP- Hot Pressing) e a sinterização sob N_2 (PS- Pressureless Sintering).

Na figura 2.8 está apresentada uma microestrutura do nitreto de silício densificado com Y_2O_3 e Al_2O_3 por sinterização em N_2. Esta microestrutura foi obtida após polimento e posterior ataque químico com CF_4. Como se pode observar, estes materiais são policristalinos e são constituídos por grãos longos e entrelaçados que são responsáveis pelas propriedades documentadas na tabela 2.6.

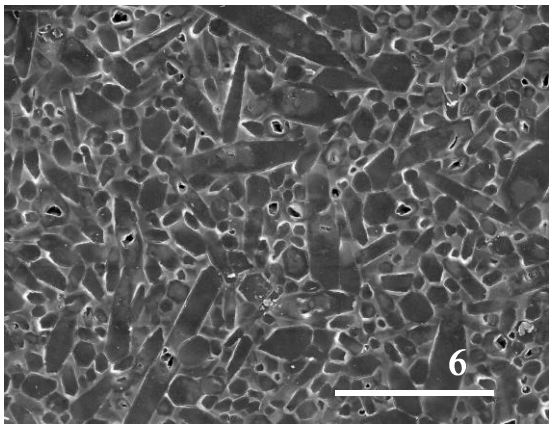


Figura 2.8 - Microestrutura típica de um corpo denso de Si_3N_4, após contrastação química por plasma de CF_4 [41].

Estes materiais à base de Si_3N_4 já são muito utilizados na maquinagem a alta velocidade de ferro fundido.

2.5 - Metal duro

As ferramentas de corte mais utilizadas na indústria de conformação são produzidas em metal duro que é utilizado para maquinar uma grande variedade de materiais [11,12,42]. O metal duro ou carbonetos sinterizados é a designação comum de uma família vasta de materiais compósitos densos, constituídos por partículas duras de carbonetos cementados por um ligante metálico. Os seus constituintes são produzidos por pulverotecnologia, compactados e sinterizados a alta temperatura, superior a 1350 ºC, por forma a obter produtos de elevada densidade. Geralmente, este material é constituído por partículas de

carboneto de tungsténio (WC), muito duro e de elevada resistência ao desgaste, disperso no seio de um metal aglomerante, normalmente cobalto (Co), cuja função é ligar as partículas de carboneto e conferir tenacidade ao compósito. Podem ser utilizados outros tipos de carbonetos, como por exemplo, o carboneto de titânio (TiC), o carboneto de vanádio (V_4C_3), o carboneto de nióbio (NbC) e o carboneto de tântalo (TaC). A fase dos carbonetos pode variar entre os 70 e os 97% em peso do material compósito e ser constituída por partículas com um tamanho variável entre 0,4 e 10 µm [12,42]. Em termos de aplicação no corte, os carbonetos sinterizados são divididos em três grupos designados pelas letras K, P e M. O grupo P destina-se à maquinagem de materiais de apara longa e dúctil, o grupo M é empregue em materiais de aparas curtas e longas e o grupo K aplica-se à maquinagem de materiais metálicos e não metálicos de apara fragmentada. As características mecânicas e a composição química destes grupos estão apresentadas na tabela 2.7 [42].

Tabela 2.7 - Composição química do metal duro segundo a ISO e respectivas propriedades mecânicas [42]

Designação.	Composição química (%)			Características mecânicas				
	WC	TiC+ TaC	Co	Densidade (g/cm^3)	Dureza HV (kgf/mm^2)	Tensão de ruptura transversa (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Coef. de dilatação térmica ($x10^{-6}/K$)
P	30-70	8-64	6-16	7,2-13,1	1300-1500	750-2000	5,2-5,6	5,5-6,5
M	78-84	7-10	6-15	3,1-13,5	1300-1650	1400-2000	5,5-5,8	5,5
K	88-93	2-2,5	5-12	14,3-15,0	1300-1750	1200-2100	5,8-6,3	5,0-5,5

As figuras 2.9 e 2.10 apresentam as microestruturas de algumas classes de metal duro. Nelas é possível ver que o tamanho e a orientação dos grãos são bastante diferentes. Esta diferença é a responsável pelas existência de variadas classes de metal duro, que permite a sua aplicação em diversas operações de corte numa vasta gama de materiais.

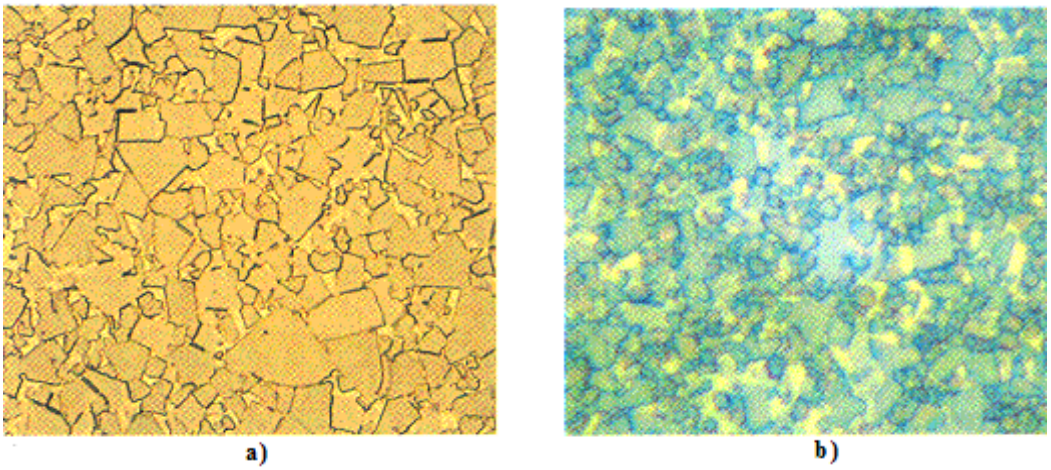


Figura 2.9 - Microestruturas de metal duro. a) ISO K20, com as fases α e β de grão grosso; b) ISO K10, com as fases α e β de grão fino [43].

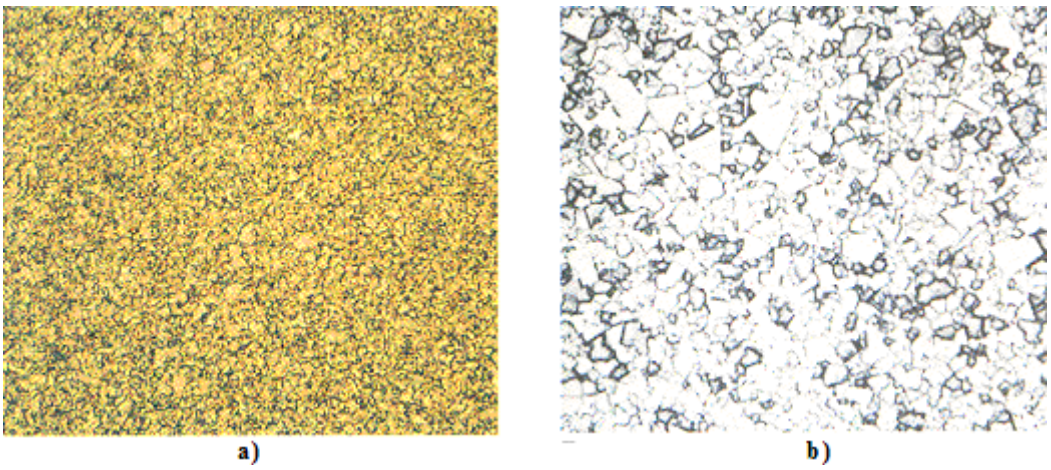


Figura 2.10 - Microestruturas de metal duro (cont.). a) ISO P40, com as fases α, β e γ, e grande teor de ligante; b) ISO P10, com as fases α, β e γ, e pequena quantidade de ligante [43].

O metal duro pode ser aplicado com ou sem revestimento. O metal duro revestido tem um desempenho e um tempo de vida muito maior quando comparado ao metal duro não revestido, permitindo temperaturas, velocidade de corte e avanços muito mais elevadas. Actualmente, mais de 75% das operações de torneamento e 40% de fresamento são feitas com metal duro revestido [12,31,43]. As pastilhas são revestidas através dos métodos CVD e PVD (deposição física em fase vapor).

Os revestimentos utilizados são à base de TiC, com cor dourada, TiN, de cor dourada, Al_2O_3, transparente e de TiCN, de cor azul clara.

3 - REALIZAÇÃO EXPERIMENTAL

3.1 - Preparação e caracterização das ligas de alumínio-silício

Para a realização do trabalho experimental de torneamento seleccionaram-se três ligas de alumínio-silício (Al-Si) com 12, 18 e 19% em peso de partículas de Si de tamanho médio a variar entre 20 e 110μm, que foram designadas, respectivamente, por AlSi12, AlSi18 e AlSi19.

A liga AlSi12 foi fornecida pela empresa Fundiven-Águeda na forma de lingotes de fundição que foram fresados e torneados para lhes conferir uma geometria cilíndrica, com um diâmetro máximo de 60 mm, um comprimento de 170 mm e um acabamento superficial razoável.

A liga AlSi18 foi obtida for fundição conjunta de Si e de uma outra liga AlSi com uma composição semelhante à da liga AlSi12. A adição de Si e a fusão da liga foram feitas na empresa de Fundição Metalsa de Oliveira do Bairro. A liga foi fundida a 800 ºC, durante 20 a 30 minutos, o metal líquido foi agitado com azoto, para garantir a sua homogeneização e lhe retirar o hidrogénio, e vazado para uma coquilha de aço cilíndrica com um diâmetro interno de 130 mm, um comprimento de 150 mm e uma ligeira conicidade para facilitar a desmoldagem. Para garantir um arrefecimento mais uniforme e obter uma estrutura sem defeitos e o mais homogénea possível, colocou-se um mandril de aço no centro da coquilha em torno do qual se efectuou o vazamento, ficando os cilindros vazados ocos e com uma parede mais fina. O arrefecimento do metal vazado foi feito inicialmente ao ar, durante alguns minutos, e depois rapidamente, por imersão da coquilha em água à temperatura ambiente. Os varões cilíndricos foram desmoldados e torneados exteriormente para garantir a concentricidade necessária e remover a carepa superficial resultante da fundição. As dimensões finais obtidas foram 120 mm de diâmetro e 150 mm de comprimento.

A produção da liga AlSi19 foi feita da mesma forma que a liga AlSi18. O seu vazamento foi feito para uma coquilha cilíndrica com 105 mm de diâmetro interno e 180 mm de comprimento, mas, neste caso, não foi colocado nenhum mandril no centro da coquilha, pelo que os cilindros ficaram maciços. De seguida, os cilindros foram desmoldados e torneados para as dimensões finais de 100 mm de diâmetro e 150 mm de comprimento.

As ligas fundidas foram caracterizadas por análise da microestrutura, por espectrometria de energia dispersiva (EDS) e de emissão óptica, por difracção de raio-X (DRX) e por medição de dureza Brinnel (HB), recorrendo a amostras que se retiraram por corte na periferia e no centro dos cilindros. Estas amostras foram rectificadas, para garantir o paralelismo das faces, desbastadas manualmente numa sucessão de lixas de carboneto de silício com uma granulometria de 26, 15 e 10 μm e polidas com pasta de diamante de 7, 3 e 1μm. No desbaste utilizou-se água como meio de arrefecimento e o polimento foi feito em panos de polimento utilizando petróleo como lubrificante.

A caracterização microestrutural foi feita com o objectivo de identificar as fases, caracterizar a sua morfologia e controlar a presença de porosidade ou outro tipo de defeitos provenientes da fundição. A microestrutura destas ligas é revelada por ataque químico das amostras polidas com o reagente de Keller, composto por 1 ml de HF a 48%, 1,5 ml de HCl concentrado, 10 ml de HNO_3 concentrado e 72,5 ml de água destilada [2], mas as partículas de silício são mais bem observadas em amostras polidas sem ataque químico. As microestruturas foram, por sua vez, observadas e fotografadas, com o auxílio de um microscópio óptico (OM) Zeiss-100HD, equipado com um sistema Sony de vídeo, de fotografia e impressão a cores.

A análise qualitativa e semi-quantitativa da composição das ligas foi realizada por EDS e por espectrometria de emissão óptica. O EDS foi feito num microscópio electrónico de varrimento HITACHI S4100 equipado com um espectrómetro de energia dispersiva RONTEC UHV, utilizando amostras polidas. Para realizar a espectrometria de emissão óptica utilizou-se um espectrómetro JY-50E e uma liga AlSi9Cu3Fe como padrão comparativo.

A identificação das fases cristalinas nas ligas realizou-se num aparelho de difracção de raio-X modelo MPD da Philips, utilizando a radiação kα e uma ampola de cobre. As DRX foram feitas numa gama 2θ desde 0 a 80º, com uma velocidade de varrimento de 3º/min e uma potência de 40kV.

A dureza HB das ligas foi determinada na periferia e junto ao centro dos cilindros vazados em amostras polidas para garantir uma medição rigorosa do diâmetro da calote esférica impressa pelo penetrador do ensaio de dureza. Os ensaios de dureza HB foram efectuados com um durómetro universal Centaur, modelo RB2/200, utilizando como penetrador uma esfera de aço temperado com 2,5mm de diâmetro e uma carga de 32,15Kgf

para garantir a relação entre a carga P e o diâmetro D característica das ligas de alumínio ($P/D^2 = 5$). Foram feitas 5 identações na periferia e junto ao centro de cada amostra e as calotes impressas nas amostras foram medidas com uma ampliação de 100x no microscópio óptico Zeiss, que está equipado, numa ocular, com uma escala graduada que tem uma resolução de 0,01mm.

3.2 - Produção e caracterização das pastilhas de corte de diamante CVD

As pastilhas de corte de diamante CVD foram preparadas pelo método da deposição directa dum filme fino de diamante sobre substratos de Si_3N_4 e pelo método de brazagem dum filme espesso de diamante em substratos de metal duro.

3.2.1 - Geometria e identificação das pastilhas de corte

Com o objectivo de avaliar o efeito da geometria no desempenho das pastilhas, foram produzidos substratos com geometria diferente sobre os quais se depositou ou se brazou o diamante CVD.

Os substratos de Si_3N_4 foram produzidos na forma de paralelepípedos de base quadrada de dimensões de 12x12 mm, uma espessura de 4mm, com um chanfro de 0,2 mm a 45º e com raios de 0,8 mm, respectivamente nas arestas e vértices das faces de corte. Foram ainda produzidos substratos sem chanfro na aresta de corte, ou seja, em aresta viva. As faces de saída foram construídas, por rectificação, com ângulos de 7º e 0º de inclinação. A figura 3.1 apresenta a vista de frente e de topo destas pastilhas obtidas após deposição do diamante.

Segundo a norma ISO 1832/86, as pastilhas de corte resultantes da deposição directa de diamante CVD sobre estes substratos, apresentadas na figura 3.1, são designadas por SNMN120408TR e SCMN120408TR, respectivamente, para inclinação de 0º e 7º da face do flanco, e as pastilhas brazadas são designadas por SCMN120408 e SNMN120408 para inclinação de 0º e 7º da face do flanco, respectivamente.

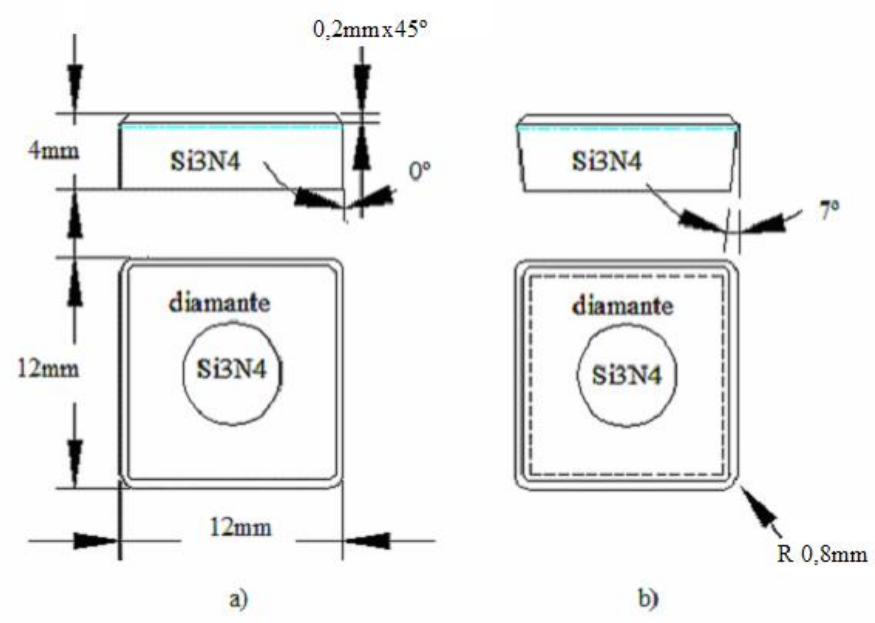


Figura 3.1 - Geometria das pastilhas de deposição directa de diamante CVD em substratos de Si_3N_4 com saída de 0º (a) e saída de 7º (b).

A geometria das pastilhas com diamante CVD brazado em substratos de WC-Co é semelhante à geometria das pastilhas de deposição directa em Si_3N_4 mas não apresentam chanfros nas arestas de corte, possuindo no seu lugar arestas vivas. A geometria destas pastilhas com o diamante CVD brazado está esquematizada na figura 3.2.

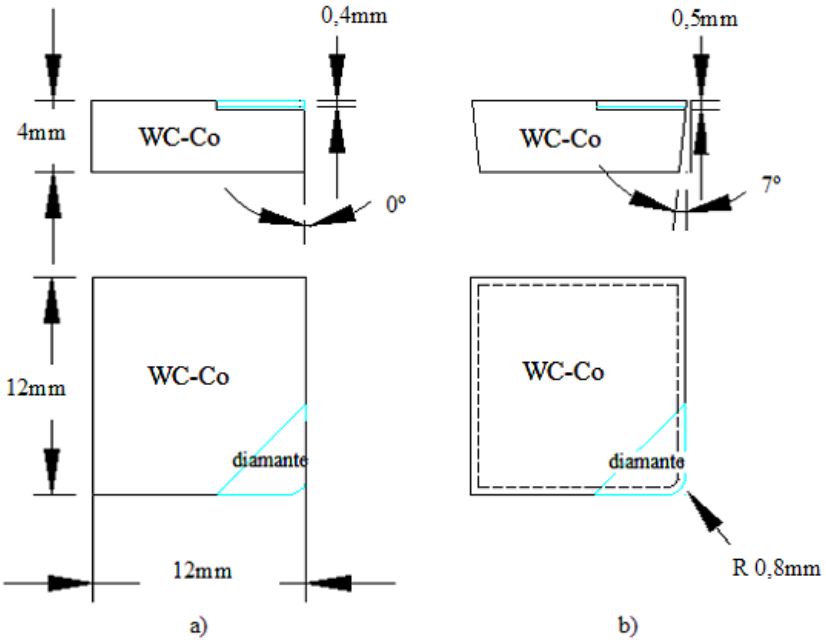


Figura 3.2 - Geometria das pastilhas de diamante CVD brazado em substratos de WC-Co com saída de 0º (a) e saída de 7º (b).

Para identificar as pastilhas de corte, foi-lhes atribuída uma designação que contém o valor do ângulo da face de saída (0º ou 7º) e a letra maiúscula correspondente à pastilha obtida por deposição directa (A, B....I) ou minúscula (a, b...d) correspondente às pastilhas com diamante brazado. Assim, a pastilha 0A foi obtida por deposição directa de diamante em substratos de Si_3N_4 e tem um ângulo na face de saída de 0º; a pastilha 7b foi obtida por brazagem do diamante nos substratos de WC-Co e tem a face de saída positiva, com um ângulo de 7º. A identificação atribuída às pastilhas de corte utilizadas na maquinagem das ligas, a sua geometria, o tipo de substrato e o modo de deposição de diamante, estão apresentadas na tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Identificação das pastilhas de corte, geometria, tipo de substrato e modo de deposição do diamante CVD, utilizadas na maquinagem das ligas.

<table>
<tr><th rowspan="2">Identificação das pastilhas de corte</th><th colspan="4">Características</th></tr>
<tr><th>Tempo de deposição</th><th>Geometria ISO 1832/86</th><th>Deposição do diamante</th><th>Substrato</th></tr>
<tr><td>0A</td><td rowspan="5">2,5h</td><td>SNMN120408TR</td><td rowspan="10">Directa</td><td rowspan="10">Si_3N_4</td></tr>
<tr><td>7A</td><td rowspan="4">SCMN120408TR</td></tr>
<tr><td>7B</td></tr>
<tr><td>7C</td></tr>
<tr><td>7D</td></tr>
<tr><td>7E</td></tr>
<tr><td>7F</td><td>2,5h</td><td rowspan="4">SCMN120408</td></tr>
<tr><td>7G</td><td>5h</td></tr>
<tr><td>7H</td><td>2,5h</td></tr>
<tr><td>7I</td><td>5h</td></tr>
<tr><td>0a</td><td rowspan="5">48h</td><td>SNMN120408</td><td rowspan="5">Indirecta/brazagem</td><td rowspan="5">WC-Co</td></tr>
<tr><td>7a</td><td rowspan="4">SCMN120408</td></tr>
<tr><td>7b</td></tr>
<tr><td>7c</td></tr>
<tr><td>7d</td></tr>
</table>

3.2.2 - Produção dos substratos de Si_3N_4 e WC-Co

Os substratos das pastilhas de corte de Si_3N_4 foram obtidos a partir duma mistura inicial de pós constituída, em peso, por 89,3% de Si_3N_4, 3,7% de Al_2O_3 e 7% de Y_2O_3. Estes pós foram moídos a húmido, com álcool isopropílico, num moinho de Si_3N_4 com bolas do mesmo material, durante 8 horas, para garantir a homogeneidade da mistura. A suspensão obtida após moagem, foi seca a 60ºC, os pós desaglomerados e peneirados com uma malha de 45μm e purificados a uma temperatura de 400ºC, durante 4 horas, numa mufla eléctrica. A mistura de pós obtida foi pré-compactada por prensagem uniaxial, a 40 MPa, num molde metálico com uma geometria semelhante à final. Os compactados obtidos foram consolidados por prensagem isostática, a 200 MPa, para obter uma densidade inicial suficientemente elevada para a sinterização. A sinterização foi feita num forno de grafite a uma temperatura de 1750 ºC, durante 2 horas, sob uma atmosfera de azoto corrente, com as pastilhas de Si_3N_4 num cadinho de grafite embebidas por uma mistura de pós constituída por 50% de BN e 50% de Si_3N_4, para evitar as perdas de peso. Após a sinterização, mediram-se as densidades pelo método de Arquimedes, utilizando o etilenoglicol como meio líquido de impulsão, e somente as pastilhas com uma densidade relativa superior a 99% foram seleccionadas para substratos a utilizar na deposição directa do diamante. As pastilhas seleccionadas foram rectificadas para a geometria final, já apresentada no ponto anterior, com mós de diamante de 15μm, numa rectificadora universal, utilizando uma velocidade de rotação de 2500 rpm e avanços de 0,05 a 0,02 mm. Os substratos identificados na tabela 3.1 por 7D, 7E, 7F, 7G, 7H e 7I, além da rectificação com a mó de 15μm foram ainda rectificados com uma mó de 7μm, mantendo as condições de rectificação.

Os substratos de WC-Co foram produzidos pelo processo pulverometalurgico. A composição inicial de pós, constituída, em peso, por 85% de WC (2 μm de tamanho médio de partícula) e 15% de Co (1μm de tamanho médio de partícula), foi misturada a húmido com um solvente orgânico e parafina (1,5% do peso total da mistura de pós), durante 6 horas, num moinho de atrito de aço com bolas de metal duro. A suspensão de pós foi seca por evaporação em vazio a 80ºC, a mistura de pós granulada num tambor mecânico rotativo e o granulado peneirado num peneiro vibratório com uma tela de aço inoxidável de 45 μm de abertura. A prensagem dos compactos para sinterização foi feita uniaxialmente, numa prensa mecânica, à pressão de 120 MPa. A sinterização decorreu em vazio, à temperatura de 1450ºC, durante 1 hora, e os substratos de metal duro sinterizado foram rectificados

nas faces maiores, onde foram executadas, também por rectificação, caixas triangulares com 0,5 mm de profundidade e 5 mm de lado para posterior brazagem dos filmes de diamante. A rectificação destes substratos foi feita de um modo semelhante à descrita anteriormente para os substratos de Si_3N_4.

3.2.3 - Produção das pastilhas de corte por deposição directa de diamante CVD nos substratos de Si_3N_4

Antes de proceder à deposição, os substratos de Si_3N_4 foram submetidos a um tratamento que teve como objectivo modificar a sua superfície e adequá-la à ligação do diamante CVD. Primeiro os substratos foram lavados com acetona analítica pura, durante 15 minutos, utilizando ultra-sons. A seguir foram limpos com álcool, mergulhados numa suspensão de álcool e diamante e agitados, também com ultra-sons, durante 45 minutos para polir e criar condições de nucleação para o diamante à superfície do substrato. Por fim, os substratos foram limpos com papel, dispostos num suporte de molibdénio, envolvidos por uma máscara de grafite com 3mm de espessura, e colocados no reactor para a deposição do diamante CVD. A máscara de grafite teve como objectivo uniformizar a distribuição do plasma sobre os substratos e evitar o crescimento preferencial do diamante nas arestas de corte. O arranjo das pastilhas no suporte de molibdénio e a máscara de grafite estão representados na figura 3.3.

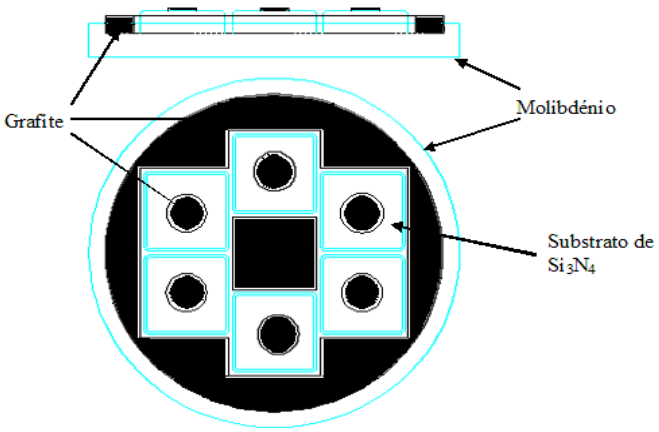


Figura 3.3 - Disposição dos substratos de Si_3N_4 sobre o suporte de molibdénio envolvidos pela máscara de grafite.

Como se pode observar nesta figura, no centro de cada pastilha foi colocado um disco de grafite para impedir a deposição de diamante na zona de aperto da pastilha ao ferro

de corte, aquando da operação de torneamento. Com este artifício, pretende impedir-se que o diamante depositado possa delaminar ou fracturar neste ponto de aperto e propagar-se a todo o filme.

O filme de diamante foi depositado num reactor de CVD ASTeX PDS18 assistido por um plasma de microondas. Após a colocação das pastilhas no reactor, fez-se vácuo e purgou-se o reactor com hidrogénio até à pressão de $2x10^3$ Pa, durante 10 minutos. A deposição foi feita à temperatura de 800ºC, durante 2,5 e 5 horas, utilizando, respectivamente, uma potência e uma frequência de microondas de 2,2KW e 2,45GHz. Os gases percursores do diamante que se utilizaram foram o hidrogénio e o metano, com débitos de 400 e 15 cm^3/min, respectivamente, e uma pressão de trabalho de $12x10^3$ Pa. Com estas condições a espessura do filme de diamante depositado é próxima de 12 e 20 μm, respectivamente, para 2,5 e 5 horas de deposição.

A caracterização das pastilhas revestidas foi feita por SEM, tendo sido avaliada e fotografada a qualidade e a espessura do filme de diamante depositado e a qualidade superficial das arestas de corte. A qualidade do filme de diamante foi também avaliada por espectroscopia de Raman e por difracção de raio-X.

3.2.4 - Produção das pastilhas de corte por brazagem do filme de diamante CVD nos substratos de WC-Co

As pastilhas de corte resultantes da aplicação desta técnica são constituídas basicamente por um filme espesso diamante CVD brazado sobre um substrato de WC-Co que é posteriormente afiado por rectificação para dar origem às arestas cortantes.

O filme espesso de diamante para brazagem foi fabricado com 400 μm de espessura e um tamanho médio de grão da ordem dos 5 μm, seguindo o método CVD já descrito para a deposição directa. Neste caso, a deposição foi feita em substratos de silício polido com uma grande área superficial e durante 48 horas. O filme de diamante obtido nestas condições foi cortado em geometrias triangulares com um laser de Nd:YAG pulsado, de 50W de potência, e o substrato de silício foi posteriormente dissolvido numa solução ácida de 1:1 de HNO_3/HF para obter o diamante livre. Nestas condições de deposição, obtém-se, na zona de contacto com o silício, uma superfície de diamante polida que vai actuar como futura face de ataque das pastilhas de corte.

Antes de proceder à brazagem os substratos de metal duro, as placas triangulares de diamante e a liga de brazagem foram submetidos a um procedimento de limpeza com acetona e etanol. Para executar a brazagem, as placas de diamante foram ajustadas na caixa triangular que foi executada nos substratos, com a face rugosa em contacto com a solda, sendo todo o conjunto montado e pressionado num suporte de grafite e levado ao forno de brazagem dentro dum cadinho de alumina. A utilização da face rugosa do diamante para realizar a brazagem permite, por um lado, aumentar a área superficial de brazagem e, por outro, usar a face polida do diamante (zona do filme que esteve em contacto com o substrato de silício) como face de ataque da pastilha de corte, reduzindo o atrito entre esta e a apara resultante do torneamento. A montagem do conjunto metal duro/liga de brazagem/diamante/ peso está representada na figura 3.4. A brazagem foi feita à temperatura de 930 ºC, durante 12 minutos e com um vácuo de 10^{-5} atm, utilizando uma liga metálica reactiva da marca Degussa, constituída por 70,5% de Ag, 26,5% de Cu e 3,0% de Ti e com 0,1 mm de espessura.

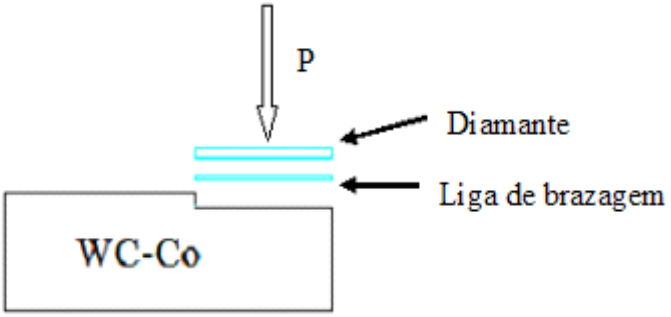


Figura 3.4 - Esquema da montagem usado na brazagem do diamante ao metal duro

O afiamento das arestas de corte, a execução dos raios, dos chanfros e dos ângulos de 7 e 0º das faces de saída das pastilhas brazadas foram feitos por rectificação, com mós de diamante de 15µm e 7µm e uma velocidade de rotação de 3000 rpm. Os raios de 0.8 mm dos vértices e os chanfros nas arestas das pastilhas foram executados com o auxílio de um aparelho de raios montado na rectificadora. Nos dois casos, o avanço foi feito manualmente e usou-se solução lubrificante abundante. As diversas fases do afiamento das pastilhas foram controladas por observação das arestas de corte ao microscópio óptico com uma ampliação de 100x.

As arestas de corte das pastilhas afiadas foram fotografadas por SEM para servirem como referência no final dos ensaios ao trabalho. A medição da rugosidade (Ra) da aresta de corte depois de afiada foi feita com um apalpador de diamante com geometria em cunha.

3.3 - Ensaios de torneamento

Os ensaios de torneamento foram feitos num torno CNC Mori Seiki, com uma potência de 25 kW e uma rotação máxima de 3500 rpm. A medida das várias componentes das forças de corte durante o torneamento foi realizada recorrendo a um dinamómetro piezoeléctrico 3D-Kistler 9257BA, com capacidade para medir forças entre -5 e 5kN, segundo Fx e Fy, e entre -5 e 10kN, segundo Fz. Para a aquisição e o tratamento das forças de corte usou-se um PC equipado com um software específico, que permite visualizar o perfil e o valor das forças de corte em tempo real.

As ferramentas de corte foram fixadas no dinamómetro que, por sua vez, foi montado no carro porta ferramentas do torno. O cabo eléctrico flexível de ligação do dinamómetro permitiu que o conjunto se deslocasse durante o torneamento e medisse as forças de corte em cada ponto dos cilindros maquinados.

A figura 3.5 mostra a montagem do dinamómetro no torno e a forma como é feita a sua aquisição das forças durante o torneamento.

Os ensaios de torneamento das pastilhas de diamante foram realizados nas ligas de AlSi produzidas com velocidades de corte de 600 e 1000 m/min., velocidades de avanço de 0,1; 0,2 e 0,3 mm/rot. e profundidades de corte de 0,5; 1 e 2 mm. Os ensaios foram realizados executando diversas passagens de torneamento nos cilindros das ligas. O desempenho das pastilhas de corte foi feito por análise das forças de corte desenvolvidas durante o processo de torneamento, por comparação das fotografias SEM das arestas de corte antes e após os ensaios e por medição da rugosidade superficial dos cilindros após cada passagem de torneamento. A medição do desgaste do flanco das arestas foi feita após remoção do alumínio da aresta postiça de corte, por ataque com uma solução de NaOH (10%), e limpeza com acetona e etanol. Os gráficos das forças de corte foram construídos a partir dos dados obtidos durante o torneamento recorrendo a folhas de cálculo Excel.

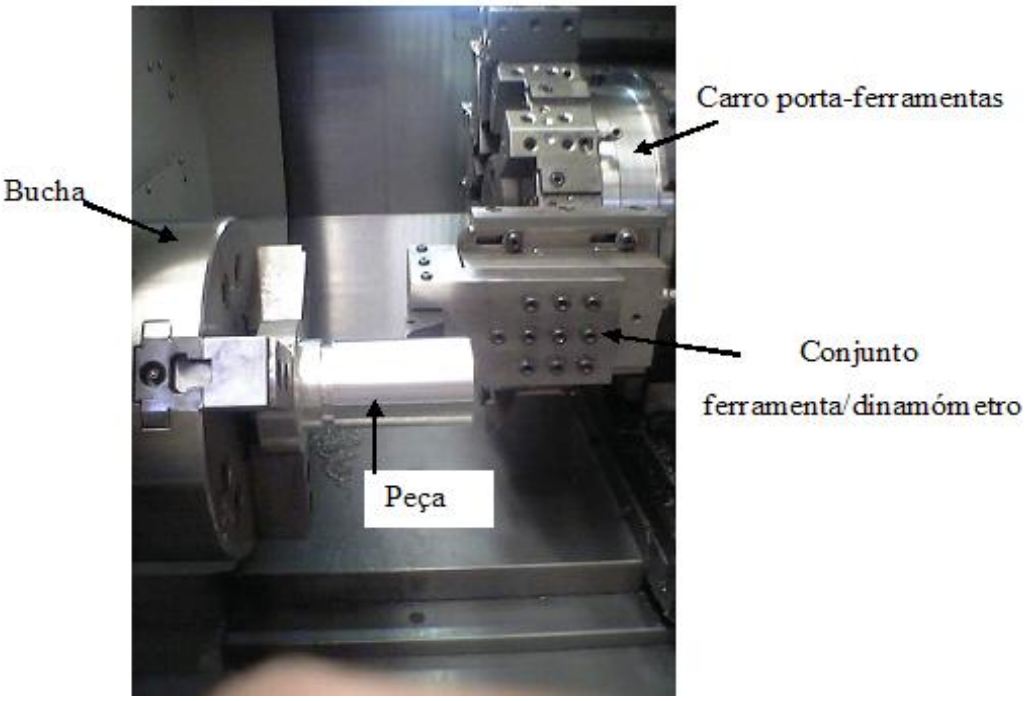


Figura 3.5 - Montagem do dinamómetro no torno CNC

4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 - Composição, microestrutura e dureza das ligas AlSi12, AlSi18 e AlSi19 produzidas por fundição

A avaliação do desempenho das pastilhas de corte foi realizada por torneamento de ligas de Al-Si, com 12, 18 e 19% em peso de Si, denominadas por AlSi12, AlSi18 e AlSi19, respectivamente. As principais razões que levaram a escolher este tipo de ligas para realizar os ensaios foram, por um lado, o facto de possuírem um elevado conteúdo de partículas de Si e criarem condições abrasivas exigentes para as pastilhas de corte e, por outro, terem uma vasta aplicação, nomeadamente em componentes para as indústrias automóvel e aeronáutica. Normalmente, estes componentes são produzidos pelo processo de fundição injectada e há a necessidade de se obter uma elevada precisão dimensional e um bom acabamento superficial final. Até ao momento, só as ferramentas em diamante PCD se têm mostrado eficientes nas operações de maquinagem deste tipo de ligas.

A composição química das ligas AlSi12, AlSi18 e AlSi19, determinada por espectrometria de emissão óptica após fundição das ligas, está apresentada na tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Composição química das ligas de alumínio AlSi12, AlSi18 e AlSi19 produzidas por fundição e determinada por espectrometria de emissão óptica.

Liga	Composição química (% peso)									
	Fe	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Zn	Outros	Al
AlSi12	1,00	12,00	0,10	_	_	0,55	0,15	0,15	0,25	Rest.
AlSi18	0,51	18,00	0,99	0,79	1,18	0,04	0,09	0,03	0,20	Rest.
AlSi19	1,65	19,20	1,70	0,59	0,46	0,23	0,42	0,42	0,12	Rest.

Os resultados obtidos por espectrometria foram confirmados pelas análises de EDS das ligas. Os espectros de EDS da liga AlSi12, obtidos na periferia e no centro do varão, estão representados nas figuras 4.1 e 4.2, respectivamente. Os resultados apresentados nos dois espectros confirmam que esta liga é constituída, maioritariamente, por Al e Si. Por comparação dos dois espectros pode concluir-se que a composição da liga obtida é semelhante nos pontos analisados e não há variação ao longo do diâmetro dos varões cilíndricos.

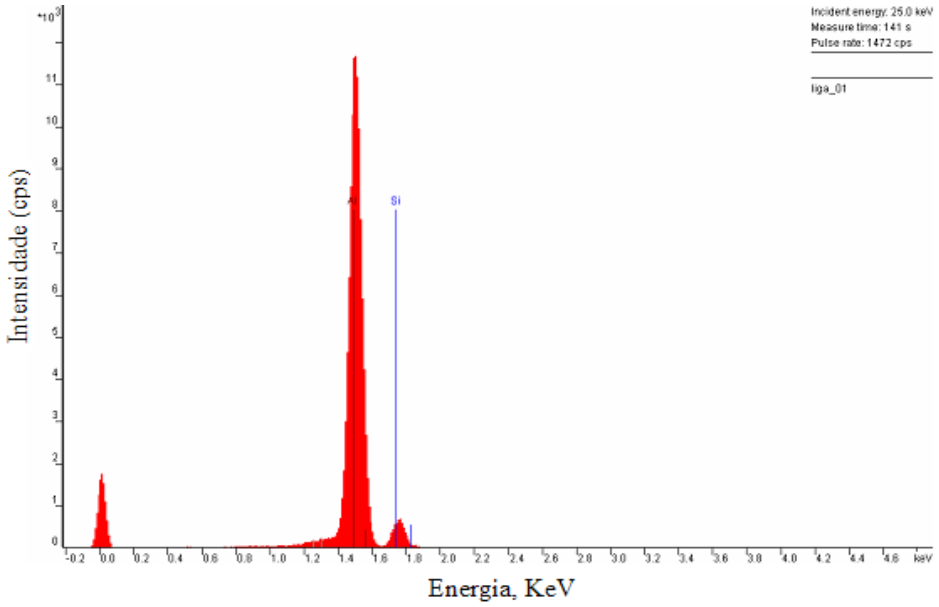


Figura 4.1 - Análise EDS da liga AlSi12 na periferia do varão cilíndrico que foi produzido por fundição.

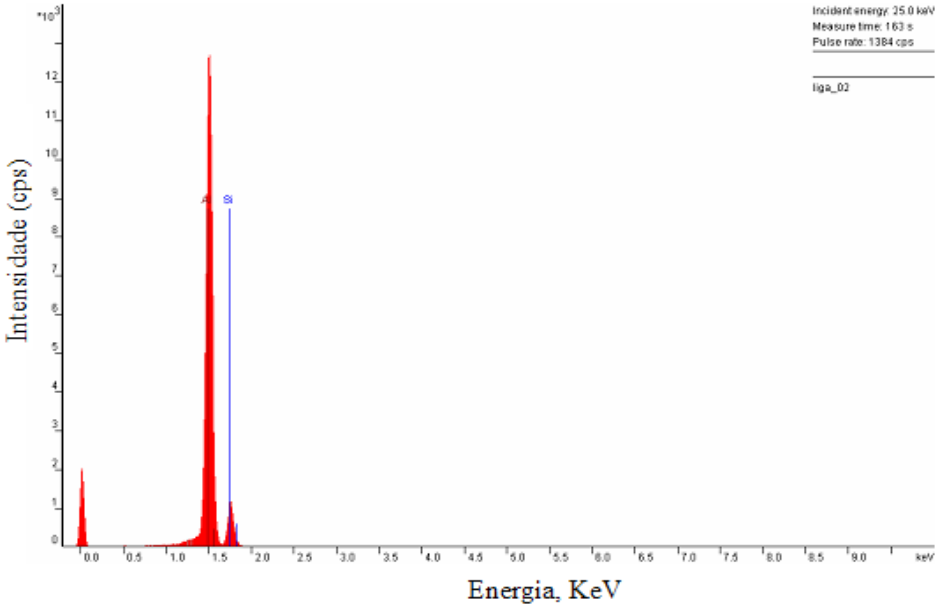


Figura 4.2 - Análise EDS da liga AlSi12 no centro do varão cilíndrico que foi produzido por fundição.

Os resultados obtidos por análise de EDS da periferia e do centro do varão cilíndrico da liga AlSi18 estão apresentados nas figuras 4.3 e 4.4, respectivamente. Como se pode observar, esta liga também é constituída maioritariamente por Al e Si. Para além destes constituintes, são detectados os elementos Fe, Ni, Cu e Mg, de acordo com a composição

química obtida por espectrometria. Por comparação dos dois espectros, também se pode afirmar que a composição química da liga AlSi18 obtida por fundição não varia ao longo do diâmetro do cilindro.

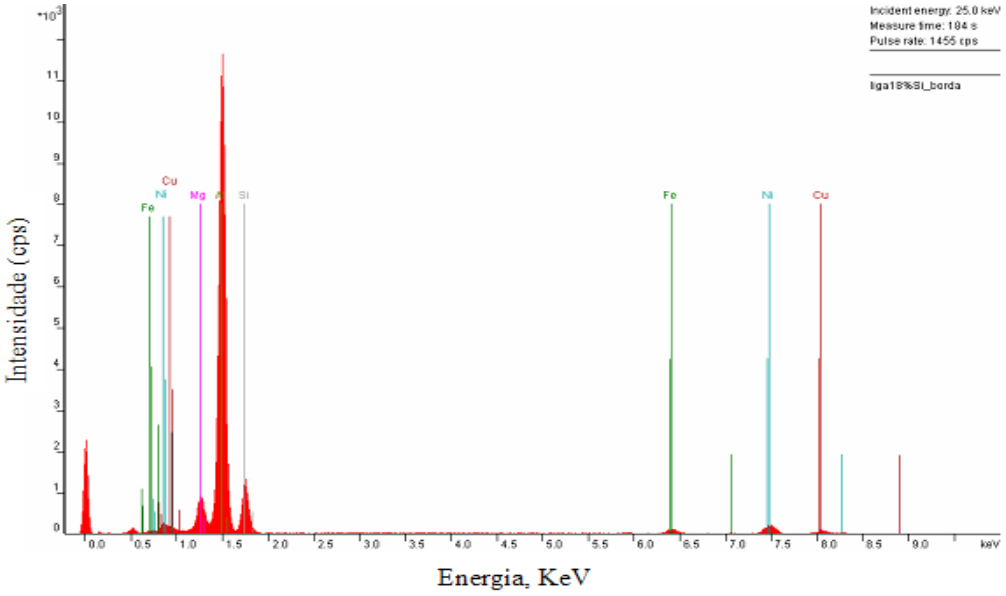


Figura 4.3 - Análise EDS da liga AlSi18 na periferia do varão cilíndrico produzido por fundição.

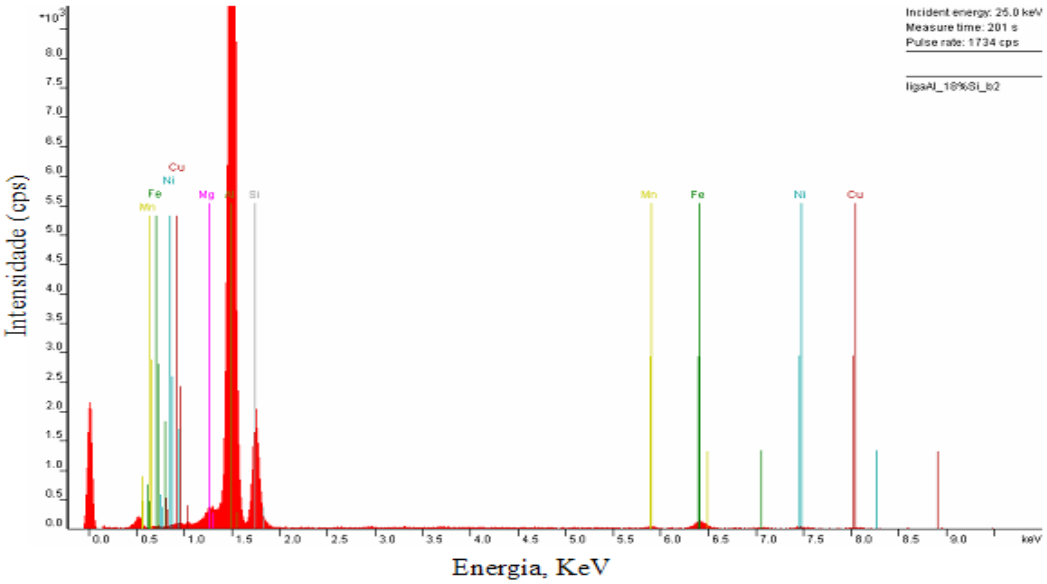


Figura 4.4 - Análise EDS da liga AlSi18 no centro do varão cilíndrico produzido por fundição.

Os resultados dos espectros de EDS da liga AlSi19 são muito semelhantes aos resultados da liga AlSi18. Os espectros das figuras 4.5 e 4.6 apresentam, respectivamente, a análise química da liga AlSi19 junto do centro e na periferia do varão cilíndrico.

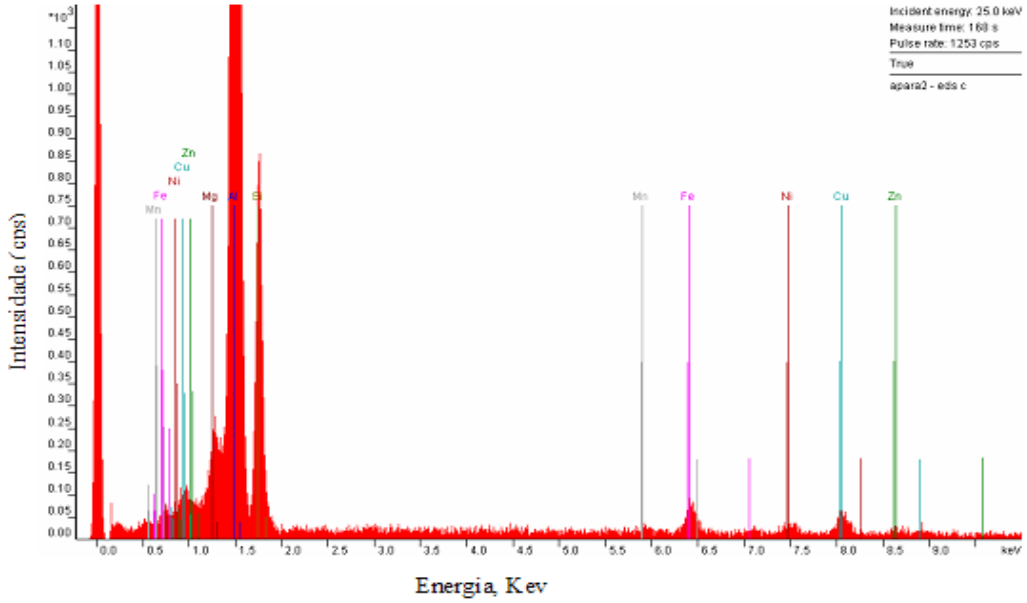


Figura 4.5 - Análise EDS da liga AlSi19 no centro do varão cilíndrico produzido por fundição.

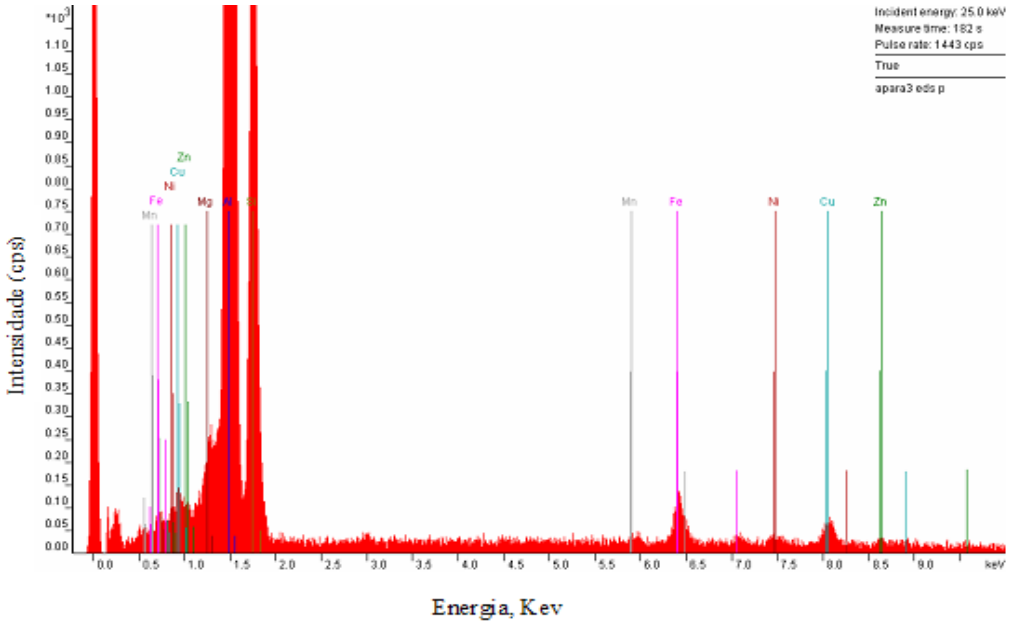


Figura 4.6 - Análise EDS da liga AlSi19 na periferia do varão cilíndrico produzido por fundição.

Esta análise foi feita em amostras da apara produzida na primeira passagem (periferia do varão) e em apara produzida na última passagem (centro do varão). Pela observação dos espectros vemos que a composição química é bastante homogénea ao longo do diâmetro do varão cilíndrico.

Também a difracção de DRX que foi realizada sobre superfícies polidas das amostras das ligas, confirma o conjunto dos resultados anteriores. No exemplo da figura 4.7 observam-se os picos correspondentes às fases α-Al (solução sólida c.f.c.) e Si que são os constituintes maioritários, não sendo detectados os restantes elementos químicos.

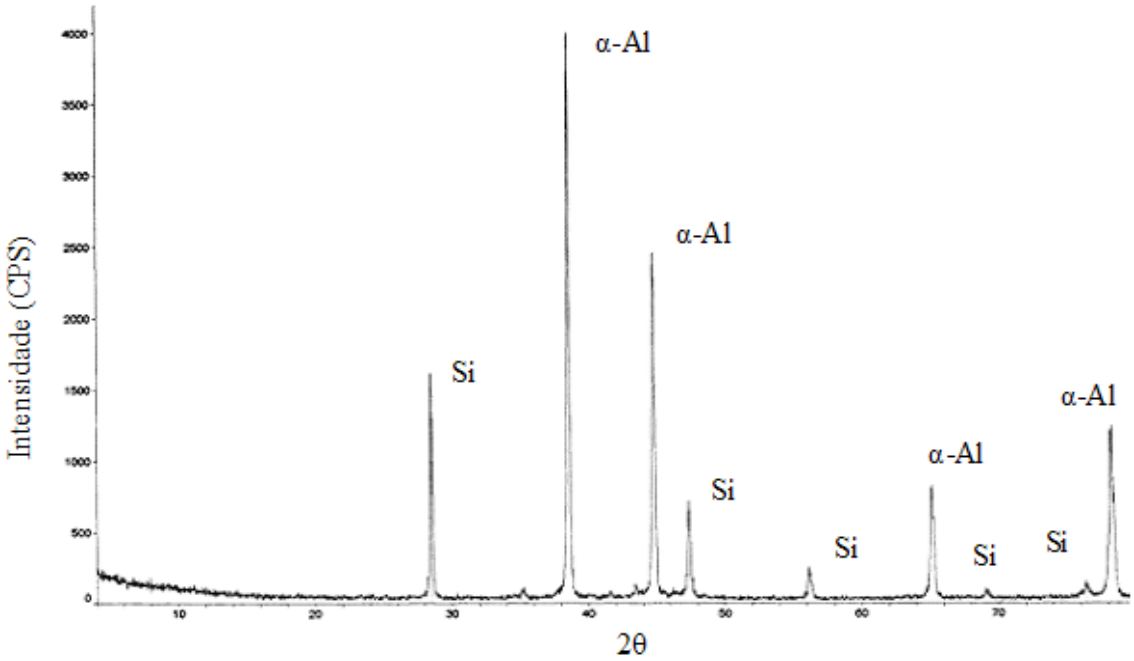
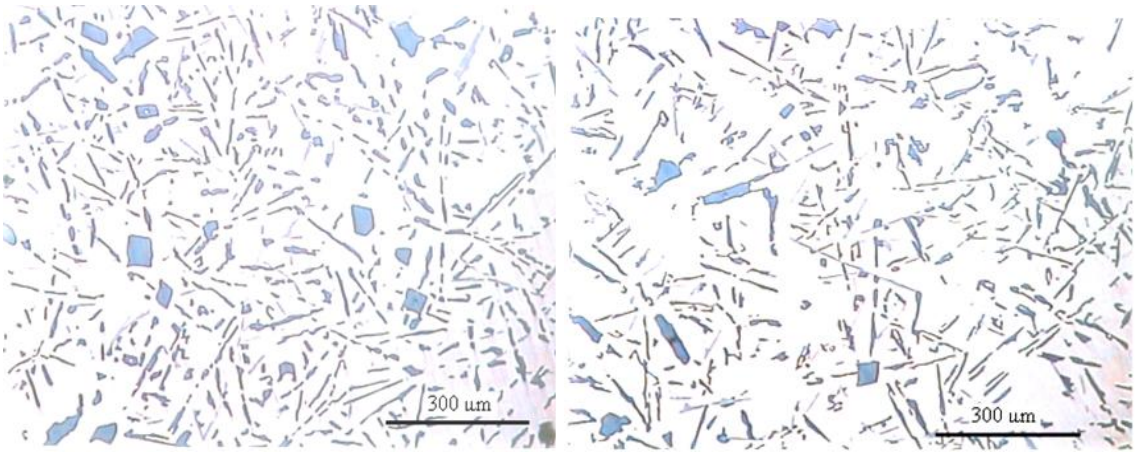


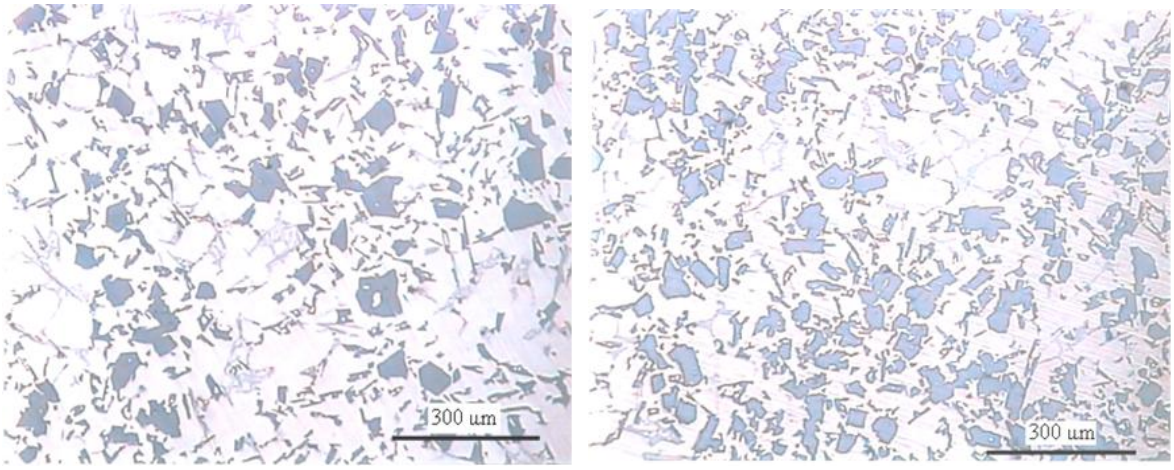
Figura 4.7 - Difractograma de DRX da liga AlSi18

As figuras 4.8, 4.9 e 4.10 apresentam, respectivamente, fotomicrografias (microscopia óptica) das microestruturas das ligas AlSi12, AlSi18 e AlSi19 no centro (a) e na periferia (b) do varões cilíndricos, obtidas em amostras polidas sem ataque químico.



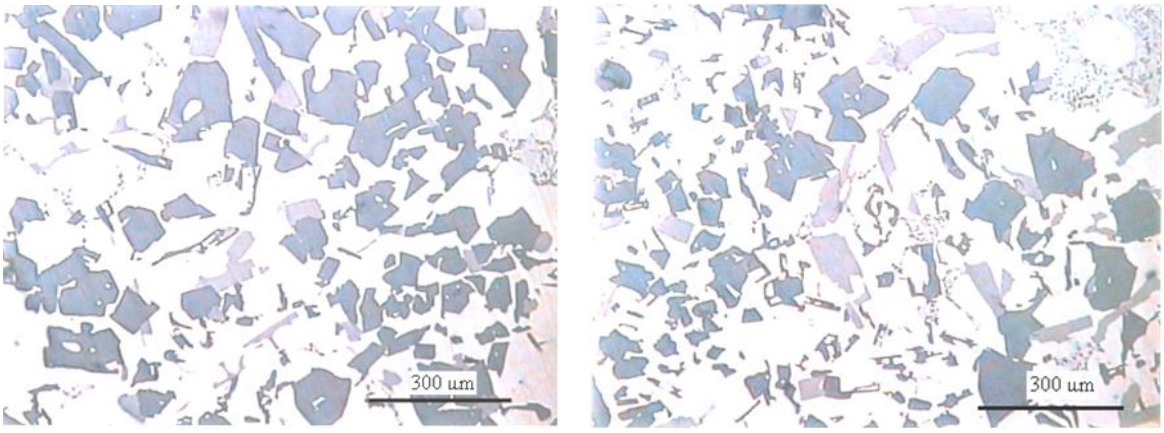
a) b)

Figura 4.8 - Microestruturas da liga AlSi12 junto à zona central (a) e na periferia do cilindro (b), sem ataque químico.



a) b)

Figura 4.9 - Microestruturas da liga AlSi18 junto da zona central (a) e na periferia do cilindro (b), sem ataque químico.



a) b)

Figura 4.10 - Microestruturas da liga AlSi19 junto à zona central (a) e na periferia do cilindro (b) sem ataque químico.

A interpretação das microestruturas obtidas nestas ligas pode ser feita a partir do diagrama de fases binário Al-Si da figura 4.11 onde estão representadas as ligas utilizadas nos ensaios de torneamento.

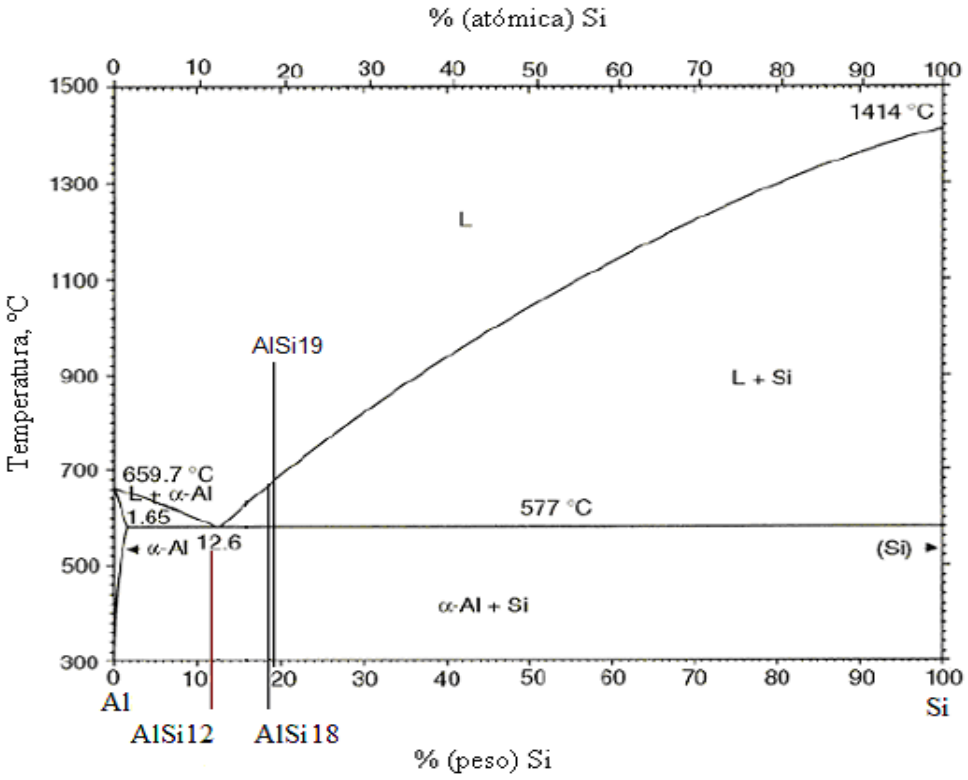


Figura 4.11 - Diagrama de fases binário Al-Si e representação das composições das ligas AlSi12, AlSi18 e AlSi19.

Como se pode observar no diagrama de fases da figura 4.11, a liga AlSi12 tem uma composição próxima da composição eutéctica (12,6%Si) do sistema binário Al-Si e as microestruturas obtidas resultam da solidificação obtida por arrefecimento desde a temperatura de fusão destas ligas até à temperatura ambiente. Esta liga é formada maioritariamente pelo constituinte eutéctico (figura 4.8), que se apresenta na forma de uma mistura de plaquetas de Si de elevada razão de aspecto (cinzento escuro) com comprimentos da ordem dos 20 μm, dispersas numa matriz constituída pela solução sólida α-Al (zonas claras). Existe ainda uma fracção pouco significativa de grandes cristais facetados, angulares, de silício. A partir do mesmo diagrama de fases, verifica-se que as ligas AlSi18 e AlSi19 têm uma composição hipereutéctica. Embora a composição química destas ligas seja muito semelhante, estas ligas apresentam uma microestrutura bastante diferente. A liga AlSi18 possui uma microestrutura constituída por um elevado número de partículas de silício primárias, com a forma de grandes cristais facetados de tamanho da ordem dos 50 μm, e por silício eutéctico com a forma de plaquetas de menor dimensão dispersas na matriz α-Al

(figura 4.9). A sua distribuição pode considerar-se mais ou menos uniforme. Neste tipo de liga, devido ao conteúdo de magnésio e de ferro, há a formação de fases insolúveis do tipo Mg_2Si, $FeAl_3Si_2$, com maior concentração no centro do varão [44-47]. A liga AlSi19 apresenta uma microestrutura com um tamanho dos cristais de silício primário bastante superior ao da liga AlSi18, da ordem dos 110μm (figura 4.10). Esta diferença no tamanho das partículas é consequência da baixa velocidade de arrefecimento da liga após o vazamento. Como foi descrito na realização experimental, a liga AlSi18 foi vazada para um molde que no centro tinha um mandril, ficando com um furo central, enquanto que a liga AlSi19 foi vazada para um molde que não tinha o mandril no centro, obtendo-se dessa forma um cilindro maciço. Esta diferença de geometria dos cilindros, permitiu que o cilindro da liga AlSi18 ficasse com uma parede mais fina e tornou o seu arrefecimento mais rápido. Na verdade, as características microestruturais deste tipo de materiais são fortemente influenciadas pelas condições de vazamento, nomeadamente pela velocidade de vazamento e arrefecimento, e pela temperatura do molde [48-52]. Verificou-se em trabalhos recentes [53] que uma taxa de arrefecimento elevada tem, sobre a estrutura eutéctica da liga, um efeito semelhante ao do tratamento térmico, e que as partículas do silício primário e eutéctico tendem a crescer com o aumento do tamanho da amostra.

Os valores médios da dureza HB que se mediram em duas regiões, próximo da periferia e do centro dos varões, estão apresentados na tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Valores médios de dureza HB medidos nos varões cilíndricos das ligas AlSi12, AlSi18 e AlSi19 fundidos.

Liga	**Dureza Brinell (HB)**	
	Periferia do varão	**Centro do varão**
AlSi12	65±2	67±1
AlSi18	108±3	106±5
AlSi19	100±2	96±4

Os valores da tabela 4.2 correspondem ao valor médio e ao desvio padrão de cinco medidas executadas na periferia e junto ao centro das amostras tiradas dos varões cilíndricos. Verifica-se que o valor da dureza das ligas é quase homogéneo ao longo do raio dos varões e que aumenta significativamente com o aumentou da percentagem de silício de 12

para 18%, mas que se reduz ligeiramente com o aumento de silício de 18 para 19%. Este resultado é diferente ao resultado obtido por Ahlatci e al. [54]. Estes autores verificaram que a adição de 1% de silício provocou o aumento da dureza da matriz de 50 para 65HV. Esta diferença de valores pode ser devida ao facto da percentagem de silício na liga por eles estudada, com teor de silício até 8%, ser bastante diferente das ligas hipereutécticas aqui em discussão. É possível que um aumento de 1% de silício seja mais notório em ligas onde está em baixa percentagem do que quando esta já é elevada, mas a principal justificação para a diminuição da dureza está, sem dúvida, relacionada com a microestrutura das ligas. A microestrutura da liga AlSi19 é composta por partículas de silício e provavelmente grãos do constituinte eutéctico bastante maiores que a microestrutura da liga AlSi18, e a sua distribuição também não é tão uniforme, daí a diminuição da dureza. A variação do valor da dureza ao longo do diâmetro dos varões pode estar na origem de heterogeneidades existentes devidas à natureza do material, como sejam, microporosidades, inclusões de óxidos e outras diferenças microestruturais. A análise microestrutural destas ligas indica que existe uma dependência entre a concentração, o tamanho e a distribuição das partículas de silício e a dureza das ligas, e por consequência, entre a sua resistência ao desgaste. Por um lado, a elevada concentração de silício nas ligas de Al-Si assegura a existência de cristais duros de silício [53], conferindo às ligas uma melhor resistência ao desgaste, por outro, diminui a porosidade que se pode formar durante o vazamento, responsável pela redução da dureza da liga [48], permitindo uma melhoria das propriedades das ligas. Entre as ligas de alumínio-silício, as ligas eutécticas e hipereutécticas com elevada percentagem de partículas de silício primárias são as que apresentam melhor resistência ao desgaste. A literatura geralmente sugere que a resistência ao desgaste é fracamente influenciada pelo conteúdo de silício [51], indicando ainda que o tamanho e a morfologia das partículas de silício são as responsáveis pela resistência ao desgaste [50,55]. No entanto, teores elevados de silício aumentam a fragilidade da liga, pelo que noutros trabalhos se concluiu que a composição eutéctica confere a melhor resistência ao desgaste [56]. Se se adicionarem elementos de liga, tais como o magnésio, o cobre, o manganês e o níquel, conseguem-se durezas superiores, mesmo para inferior conteúdo de silício, através da formação de fases duras insolúveis [53]. A formação destas fases, porém, dá origem a uma microestrutura não homogénea [57], obrigando ao tratamento térmico das ligas [58] ou ao recurso de técnicas avançadas de vazamento.

4.2 - Caracterização das pastilhas de corte obtidas por deposição directa sobre substratos de Si_3N_4

Os testes de torneamento das ligas AlSi12, AlSi18 e AlSi19 foram realizados com pastilhas de diamante CVD depositado directamente sobre substratos de Si_3N_4 ou brazado sobre WC-Co, cujo aspecto macroscópico está apresentado, respectivamente, nas fotografias da figura 4.12 a) e b).

A avaliação do desempenho das pastilhas usadas no torneamento foi realizada através da medição e evolução das forças de corte, por comparação do estado das arestas de corte antes e depois dos ensaios e pela evolução da rugosidade dos cilindros torneados.

a) b)

Figura 4.12 - Aspecto geral das pastilhas obtidas por deposição directa sobre substratos de Si_3N_4 (a) e por brazagem em substratos de WC-Co (b).

A tabela 4.3 apresenta, para além da identificação das pastilhas de corte e da sua geometria, as características físicas do filme de diamante, nomeadamente a sua espessura e a rugosidade das zonas de corte constituídas pelos chanfros, no caso das pastilhas obtidas por deposição directa, e as arestas de corte, no caso das pastilhas obtidas por brazagem.

Como foi dito na realização experimental, as siglas 0X e 7X significam, respectivamente, que os ângulos da face de saída são 0º e 7º. Se X é maiúscula, significa que a pastilha foi obtida por deposição directa e se for minúscula, significa que foi obtida por brazagem.

Tabela 4.3 - Identificação das pastilhas de corte, geometria, tipo de substrato, modo de deposição, espessura e rugosidade do filme de diamante CVD, utilizadas na maquinagem das ligas.

<table>
<tr><th rowspan="2">Identificação das pastilhas de corte</th><th colspan="5">Características</th></tr>
<tr><th>Tempo e técnica de deposição</th><th>Espessura do filme de diamante CVD (µm)</th><th>Rugosidade da zonas de corte (µm)</th><th>Geometria ISO 1832/86</th><th>Substrato</th></tr>
<tr><td>0A</td><td rowspan="6">2,5h deposição directa</td><td rowspan="6">12 µm</td><td rowspan="6">0,16-0,33 µm (na face de ataque e chanfro)</td><td>SNMN120408TR</td><td rowspan="12">Si_3N_4</td></tr>
<tr><td>7A</td><td rowspan="5">SCMN120408TR</td></tr>
<tr><td>7B</td></tr>
<tr><td>7C</td></tr>
<tr><td>7D</td></tr>
<tr><td>7E</td></tr>
<tr><td>7F</td><td rowspan="4">0,11-0,15 µm (na aresta)</td><td rowspan="4">SCMN120408</td></tr>
<tr><td>7G</td><td>5h deposição directa</td><td>20 µm</td></tr>
<tr><td>7H</td><td>2,5h deposição directa</td><td>12 µm</td></tr>
<tr><td>7I</td><td>5h deposição directa</td><td>20 µm</td></tr>
<tr><td>0a</td><td rowspan="5">48h brazagem</td><td rowspan="5">400 µm</td><td rowspan="5">0,06-0,08 µm (na aresta)</td><td>SNMN120408</td><td rowspan="5">WC-Co</td></tr>
<tr><td>7a</td><td rowspan="4">SCMN120408</td></tr>
<tr><td>7b</td></tr>
<tr><td>7c</td></tr>
<tr><td>7d</td></tr>
</table>

O aspecto geral de uma aresta de corte da pastilha identificada na tabela 4.3 por 0A está representado na fotomicrografia da figura 4.13.

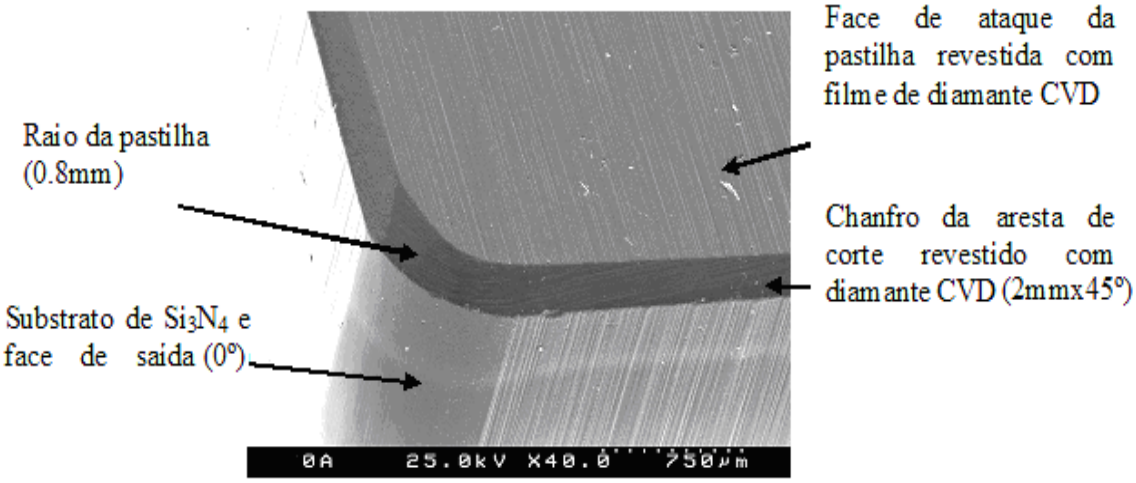
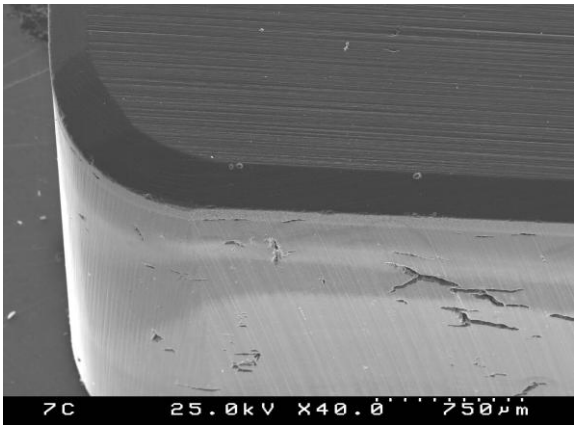


Figura 4.13 - Fotomicrografia SEM de uma aresta de corte da pastilha 0A obtida por deposição directa de diamante CVD sobre substratos de Si_3N_4.

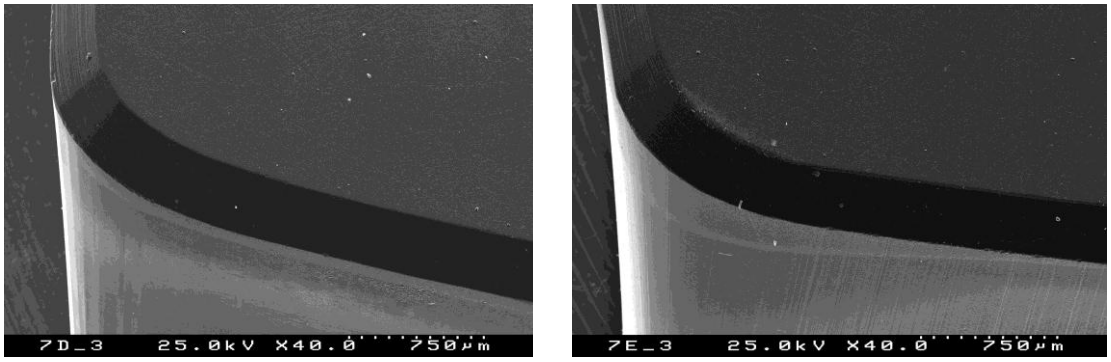
As arestas de corte representativas das pastilhas 7A, 7B e 7C estão apresentadas, respectivamente, na fotomicrografia da figura 4.14.



c)

Figura 4.14 - Fotomicrografia SEM da aresta de corte representativa das arestas das pastilhas 7A, 7B e 7C obtidas por deposição directa de diamante CVD sobre substratos de Si_3N_4

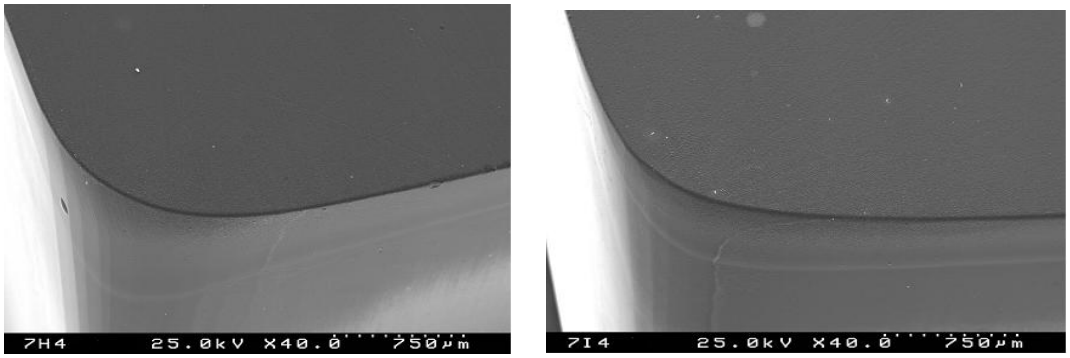
Na figura 4.15 estão representadas as fotomicrografias SEM das arestas de corte representativas das pastilhas 7D e 7E. Estas têm a mesma geometria e o mesmo tempo de deposição de diamante das anteriores, mas o chanfro e a face de incidência dos substratos de Si_3N_4 foram rectificados com mó diamantada fina (tamanho do grão da ordem dos 5µm).



a) b)

Figura 4.15 - Fotomicrografias SEM das arestas de corte representativas das restantes arestas das pastilhas 7D (a) e 7E (b) obtidas por deposição directa de diamante CVD sobre substratos de Si_3N_4

Na figura 4.16 estão apresentadas as arestas de corte representativas das arestas das pastilhas de corte 7H e 7I. Neste caso, os substratos foram preparados em aresta viva, sem chanfro, pelo que é visível um prolongamento do filme de diamante da face de ataque sobre o flanco. O tempo de deposição de diamante foi de 2,5 e 5 horas para as pastilhas 7H e 7I, respectivamente.



a) b)

Figura 4.16 - Arestas de corte representativas das arestas de corte da pastilha 7H (a) e da pastilha 7I (b) obtidas por deposição directa do filme de diamante CVD sobre substratos de Si_3N_4, com tempo de deposição de 2,5 e 5 horas, respectivamente.

Nas fotografias das figuras anteriores pode observar-se que os filmes de diamante têm um aspecto geral bastante homogéneo, sem defeitos visíveis de deposição ou falta de adesão ao Si_3N_4. Verifica-se também que o diamante preenche de uma maneira uniforme toda a zona de ataque, raio e chanfro do substrato e que possui uma geometria bastante homogénea em toda a periferia das pastilhas. Estas fotomicrografias mostram ainda que a espessura do filme de diamante CVD é uniforme em toda a superfície depositada não se verificando o efeito de aresta, típico dos revestimentos, e que é caracterizado pelo cresci-

mento de diamante na forma duma “bossa” provocada pelo aumento da aresta de corte em consequência duma maior concentração de plasma e da elevada temperatura que se gera nessas zonas. Para evitar este efeito de aresta foi utilizada uma máscara de grafite a envolver os substratos, mas com uma espessura 1 mm inferior, para criar uma zona plana em toda a área de deposição. A diferença de 1mm entre a máscara de grafite e os substratos evitou o efeito de aresta e permitiu que houvesse deposição de diamante numa curta distância do flanco da aresta.

Na figura 4.17 apresentam-se fotomicrografias SEM de maior ampliação que mostram, após 2,5 horas de deposição, o tamanho e a orientação (a) e (b) típica dos cristais de diamante que constituem os filmes finos de diamante CVD sobre as pastilhas de Si_3N_4 e a espessura do filme após 2,5 horas (c) e 5 horas (d) de deposição.

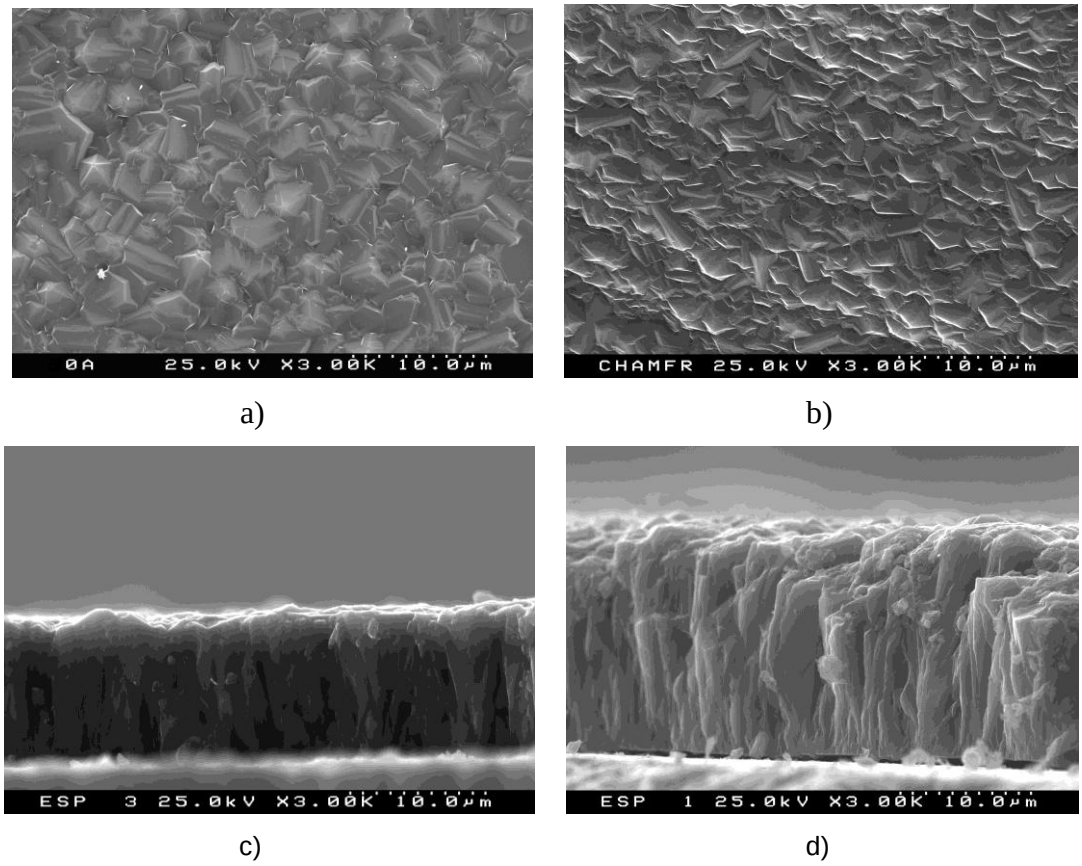


Figura 4.17 - Filme de diamante CVD obtido por de deposição directa sobre substrato de Si_3N_4. a) Morfologia do filme de diamante na face de ataque; b) morfologia do filme de diamante no chanfro; c) espessura do filme de diamante após 2.5 horas de deposição; d) após 5 horas de deposição.

Salienta-se a morfologia do tipo colunar que os cristais de diamante apresentam, típica do processo de crescimento por CVD.

Nas figuras 4.18 e 4.19 apresentam-se, respectivamente, o espectro Raman e o difractograma de raio-X característicos do filme de diamante CVD que reveste os substratos de SI_3N_4.

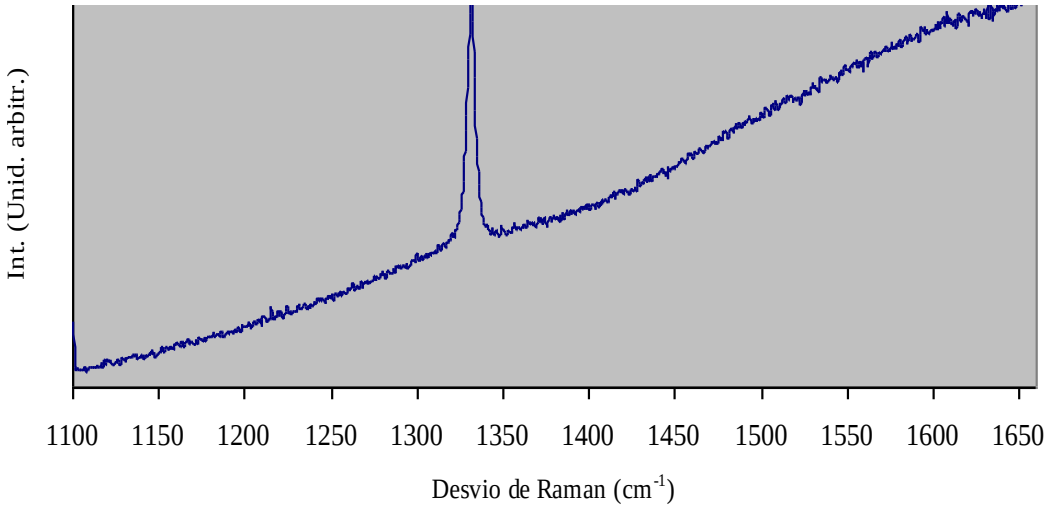


Figura 4.18 - Espectro Raman do filme de diamante CVD obtido por deposição directa sobre substrato de Si_3N_4.

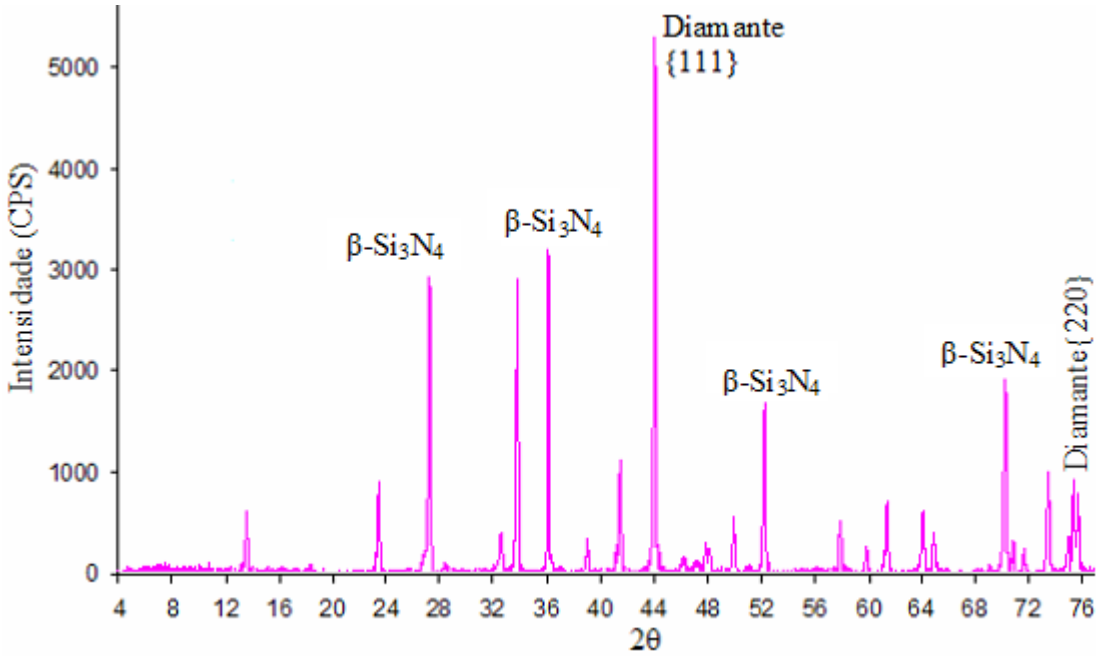
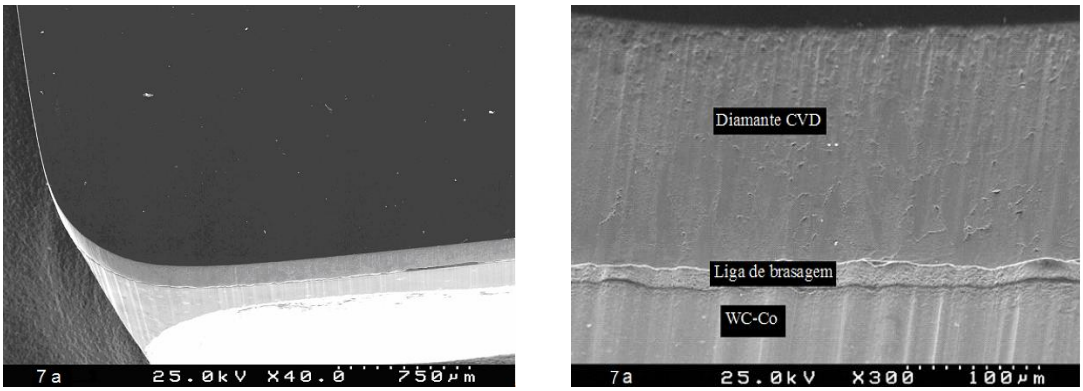


Figura 4.19 - Difractograma de raio-X do filme de diamante CVD obtido por deposição directa sobre substrato de Si_3N_4.

Como a difracção por raios-X analisa até uma profundidade de 100μm, no difractograma além dos picos correspondentes ao diamante foi também identificada a fase β-SI_3N_4, maioritária no substrato. Segundo alguns autores [21,38] as intensidades relativas identificadas para o diamante CVD são muito idênticas às do diamante natural.

4.3 - Caracterização das pastilhas obtidas por brazagem do filme espesso de diamante CVD em metal duro

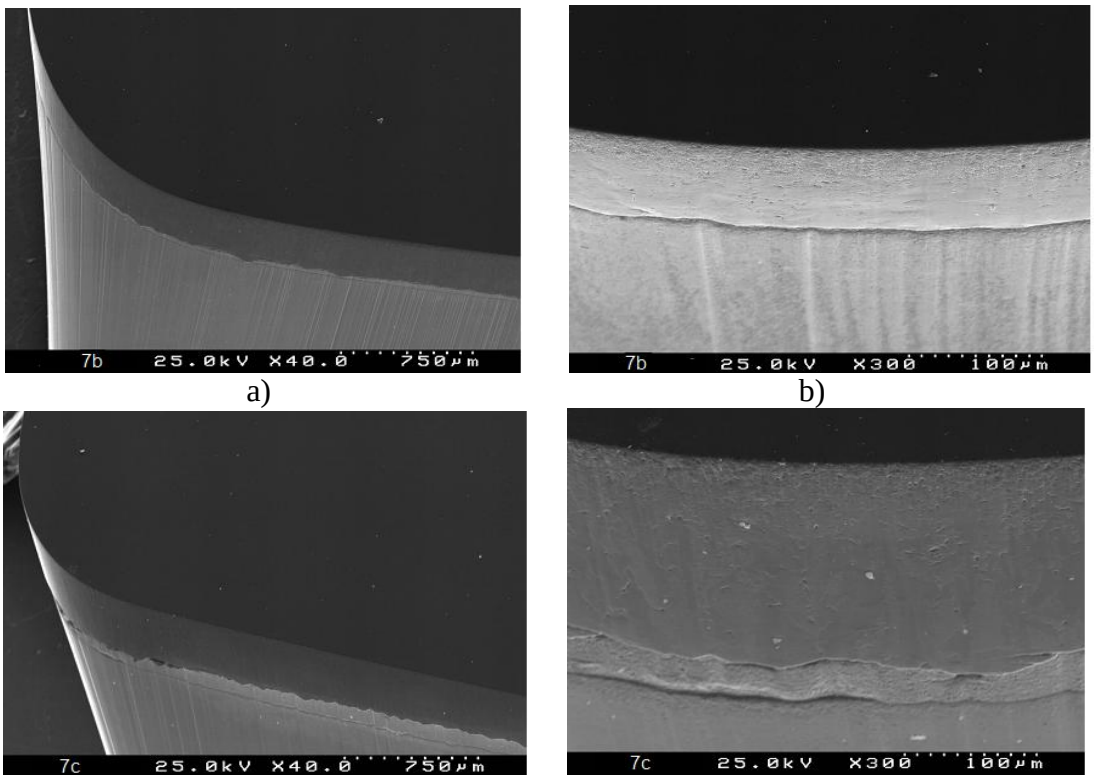
Para além das pastilhas de corte que se obtiveram por deposição directa de diamante sobre os substratos de Si_3N_4, foram também utilizadas pastilhas de corte obtidas por brazagem de filmes espessos de diamante CVD em substratos de metal duro. O método de fabricação destas pastilhas, tal como as anteriores, é descrito na realização experimental desta tese e envolve o afiamento das aresta de corte por rectificação com mós diamantadas, após corte por laser e brazagem dos filmes espessos de diamante ao substrato. A obtenção de arestas de corte com qualidade para o torneamento depende muito dos processos do corte a laser, da brazagem e do afiamento por rectificação. Intensidades muito elevadas do laser durante o corte ou várias passagens do feixe podem provocar a fractura profunda da aresta e impossibilitar a obtenção de arestas com resistência e acabamento necessários para garantir a integridade das pastilhas e baixa rugosidade das peças maquinadas. De igual modo, o tipo de mó utilizada, a velocidade de rotação da mó, o avanço e o uso ou ausência de lubrificação são de uma importância extrema para conseguir um afiamento com qualidade. A rectificação com mós de diamante com granulometria superior à do filme, ou sem lubrificação abundante e direccionada, pode dar origem à microfissuração térmica e à danificação da aresta. A temperatura gerada durante o afiamento é muito elevada e em situações de fraca lubrificação verifica-se a formação dum pó negro, possivelmente grafite. Quando observadas ao microscópio, as zonas da aresta que sofreram o sobreaquecimento apresentam uma coloração idêntica à obtida por corte a laser. Por sua vez, a utilização de condições de brazagem inadequadas ou não controladas podem originar uma adesão deficiente do filme ao metal duro. A figura 4.20 mostra a qualidade das arestas de corte das pastilhas 7a de diamante CVD brazado em metal duro e afiadas por rectificação, com o ângulo da face de saída a 7 graus.



a) b)

Figura 4.20 - Pastilha revestida com filme de diamante CVD brazado em substrato de metal duro após afiamento: a) vista geral da aresta de corte da pastilha 7a, ampliada; b) a mesma aresta de a) evidenciando a zona de brazagem e o estado da aresta de corte;

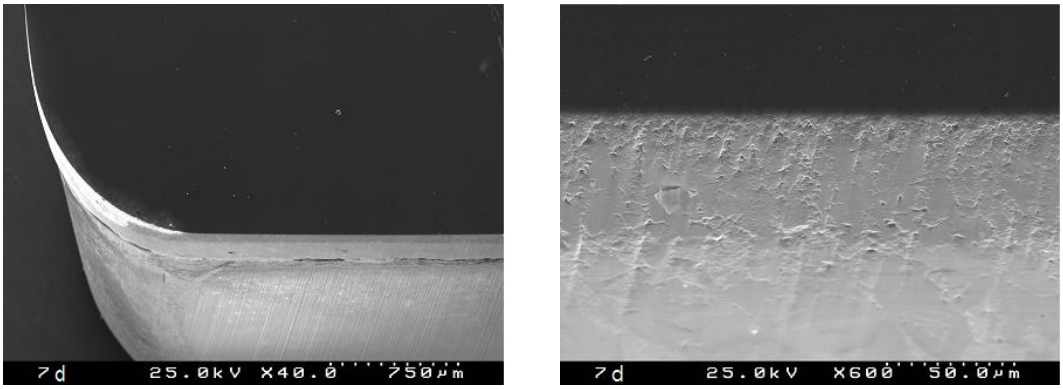
Nas figuras 4.21 e 4.22 estão apresentadas as fotografias das arestas de corte das pastilhas brazadas 7b,7c e 7d.



a) b)

c) d)

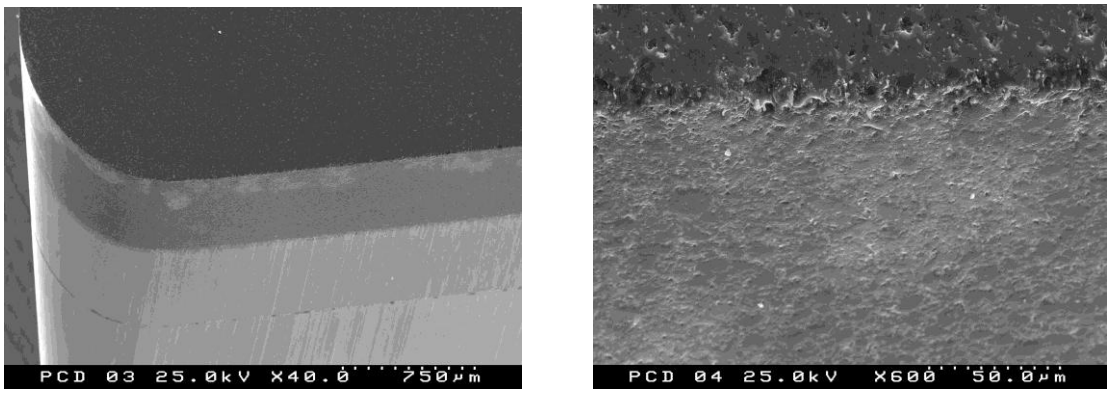
Figura 4.21 - Pastilhas revestidas com filme de diamante CVD brazado em substrato de metal duro após afiamento: a) vista geral da aresta de corte da pastilha 7b; b) a mesma aresta de a), evidenciando a zona de brazagem; c) Vista geral da aresta de corte da pastilha 7c; d) a mesma aresta de c).



a) b)

Figura 4.22 - Pastilhas revestidas com filme de diamante CVD brazado em substrato de metal duro após afiamento: a) vista geral da aresta de corte da pastilha 7d; b) a mesma aresta de a), evidenciando o estado da aresta de corte.

Por forma a ter um termo de comparação do desempenho das ferramentas de diamante CVD fabricadas, no decorrer dos ensaios de torneamento foi ainda testada uma pastilha de PCD do fabricante Sandvick, por ser a ferramenta tradicional com excelente desempenho na maquinagem deste tipo de material. Esta comparação não pode ser feita tendo em atenção as forças de corte, pois a geometria é diferente, mas deve ser feita em termos de tempo de maquinagem e desgaste abrasivo sofrido. Na figura 4.23 estão apresentadas as fotografias da aresta de corte antes de serem submetidas ao teste de torneamento.



a) b)

Figura 4.23 - Aspecto da aresta de corte da pastilha PCD: a) vista geral da aresta de corte da pastilha PCD; b) a mesma aresta de a) com maior ampliação.

Pelo facto de serem afiadas, a rugosidade das arestas de corte das ferramentas produzidas pelo método da brazagem é bastante inferior à rugosidade obtida pelo método da deposição directa.

4.4 - Ensaios de torneamento

Os ensaios de torneamento foram realizados a seco num torno CNC (Mori Seiki) utilizando como material a tornear os cilindros das ligas AlSi12, AlSi18, e AlSi19, as pastilhas de diamante CVD que foram produzidas neste trabalho e uma pastilha de PCD Sandvik. O varão cilíndrico da liga AlSi12 tinha inicialmente um diâmetro de 63mm e um comprimento de 81mm; o diâmetro do varão da liga AlSi18 era inicialmente de 120mm e tinha um comprimento de 83mm; o da liga AlSi19 tinha um diâmetro inicial de 100mm e um comprimento de 90mm. O desenho esquemático da figura 4.24 exemplifica o modo como foram realizados os ensaios de torneamento e os movimentos responsáveis pela formação da apara.

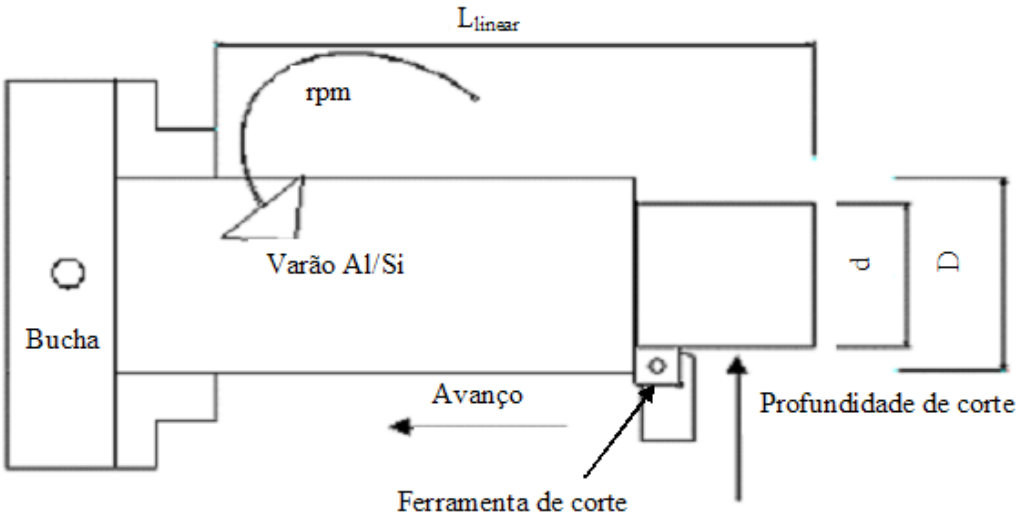


Figura 4.24 - Desenho esquemático do modo como se executou o torneamento dos varões cilíndricos

4.4.1 - Torneamento da liga AlSi12

Os ensaios preliminares de torneamento foram realizados com as pastilhas de deposição directa de diamante 7B e 7C e com as pastilhas de diamante brazado 7a, utilizando a liga AlSi12. Estes ensaios foram divididos em dois conjuntos utilizando as diversas arestas de corte das pastilhas, que foram devidamente numerados, e aumentando sucessivamente o número de passagens de corte executadas. As arestas de corte das diversas pastilhas ensaiadas no primeiro conjunto de ensaios, os parâmetros de corte utilizados (velocidade de

corte, avanço e profundidade de corte) e o número de passagens de corte apresentam-se na tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Tipo de pastilha, número da aresta e parâmetros de corte utilizados no torneamento da liga AlSi12

Pastilha de corte	**Aresta de corte**	**Parâmetros e condições de corte**			
		Velocidade de corte (m/min)	**Avanço (mm/rot)**	**Profundidade de corte (mm)**	**Nº de passagens**
7 B	**1**	600	0,1	0,5	8
7 C	**1**				1
	2				1
	3				2
	4				4
7a					8

A tabela 4.5 apresenta para o primeiro conjunto de ensaios, para cada aresta de corte e para as respectivas passagens de torneamento, o diâmetro real do varão cilíndrico (D), o perímetro (P), o comprimento linear (L), o comprimento total (Lt), o tempo de torneamento (t) e o número de rotações por minuto (rpm) de cada ensaio. A coluna designada por ensaio de torneamento identifica sucessivamente o tipo de pastilha usada, o número da aresta e o número de passagens de torneamento. Por exemplo a linha 7C-02-01, significa que a pastilha ensaiada é a 7C, a aresta é a dois e executou uma passagem.

Tabela 4.5 - Comprimento maquinado, velocidade de rotação e tempo de maquinagem para os diferentes ensaios e para as diferentes arestas de corte no torneamento da liga AlSi12.

Ensaio de torneamento	**D (mm)**	**L (mm/rot)**	**Rotações por minuto (rpm)**	**L (mm)**	**L (m)**	**t (s)**
7C_02_01	63,35	195,9	**3063**	**79**	155	15
7C_03_01	62,4	192,9	**3111**	**79**	152	15
7C_03_02	61,42	189,8	**3161**	**79**	150	15
7C_04_01	60,41	186,6	**3215**	**79**	147	15
7C_04_02	59,39	183,4	**3271**	**79**	145	14
7C_04_03	58,4	180,3	**3327**	**79**	142	14
7C_04_04	57,4	177,2	**3386**	**79**	140	14
7C_01_01	56,39	174,0	**3448**	**79**	137	14

Tabela 4.5 - Comprimento maquinado, velocidade de rotação e tempo de maquinagem para os diferentes ensaios e para as diferentes arestas de corte no torneamento da liga AlSi12 (cont.).

Ensaio de torneamento	**D (mm)**	**L (mm/rot)**	**Rotações por minuto (rpm**	**L (mm)**	**L (m)**	**t (s)**
7B_01_01	63,4	196,0	**3061**	**81**	159	16
7B_01_02	62,54	193,3	**3103**	**81**	157	16
7B_01_02	61,54	190,2	**3155**	**81**	154	15
7B_01_03	61,54	190,2	**3155**	**81**	154	15
7B_01_04	60,54	187,1	**3208**	**81**	152	15
7B_01_05	59,54	183,9	**3262**	**81**	149	15
7B_01_06	58,54	180,8	**3319**	**81**	146	15
7B_01_07	57,54	177,6	**3378**	**81**	144	14
7B_01_08	56,54	174,5	**3439**	**81**	141	14
7a_01_01	62,26	192,5	**3118**	**81**	156	16
7a_01_02	61,3	189,4	**3167**	**81**	153	15
7a_01_03	60,3	186,3	**3221**	**81**	151	15
7a_01_04	59,3	183,2	**3276**	**81**	148	15
7a_01_05	58,3	180,0	**3333**	**81**	146	15
7a_01_06	57,3	176,9	**3392**	**81**	143	14
7a_01_07	56,3	173,7	**3454**	**81**	141	14
7a_01_08	55,3	170,6	**3500**	**81**	138	14

Na tabela 4.6 e 4.7 estão apresentados, respectivamente, os parâmetros e as condições de corte utilizados no segundo conjunto de ensaios de torneamento da liga AlSi12 e o diâmetro real do varão cilíndrico (D), o perímetro (P), o comprimento linear (L), o comprimento total (Lt), o tempo de torneamento (t) e o número de rotações por minuto (rpm) de cada aresta.

Tabela 4.6 - Parâmetros e condições de corte no segundo ensaio de torneamento na liga AlSi12

Pastilha de corte	**Aresta de corte**	**Parâmetros e condições de corte**			
		Velocidade de corte (m/min)	**Avanço (mm/rot)**	**Profundidade de corte (mm)**	**Nº de passagens**
7 C	**1**	600	0.2	0.5	1
	2		0.3	0.5	1
	3		0.1	1.0	1
	4		0.1	0.5	4

Tabela 4.7 - Resultados do segundo ensaio da pastilha 7C no torneamento da liga AlSi12

Ensaio de torneamento	**D (mm)**	**P(mm)**	**Rotações por minuto (rpm)**	**L_{linear} (mm)**	**L_{total} (m)**	**t (s)**
7C_01_02	64.5	199.5	**3008**	90	90	9
7C_02_02	63.5	196.3	**3056**	90	59	6
C_03_03	62.7	190.7	**3146**	90	172	17
7C_04_05	60.5	186.9	**3210**	90	168	17
7C_04_06	59.7	184.4	**3254**	90	166	17
7C_04_07	58.7	181.3	**3310**	90	163	16
7C_04_08	57.7	178.1	**3368**	90	160	16

O desgaste da ferramenta de corte também pode ser determinado em função do volume de material removido. A partir dos valores das tabelas 4.5 e 4.7, a equação 1 permite determinar o volume de material removido por cada aresta (Q) e comparar o tempo de vida entre arestas que possam trabalhar com diferentes condições de corte [12].

$$Q = \pi \times D \times N \times d \times f \times t \ [mm^3] \qquad (1)$$

Em que D é o diâmetro da peça (mm), N é a velocidade de rotação (rpm), d é a profundidade de corte (mm), f é a velocidade de avanço (mm/rot.) e t é o tempo de maquinagem (min).

As figuras 4.25 e 4.26 apresentam, respectivamente, as forças de corte desenvolvidas pela aresta de corte número 1 e as fotomicrografias obtidas por SEM após o tornea-

mento da liga AlSi12. Na legenda do gráfico Fd representa a força radial, Fc a força tangencial ou de corte e Ff a força axial.

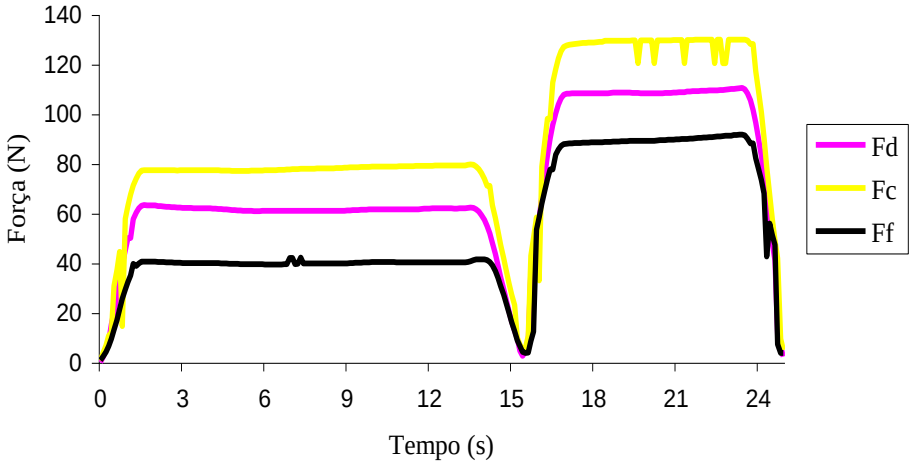
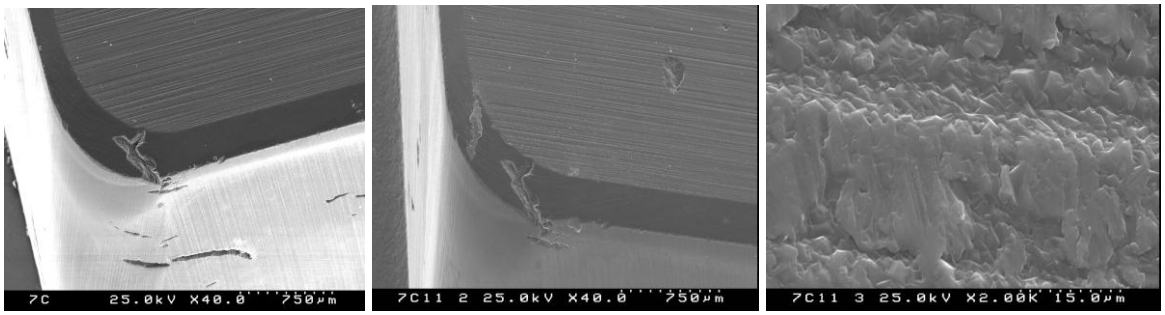


Figura 4.25 - Forças de corte em função do tempo de corte para a aresta número 1 da pastilha 7C durante o torneamento da liga AlSi12 com velocidade de avanço de 0,1 e 0,2 mm/rot., respectivamente, na primeira e na segunda passagens, mantendo constantes os restantes parâmetros de corte (Vc=600m/min, d=0,5mm), a seco.



a) b) c)

Figura 4.26 - Aresta de corte número um da pastilha 7C após o torneamento da liga AlSi12 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) zona do chanfro com adesão de alumínio.

Pela observação do gráfico das forças de corte verifica-se que nas duas passagens todas as componentes se mantiveram constantes durante todo o ensaio e com valores relativamente baixos. Na primeira passagem foram sempre inferiores a 80N e na segunda passagem quase duplicaram dado que o avanço também duplicou. A força Fc foi a componente que registou maior valor. Com elevada ampliação na zona do chanfro (figura 4.26c) é possível verificar que algum material da peça aderiu à ferramenta, preenchendo o espaço entre os cristais do filme de diamante. Apesar da adesão de material à aresta de corte, não

houve influência no valor das forças de corte. O aspecto da aresta de corte mostrado na figura 4.26b) confirma que a aresta não sofreu desgaste abrasivo nem delaminação.

As figuras 4.27 e 4.28 apresentam, respectivamente, as forças de corte desenvolvidas pela aresta de corte número 2 e as fotografias obtidas por SEM após o teste de torneamento da liga AlSi12.

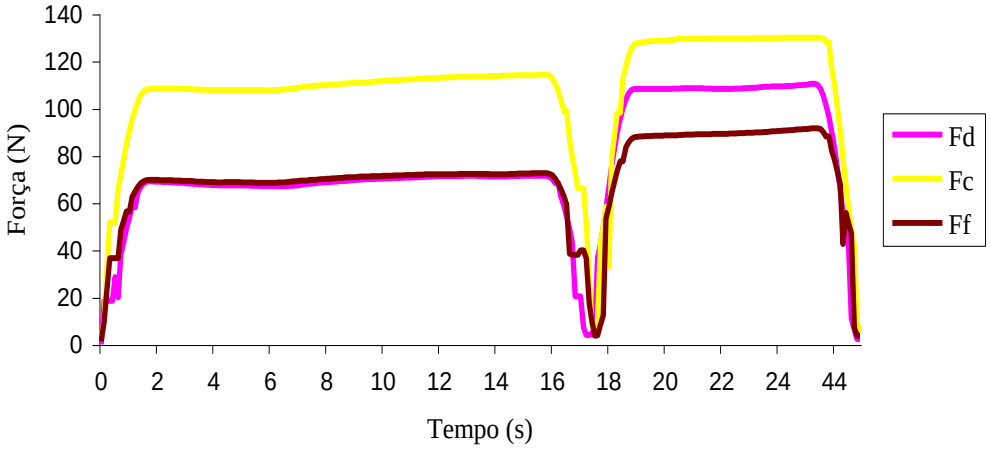
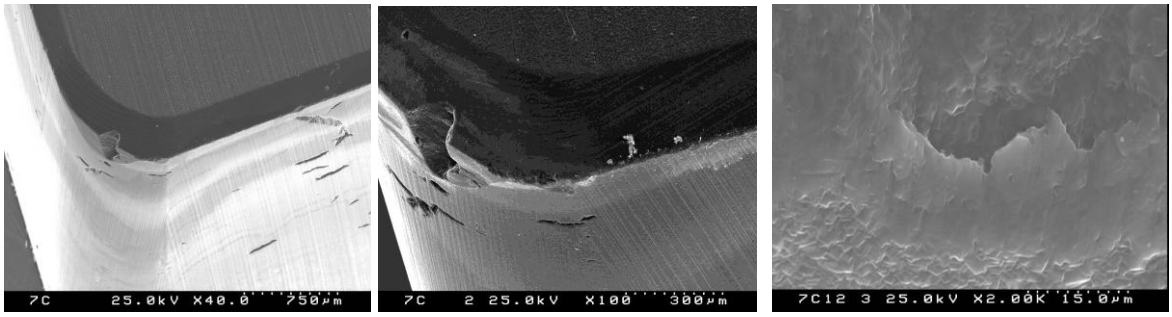


Figura 4.27 - Forças de corte em função do tempo de maquinagem para a aresta número dois da pastilha 7C no torneamento da liga AlSi12 com Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. e Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,3mm/rot., na primeira e na segunda passagens, respectivamente, a seco.



a) b) c)

Figura 4.28 - Aresta de corte número dois da pastilha 7C após o torneamento da liga AlSi12 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm, f=0,1mm/rot. e Vc=600m/min, d=0,5mm, f=0,3mm/rot., na primeira e na segunda passagens, respectivamente, a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) zona do chanfro com adesão de alumínio.

Também com esta aresta a força de corte de maior valor corresponde à componente Fc e manteve-se constante em todo tempo de corte, porém de valor mais elevado que na anterior. Os valores das forças de corte Fd e Ff também se mantiveram constantes mas de valor bastante inferior ao valor de Fc. Os valores das componentes Fd e Ff foram muito

semelhantes e as curvas correspondentes quase se sobrepõem, como se pode observar no gráfico da figura 4.28. Na segunda passagem todas as forças aumentaram mas Fd foi a mais sensível ao aumento do avanço.

O resultado das forças de corte e o estado da aresta de corte número 3 da pastilha 7C no final das três passagens no torneamento da liga AlSi12 estão apresentados, respectivamente, nas figuras 4.29 e 4.30.

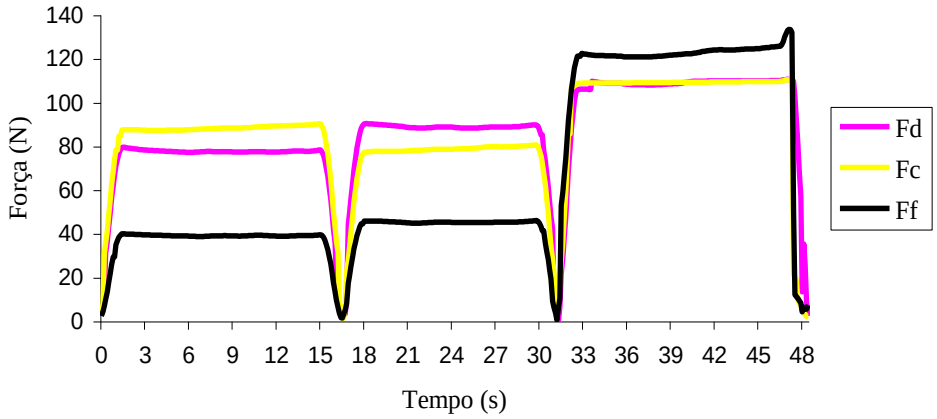
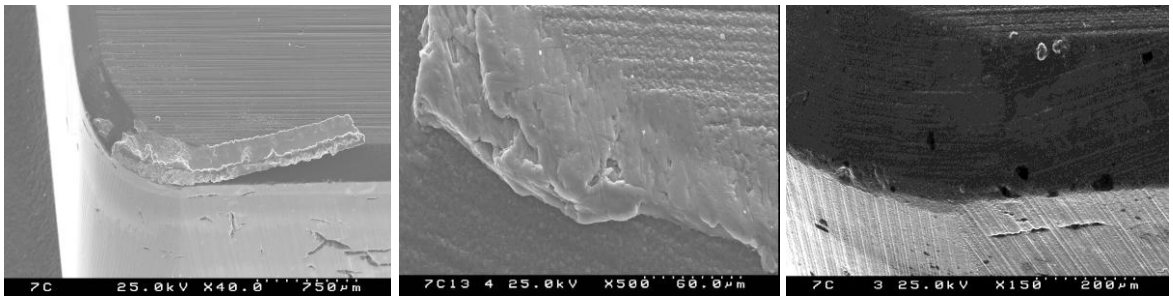


Figura 4.29 - Forças de corte em função do tempo de maquinagem para a aresta número 3 da pastilha 7C no torneamento da liga AlSi12 com os seguintes parâmetros de corte: Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot., na primeira e na segunda passagens; e Vc=600m/min, d=1,0mm e f=0,1mm/rot., na terceira passagem, a seco.



a) b) c)

Figura 4.30 - Aresta de corte número três da pastilha 7C após torneamento da liga AlSi12 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. e Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,3mm/rot, respectivamente nas duas primeiras e na terceira passagens. a) aresta postiça de corte após torneamento; b) aresta após torneamento com maior ampliação; c) aresta após remoção do alumínio. Ra=0,76 µm.

Nesta aresta verificou-se, da primeira para a segunda passagem, a alternância do valor da força de corte máxima entre a componente Fc e Fd com, respectivamente, uma ligeira redução e um aumento do valor da força, provocada pela formação da aresta postiça de

corte. A fotografia da figura 4.30b) coloca em evidência as sucessivas camadas de material da peça que se formam na pastilha e que dão origem à formação da aresta postiça de corte que altera a geometria da aresta de corte e com isso influencia as forças de corte, provocando a variação e a alternância das forças. Os valores das forças de corte na terceira passagem são maiores porque a profundidade de corte também é maior. A componente que se mostrou mais sensível à profundidade de corte foi a Ff, que quase triplicou o seu valor, passando a ser a componente de maior valor. Esta aresta também não sofreu desgaste.

O gráfico da figura 4.31 e as fotomicrografias da figura 4.32 apresentam, respectivamente, as curvas das forças de corte e o aspecto da aresta número 4 durante 8 passagens.

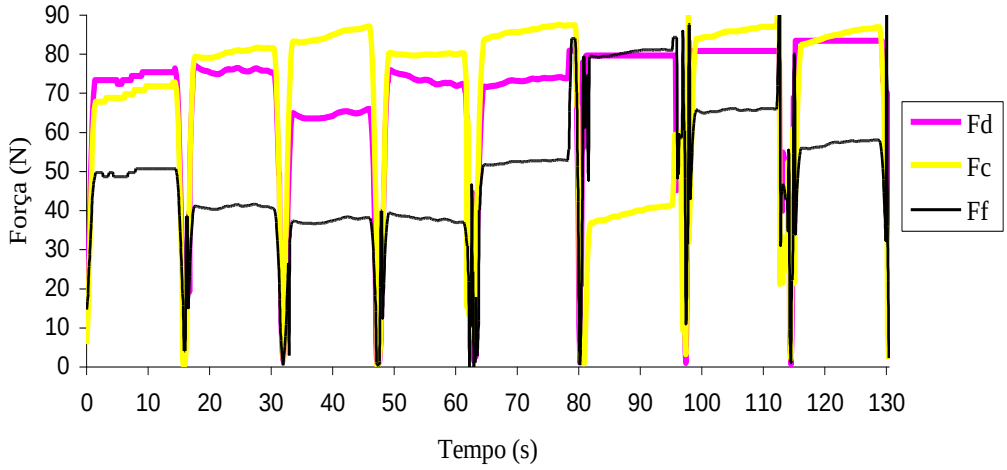
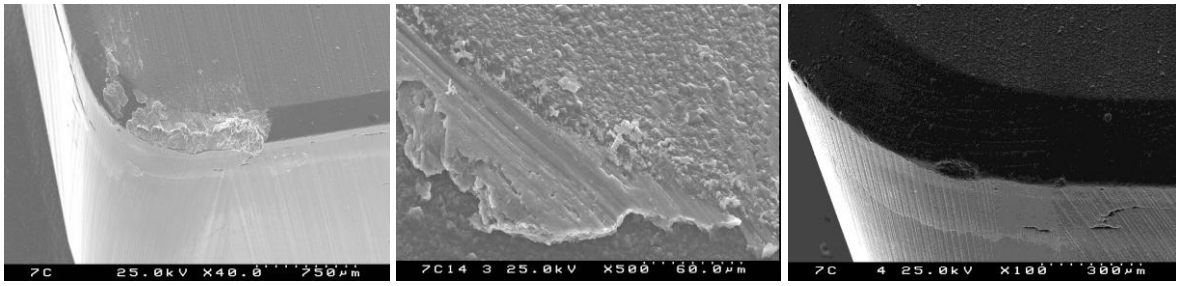


Figura 4.31 - Forças de corte desenvolvidas nas oito passagens pela aresta número quatro da pastilha 7C no torneamento da liga AlSi12 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.32 - Arestas de corte número quatro da pastilha 7C após oito passagens no torneamento da liga AlSi12 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. a) aresta postiça de corte após torneamento; b) aresta após torneamento com maior ampliação; c) aresta após remoção do alumínio Ra=0,75 µm.

Como se pode verificar a partir das curvas do gráfico da figura 4.31, a alternância do valor máximo verificado na aresta número 3 também se verifica na aresta número 4. Pela observação das fotomicrografias da figura 4.32c), verifica-se, após a remoção do alumínio por ataque químico, que não ocorreu desgaste do tipo abrasivo ou delaminação do filme de diamante. Também, neste caso, é possível que a alternância verificada no valor máximo das forças seja uma consequência da formação e da remoção da aresta postiça de corte. A figura 4.32a) mostra um momento em que existe aresta postiça de corte. Quando esta parte ficam sempre resíduos de material que vão facilitar a adesão de novo material e dá-se a formação de nova aresta postiça de corte. Em termos de material removido (Q), esta aresta removeu 61550 mm^3 de material.

A mesma análise pode ser feita para a aresta número um da pastilha 7B que executou oito passagens e cujo gráfico onde se mostra o andamento das forças de corte, correspondentes às oito passagens, está apresentado na figura 4.33. O aspecto da aresta de corte no final das oito passagens está apresentado na fotografia da figura 4.34.

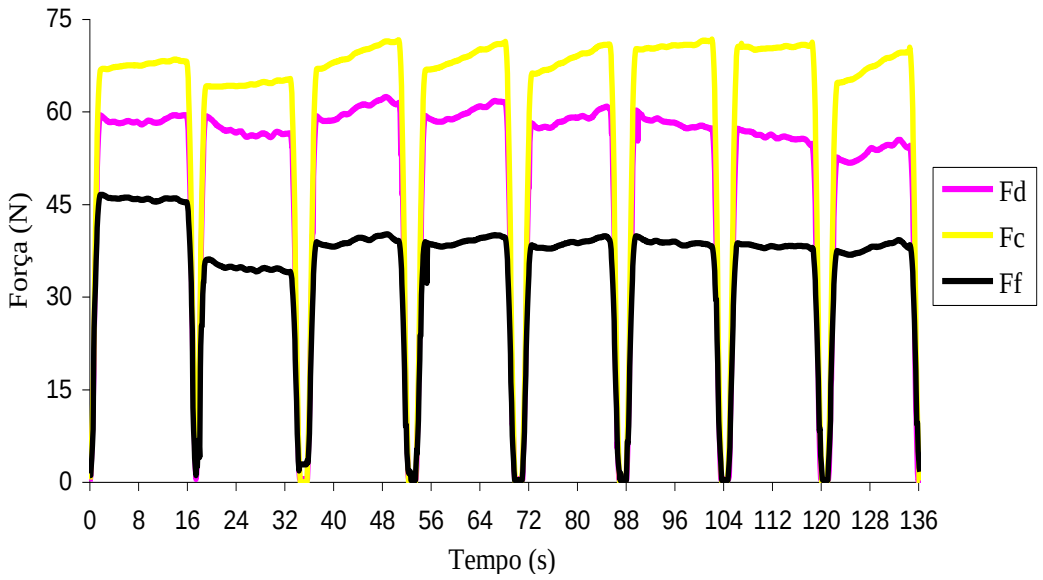
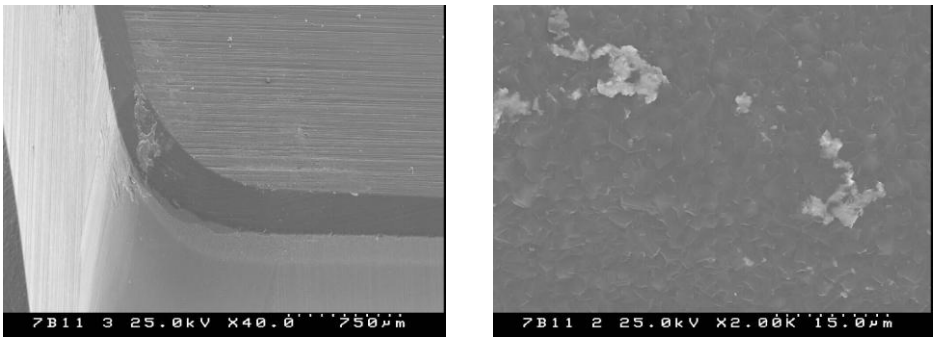


Figura 4.33 - Forças de corte em função do tempo de maquinagem para a pastilha 7B aresta número 1 durante as oito passagens no torneamento da liga AlSi12 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. a seco.



a) b)

Figura 4.34 - Aresta de corte número um da pastilha 7B após oito passagens no torneamento da liga AlSi12 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. seco. a) aresta de corte após torneamento; b) chanfro com maior ampliação. Ra=0,77 µm

No final das oito passagens a aresta percorreu 1356 metros em corte de apara, com forças de corte inferiores a 70N e sem desgaste. A força de corte Fc foi sempre superior à força de corte Fd e praticamente não se verificou adesão de material à aresta de corte.

A pastilha brazada 7a executou oito passagens, o que no final fez um total de 1176 metros de corte efectivo. As forças de corte em função do tempo de maquinagem e as fotomicrografias onde se visualiza o desgaste da pastilha estão apresentadas, respectivamente, nos gráficos das figuras 4.35 e 4.36.

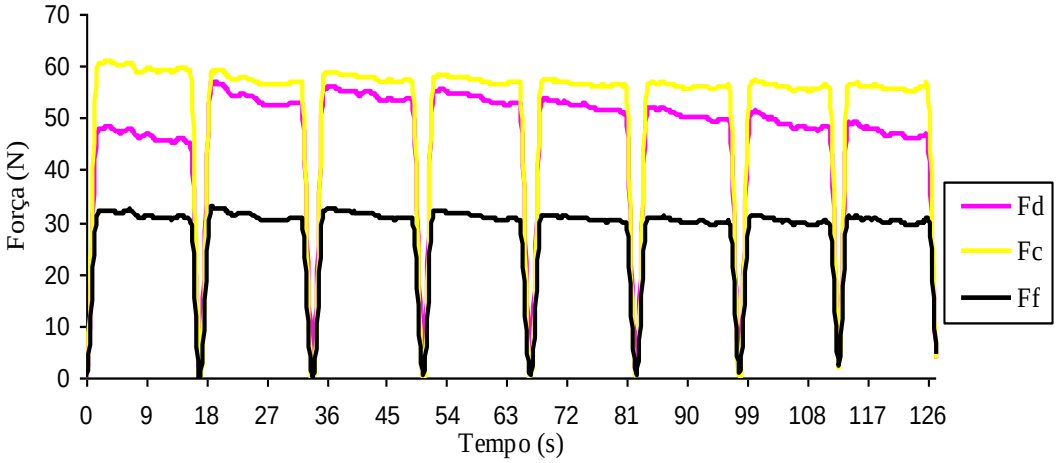
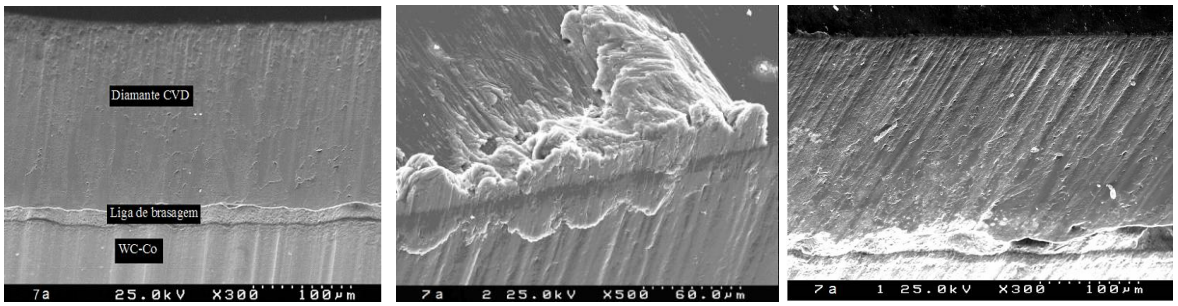


Figura 4.35 - Forças de corte em função do tempo de maquinagem para a pastilha brazada durante as oito passagens no torneamento da liga AlSi12 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.36 - Aresta de corte da pastilha brazada 7a no torneamento da liga AlSi12 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot., seco. a) aresta de corte antes do ensaio de torneamento; b) aresta postiça de corte após torneamento; c) aresta de corte após remoção do alumínio. Ra=0,64µm.

Na aresta de corte da ferramenta brazada parece ter ocorrido alguma abrasão do diamante. Os sulcos na figura 4.36c), que aparecem após a dissolução do alumínio aderente à aresta de corte, não se verificavam antes do torneamento. Apesar da fotomicrografia evidenciar algum indício de desgaste, o gráfico das forças de corte, correspondente às oito passagens, mostra o andamento das curvas muito regular desde a primeira à última passagem, sendo Fc a componente da força de corte de valor máximo mas reduzido, da ordem dos 60N. Na figura 4.36b) é bem visível a aresta postiça, típica da maquinagem sem fluído de corte das ligas de alumínio.

Em resumo, verificou-se em todas as pastilhas a adesão de material às arestas de corte, ou seja, formação da aresta postiça de corte, com maior evidência na aresta da pastilha brazada. No entanto, após a remoção do alumínio, as ferramentas de deposição directa não apresentaram sinais de delaminação, e a aresta de corte da ferramenta brazada apresenta sinais de desgaste abrasivo mínimo na face de saída. No caso das pastilhas de deposição directa, devido ao facto de possuírem chanfro na aresta de corte e à elevada rugosidade superficial do filme de diamante, que apresenta como face de trabalho o lado de crescimento do diamante CVD, as forças de corte e a adesão de material à aresta de corte são ligeiramente superiores às que se verificaram na pastilha brazada, que apresenta o lado de nucleação do filme de diamante como face de trabalho. Este comportamento justifica-se porque a área da aresta que está em contacto com a peça é maior no caso da aresta com chanfro do que na aresta viva e afiada. Neste último caso, mesmo assim, com uma aresta de baixo valor de rugosidade, também se verificou adesão de material significativa. Deste

comportamento podemos concluir que a formação da aresta postiça de corte, é característica da maquinagem a seco de materiais dúcteis.

Nas mesmas condições de corte verificou-se que as ferramentas de aresta viva apresentam uma redução de 10N no valor das forças de corte Fc e Ff relativamente às forças desenvolvidas pelas arestas com chanfro e Fd manteve-se praticamente constante. Em ambas geometrias a força corte Fc foi sempre a componente de maior valor.

A ausência de desgaste na maquinagem das ligas de Al-Si eutécticas também foi verificada em trabalhos idênticos a este. Oles et al.[26] tornearam usando líquido de arrefecimento ligas de Al-Si com 11% em peso de Si e obtiveram um desgaste do flanco de 0,1mm em ferramentas de metal duro revestidas com diamante, após 60 minutos de maquinagem. Yoshikawa et al. [59] tornearam ligas de Al-Si com 12% em peso de Si, com o mesmo tipo de ferramentas das anteriores e com líquido de arrefecimento, e verificaram que após 45 minutos de maquinagem os cristais de diamante na face de ataque estavam arredondados e que na face de saída tinham esmilhado. Noutro trabalho [60] verificou-se que um revestimento de diamante sobre as ferramentas de metal duro melhora o tempo de vida num factor de cinco relativamente às ferramentas não revestidas.

A rugosidade superficial (Ra) das peças torneadas não sofreu grande variação ao longo do tempo de maquinagem, nas ferramentas brazadas ficou abaixo de 0,65μm e nas de deposição directa foi da ordem dos 0,9μm. Esta diferença na rugosidade superficial das peças deveu-se em parte à diferença da rugosidade das aresta de corte dos dois tipos de ferramentas.

Desta forma para ligas com conteúdo de silício inferior ou igual a 12% as pastilhas de deposição directa de diamante CVD são uma excelente alternativa comercial ao actual PCD e ao CVD brazado, dada a facilidade e redução do tempo de produção.

4.4.2 - Torneamento da liga AlSi18

O comportamento das pastilhas de diamante CVD no torneamento da liga AlSi18 foi distinto do anteriormente descrito para a liga AlSi12. Embora com valores das forças de corte iniciais muito próximos dos valores obtidos na maquinagem da liga AlSi12, verificou-se um aumento abrupto das forças de corte após alguns segundos de torneamento da liga AlSi18. Na tabela 4.8 estão apresentados os parâmetros de corte e o número de passa-

gens das quatro arestas de corte das pastilhas 7A e 0A, das arestas números 2, 3 e 4 da pastilha 7B, das arestas número 1, 2 e 3 da pastilha 7F, das arestas números 1 e 2 da pastilha 7G e ainda da aresta principal de corte da pastilha brazada 7d.

Tabela 4.8 - Parâmetros e condições de corte do terceiro ensaio de torneamento na liga AlSi18

Pastilha de corte	**Aresta de corte**	**Parâmetros e condições de corte**			
		Velocidade de corte (m/min)	**Avanço (mm/rot)**	**Profundidade de corte (mm)**	**Nº de passagens**
7 B	**2**	600	0,1	1	4
	3	600	0,1	2	4
	4	1000	0,1	0,5	1
7 A	**1**	600	0,1	0,5	1
	2	600	0,1	0,5	4
	3	600	0,2	0,5	2
	4	600	0,3	0,5	3
7F	**1**	600	0,1	0,5	3
	2				1
	3				3
7G	**1**	600	0,1	0,5	3
	2				2
0A	**1**	1000	0,1	0,5	1
	2	600	0,1	0,5	4
	3	600	0,2	0,5	2
	4	600	0,3	0,5	3
7d	**1**	600	0,1	0,5	9

A tabela 4.9 apresenta para cada aresta de corte referida na tabela 4.8 o número de passagens, o diâmetro real do varão cilíndrico em cada ensaio (D), o perímetro (P), o comprimento linear (L), o comprimento total (Lt), o tempo de torneamento (t) e o número de rotações por minuto (rpm) de cada passagem no terceiro ensaio de torneamento.

Tabela 4.9 - Resultados da maquinagem do terceiro ensaio de torneamento na liga AlSi18

Ensaio de torneamento	**D (mm)**	**P(mm)**	**Rotações por minuto (rpm)**	**Llinear (mm)**	**Ltotal (m)**	**t (s)**
7A_01_01	119	369,1	1625	82,5	305	30
7A_02_01	118	366,0	1639	82	300	30
7A_02_02	117	362,9	1654	81,5	296	30
7A_02_03	116	359,7	1668	81	291	29
7A_02_04	115	356,6	1683	80,5	287	29
7A_03_01	114	353,4	1698	80	141	14
7A_03_02	113	350,3	1713	79,5	139	14
7A_04_01	112	347,1	1728	79	91	9
7A_04_02	111	344,0	1744	78,5	90	9
7A_04_03	110	340,9	1760	78	89	9
7B_02_01	109	334,6	1793	77	258	26
7B_02_02	107	328,3	1828	76	250	25
7B_02_03	105	322,0	1863	75	242	24
7B_02_04	103	315,7	1900	74	234	23
7B_03_01	101	303,2	1979	72	218	22
7B_03_02	96,5	290,6	2065	70	203	20
7B_03_03	92,5	278,0	2158	68	189	19
7B_03_04	88,5	265,5	2260	66	175	18
7B_04_01	120	373,8	2675	84	314	19
7F-01	108,35	337,2	1179	55	185	19
7F-02	103,35	321,5	1866	55	177	18
7F-03	102,35	318,4	1884	55	175	18
7G-01	104,35	324,7	1848	55	179	18
7G-02	90,27	280,4	2139	55	154	15
0A_01_01	119	370,7	2698	83,5	310	19
0A_02_01	118	367,6	1632	83	305	31
0A_02_02	117	364,4	1646	82,5	301	30
0A_02_03	116	361,3	1661	82	296	30
0A_02_04	115	358,1	1675	81,5	292	29
0A_03_01	114	355,0	1690	81	144	14
0A_03_02	113	351,9	1705	80,5	142	14
0A_04_01	112	348,7	1721	80	93	9
0A_04_02	111	345,6	1736	79,5	92	9
0A_04_03	110	342,4	1752	79	90	9
7d	99,33	308,9	1942	55	170	17

A aresta número 1 da pastilha 7A fez apenas uma passagem e o andamento das forças de corte está apresentado no gráfico da figura 4.37. O estado da aresta de corte é apresentado na fotomicrografia da figura 4.38.

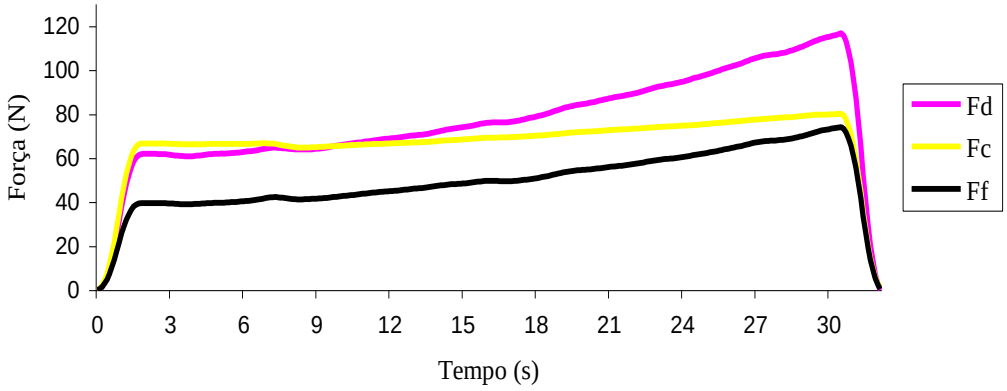
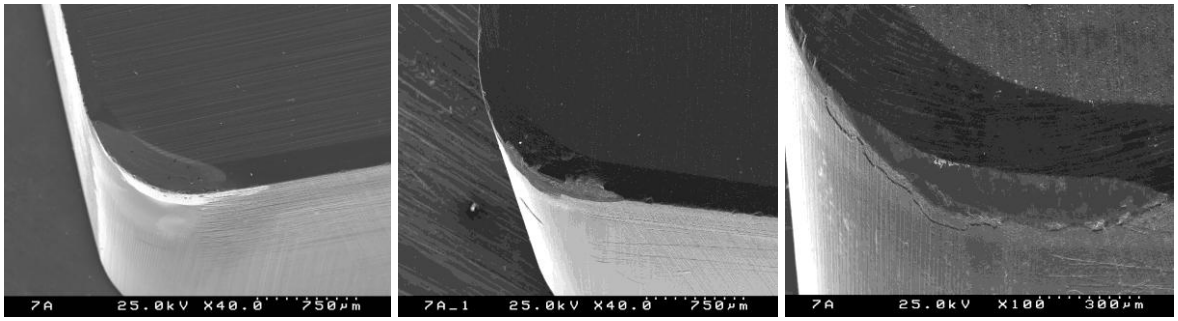


Figura 4.37 - Forças de corte obtidas durante a única passagem da aresta número 1 da pastilha 7A no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot., a seco



a) b) c)

Figura 4.38 - Estado da aresta de corte número um da pastilha 7A após uma passagem (7A-01-01) no torneamento da liga AlSi18 com os seguintes parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. a) aresta de corte antes do teste de torneamento; b) aresta após teste de torneamento; c) aresta após remoção do alumínio. VB= 0,1mm

A partir do gráfico vemos que todas as forças de corte aumentaram durante os 30 segundos de torneamento mas a componente mais sensível ao desgaste Fd aumentou abruptamente após 10 segundos de maquinagem, momento a partir do qual o valor da força Fd ultrapassou o valor da força Fc. A partir da fotomicrografia que mostra o estado da aresta de corte, é visível o desgaste da aresta com delaminação do filme de diamante. Após a remoção parcial do filme, as forças mais sensíveis ao desgaste, Fd e Ff, tiveram, respec-

tivamente, um aumento de 67 para 115N e de 43 para 73N. A força menos sensível ao desgaste Fc sofreu um aumento de 66 para 80N. Resultados semelhantes foram obtidos por Sikdar [61] que confirmou que a força radial foi sempre a que mais aumentou com o desgaste do flanco.

O gráfico da figura 4.39 apresenta as curvas das forças desenvolvidas pela aresta de corte número dois da pastilha 7A.

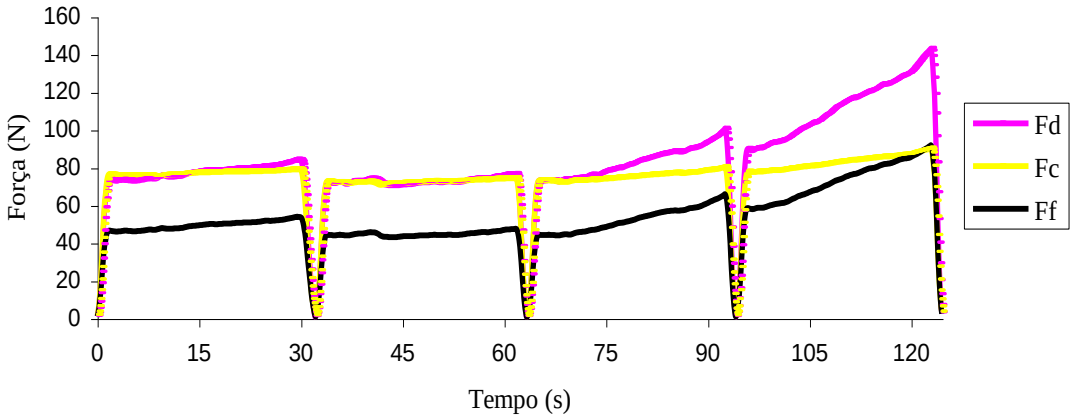
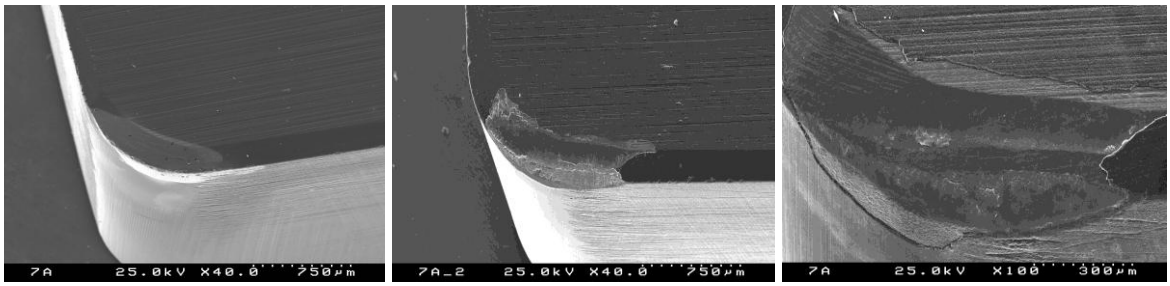


Figura 4.39 - Forças de corte obtidas com a aresta número 2 da pastilha 7A durante as quatro passagens no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot.

O desgaste ocorrido na aresta número 2 durante o torneamento nas mesmas condições que a aresta número 1, mas tempos mais longos, está apresentado nas fotomicrografias da figura 4.40.



a) b) c)

Figura 4.40 - Fotografias do SEM da aresta número 2 da pastilha 7A após quatro passagens no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc= 600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot., seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio. VB=0,269mm

A partir do gráfico das forças de corte da figura 4.40, vemos que o filme provavelmente delaminou após 75 segundos de torneamento. Pela observação da fotografia da figura 4.41, é notório um desgaste excessivo por abrasão da aresta de corte devido ao facto de após a delaminação do filme de diamante esta aresta ter executado mais 50 segundos de torneamento. Neste ensaio as forças mais sensíveis ao desgaste também foram a Fd e Ff.

As figuras 4.41 e 4.42 apresentam, respectivamente, o gráfico das forças de corte da aresta número 3 da pastilha 7A e as fotografias onde é visualizado o desgaste da aresta.

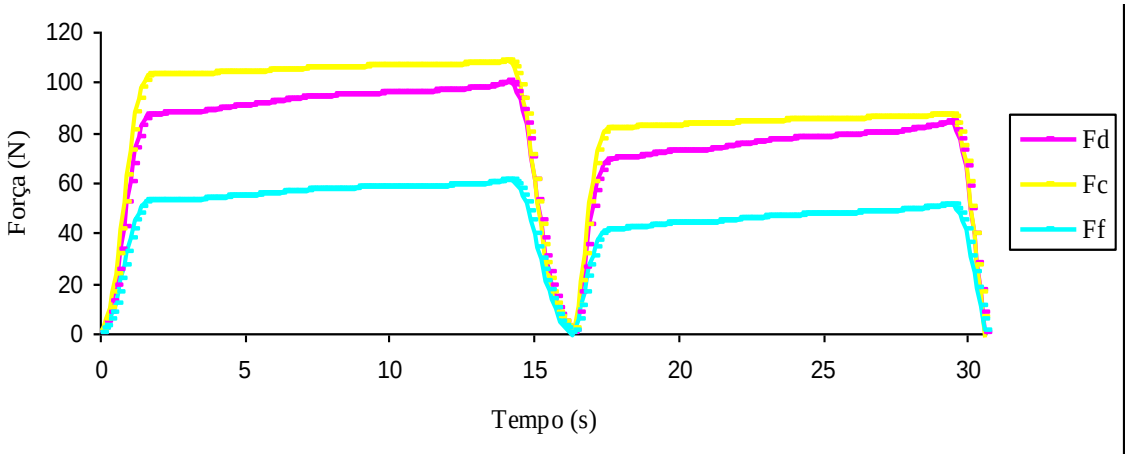
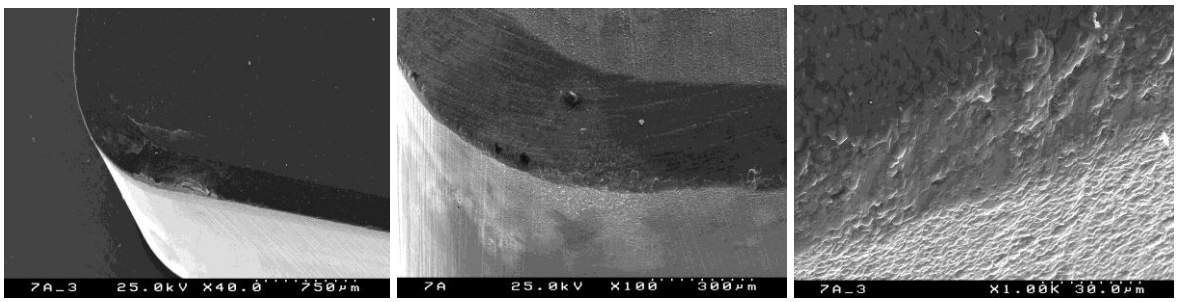


Figura 4.41 - Forças de corte obtidas com a aresta número 3 da pastilha 7A durante as duas passagens no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,2mm/rot., seco.



a) b) c)

Figura 4.42 - Fotografias do SEM da aresta número 3 da pastilha 7A após duas passagens no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,2mm/rot., seco). a) aresta após torneamento com adesão de alumínio; b) aresta após torneamento e após a remoção do alumínio; c) o mesmo que em b). Com algum desgaste mas sem delaminação.

Neste ensaio duplicou-se o avanço relativamente aos anteriores e resultou um aumento das forças de corte, no entanto, não ocorreu delaminação do filme nos 30 segundos

de duração do teste. Com o aumento da velocidade de avanço de 0.1 para 0.2mm/rot. no final dos 30 segundos o filme de diamante sofreu alguma abrasão mas não ocorreu delaminação. Verificou-se ainda que a força de corte Fc foi a mais sensível a esse aumento da velocidade de avanço, com um aumento de 20N, mantendo-se as restantes componentes quase inalteráveis. Na figura 4.42c) verifica-se que, após a remoção do alumínio aderente à aresta de corte, o filme de diamante parece polido, sinal de que houve algum desgaste.

O andamento das forças de corte da aresta número 4 da pastilha 7A está apresentado no gráfico da figura 4.43 e o desgaste da aresta pode ser avaliado a partir das fotografias da figura 4.44. Neste caso aumentou-se ainda mais o avanço para 0.3mm/rot.

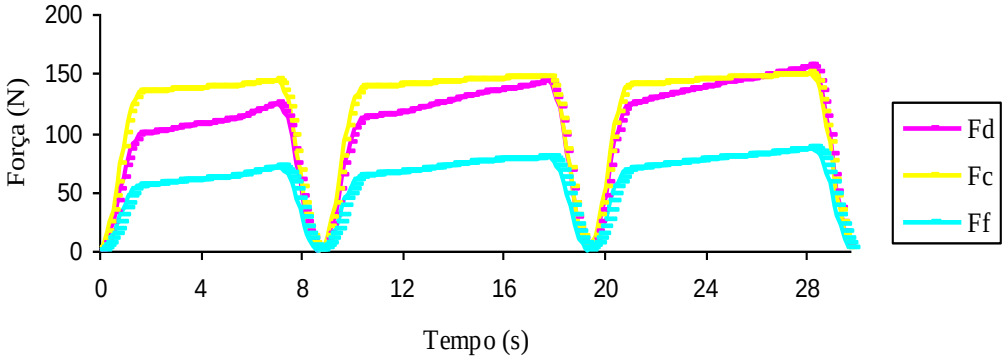
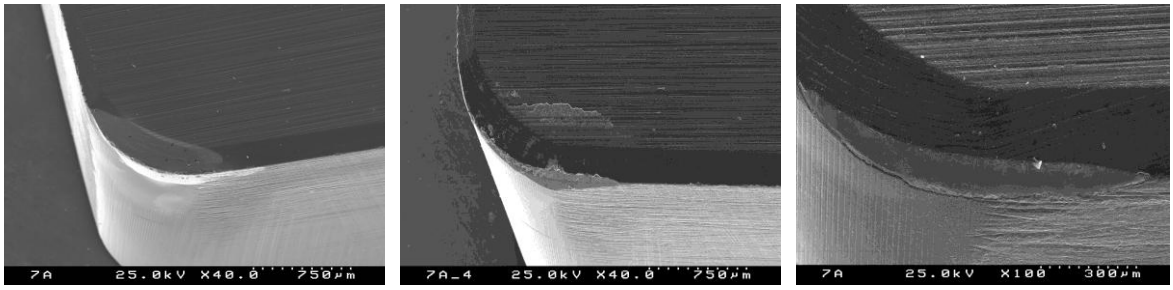


Figura 4.43 - Forças de corte obtidas durante as três passagens da aresta número 4 da pastilha 7A no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,3 mm/rot.



a) b) c)

Figura 4.44 - Fotografias do SEM da aresta número 4 da pastilha 7A após três passagens no torneamento da liga AlSi18 com os seguintes parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,3mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio. VB=0,165mm

À medida que se aumenta a velocidade de avanço, e comparando os resultados das arestas anteriores, verifica-se que todas as componentes das forças de corte tendem a aumentar. Verificou-se para os diferentes avanços que a força mais sensível ao desgaste da

ferramenta foi Fd. Resultados idênticos foram obtidos num estudo realizado sobre a maquinabilidade de MMC´s com pastilhas de PCD [62,63].

Os resultados das forças de corte e do desgaste da aresta número 2 da pastilha 7B estão apresentados, respectivamente, no gráfico da figura 4.45 e nas fotomicrografias da figura 4.46. Esta aresta executou quatro passagens com uma profundidade de corte de 1mm.

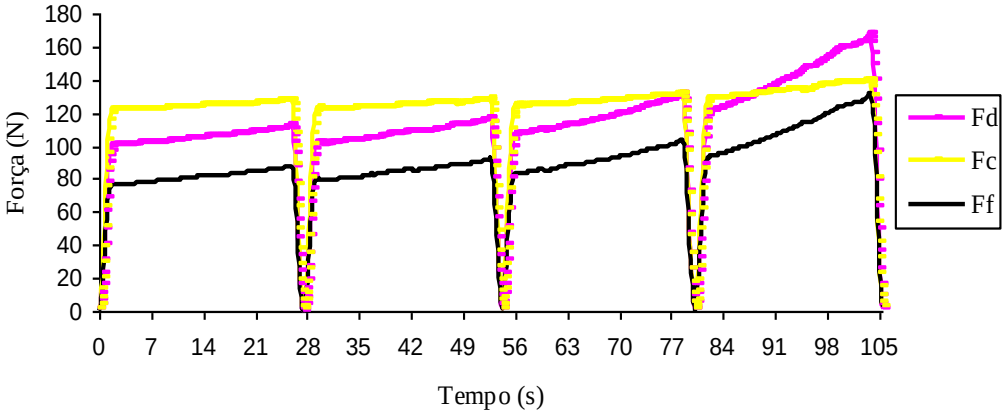
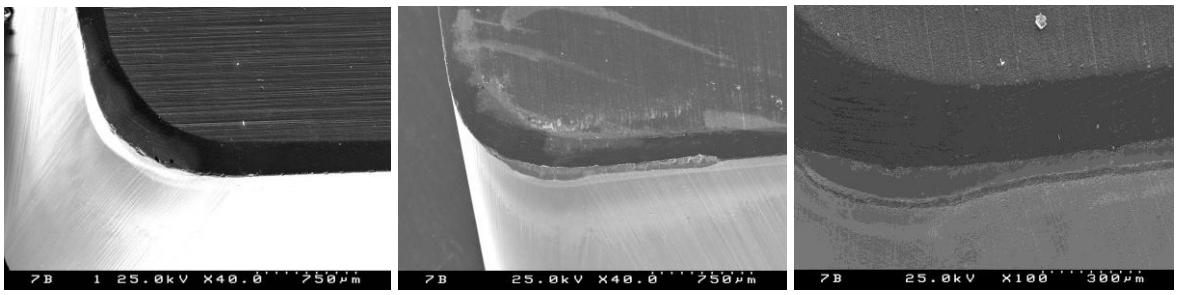


Figura 4.45 - Forças de corte obtidas durante as quatro passagens da aresta número 2 da pastilha 7B no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=1mm e f=0,1 mm/rot.



a) b) c)

Figura 4.46 - Estado da aresta corte número 2 da pastilha 7B no final das quatro passagens no torneamento da liga AlSi18 com os seguintes parâmetros de corte: Vc=600m/min, d=1mm e f=0,1mm/rot., seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio.VB=0,13mm

Comparativamente com os ensaios anteriores com d=0,5mm todas as forças de corte aumentaram e a largura de desgaste foi aproximadamente igual à profundidade de corte. Variando a espessura da apara, o comportamento mais sensível foi verificado pela força Ff, que aumentou para o dobro do valor. As forças de corte Fc e Fd também aumentaram, mas não se verificou um comportamento tão sensível. Este foi sem dúvida o melhor comporta-

mento até agora observado. A aresta manteve o poder de corte durante 76 segundos com as forças de corte quase constantes, momento em que se verificou um aumento abrupto das forças de corte e a passagem da força Fd para o valor máximo até então ocupado pela força Fc.

Para a aresta número 3 da mesma pastilha a profundidade de corte foi de 2mm e o resultado das forças de corte obtido está apresentado no gráfico da figura 4.47. O desgaste da aresta pode ser avaliado a partir das fotomicrografias da figura 4.48.

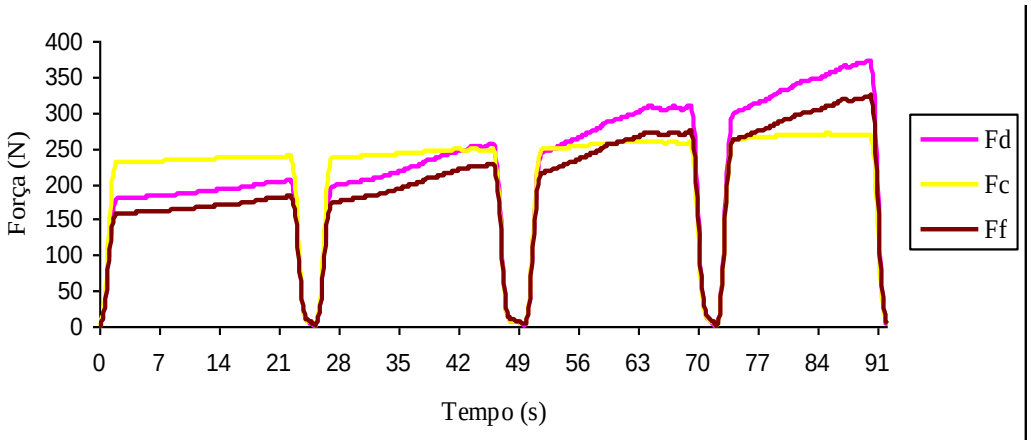
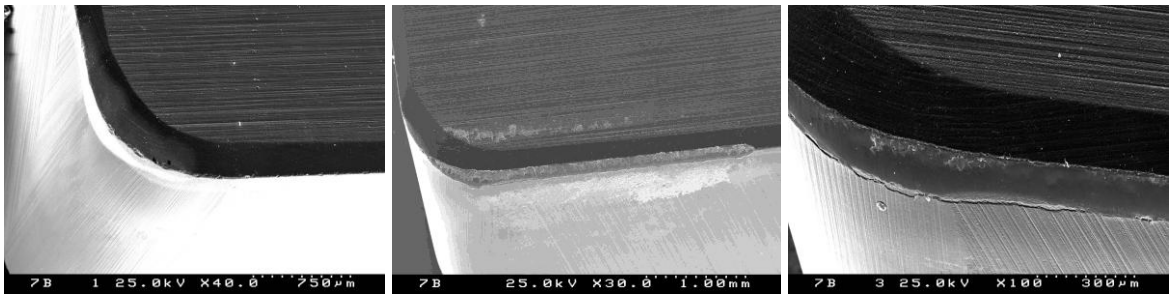


Figura 4.47 - Forças de corte durante as quatro passagens da aresta número 3 da pastilha 7B no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=2mm e f=0,1 mm/rot. a seco



a) b) c)

Figura 4.48 - Estado da aresta de corte número três da pastilha 7B após quatro passagens no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=2mm e f=0,1mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio.VB=0,1mm

Uma profundidade de corte de 2mm originou uma falha mais rápida da aresta de corte do que com uma profundidade de corte de 1mm. No final de 35 segundos de torneamento, aproximadamente, verificou-se um aumento das forças de corte, indicadoras da possível delaminação do filme de diamante. Note-se que com um aumento da profundidade

de corte para o dobro, as forças de corte aumentaram nessa proporção. Verificou-se também o aumento da largura de desgaste em favorecimento da redução do desgaste do flanco. Esta redução do desgaste do flanco, em parte, é devido ao aumento da área de distribuição de calor que, não atingindo temperaturas tão elevadas, poupa o filme de diamante.

No gráfico da figura 4.49 está apresentado o comportamento das forças de corte desenvolvidas pela aresta número 4 da pastilha 7B, e na figura 4.50 está apresentada a fotomicrografia onde é possível avaliar o desgaste da aresta. Esta aresta foi ensaiada com uma velocidade de corte de 1000 m/min.

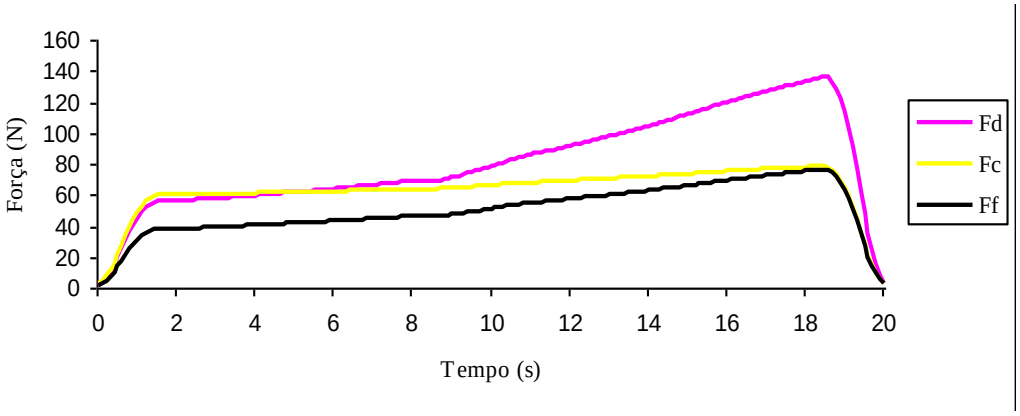
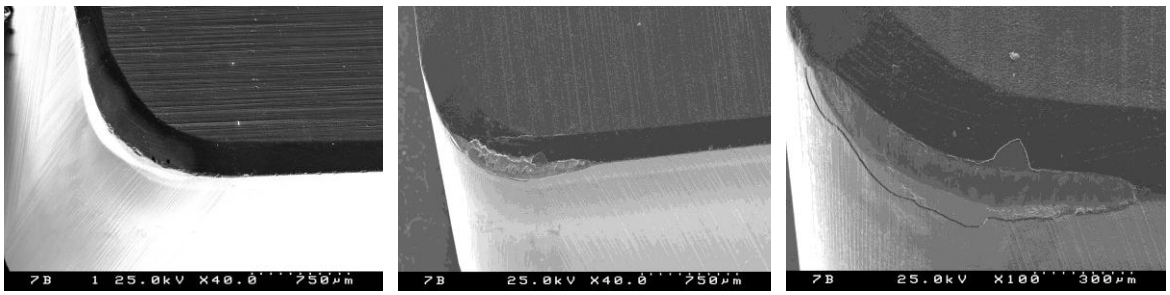


Figura 4.49 - Forças de corte durante a primeira e única passagem da aresta número 4 da pastilha 7B no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=1000m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.50 - Estado da aresta de corte número 4 da pastilha 7B após uma passagem no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=1000m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio. VB=0,154mm

A partir da figura 4.50c), é bem visível a delaminação do filme de diamante durante a primeira passagem. Pela análise do gráfico das forças de corte somos levados a concluir que o filme durou apenas 5,4 segundos de torneamento. Desde os 5,4 segundos até aos 16 segundos de torneamento o aumento das forças de corte foi de 61,8N para 135,5N no caso

de Fd, de 61,8N para 78N no caso de Fc e de 42N para 75N no caso de Ff. Com o desgaste todas as forças aumentaram, mas as mais sensíveis continuaram a ser as forças Fd e Ff.

A aresta número 1 da pastilha 0A operou nas mesmas condições de corte da aresta número 4 da pastilha 7B e os resultados obtidos estão apresentados nas figuras 4.51 e 4.52, que apresentam, respectivamente, as forças de corte desenvolvidas e as fotomicrografias da aresta.

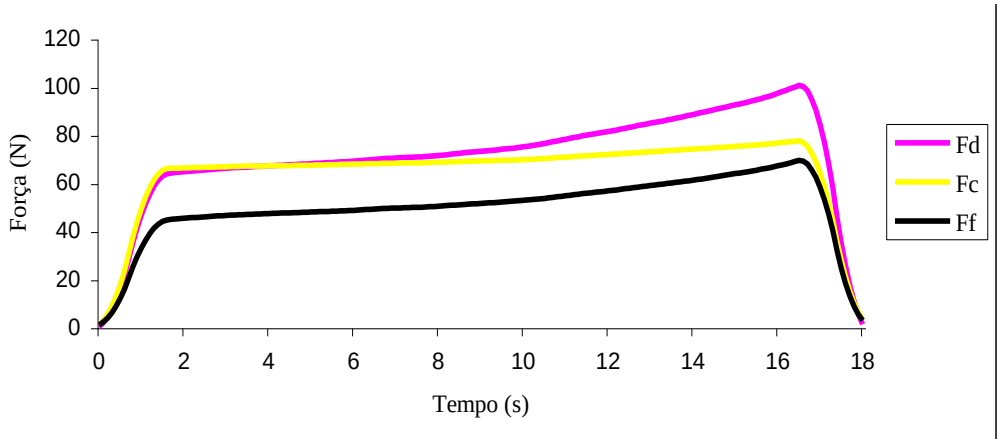
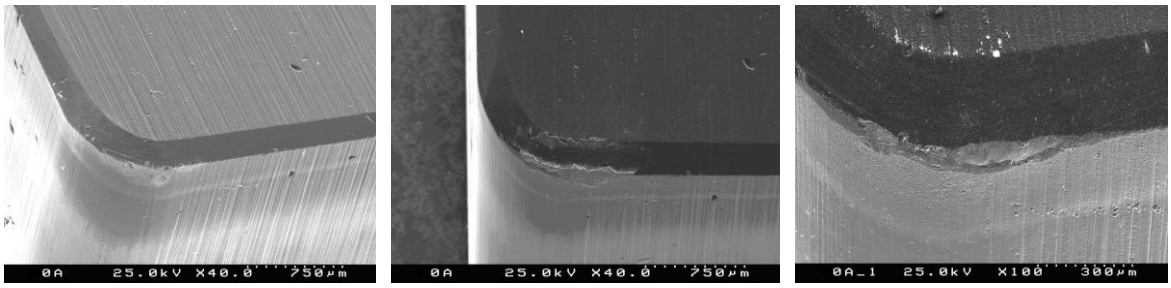


Figura 4.51 - Forças de corte durante a única passagem da aresta número um da pastilha 0A na liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=1000m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot., seco.



a) b) c)

Figura 4.52 - Fotomicrografias a mostrar o estado da aresta de corte número 1 da pastilha 0A após uma passagem no torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=1000m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio.VB=0,1mm

Pela análise do gráfico da figura 4.51 verifica-se que o poder de corte da aresta acabou após 5 segundos de torneamento. No entanto, a delaminação no flanco da aresta foi bastante menor. Neste caso, a fotomicrografia da figura 4.52c) mostra que o filme de diamante sofreu desgaste progressivo, não ocorrendo delaminação com nos casos anteriores, excluindo-se, pois, a hipótese da falha catastrófica do filme. Para esta aresta, com os mes-

mos parâmetros de corte que a aresta anterior, verificou-se um aumento nas forças de corte de 67N para 100N na força Fd, de 67N para 76N no caso de Fc e de 47N para 69N no caso de Ff. Verificou-se ainda que o aumento das forças de corte, verificado para o mesmo intervalo de tempo de torneamento, entre 5,4 e 16,6 segundos, foi significativamente menor para esta pastilha, com a face de saída inclinada a 0º. Embora se tenham verificado maiores valores das forças de corte iniciais, esta aresta teve melhor resistência ao desgaste do que a aresta número 4 da pastilha 7B, com a face de saída inclinada a 7º.

As figuras 4.53 e 4.54 apresentam, respectivamente, os resultados das forças de corte e as fotomicrografias indicadoras do desgaste da aresta número 2 da pastilha 0A.

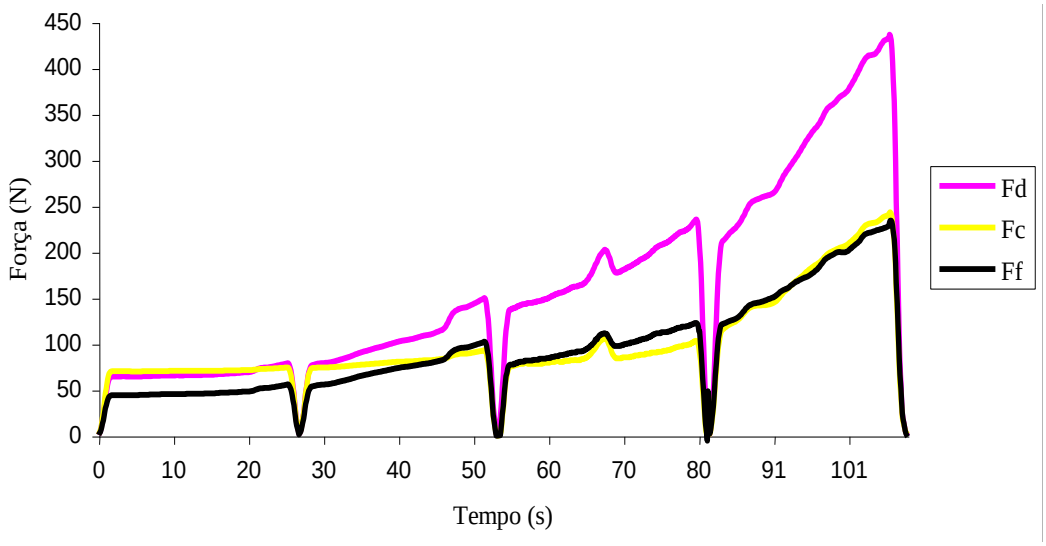
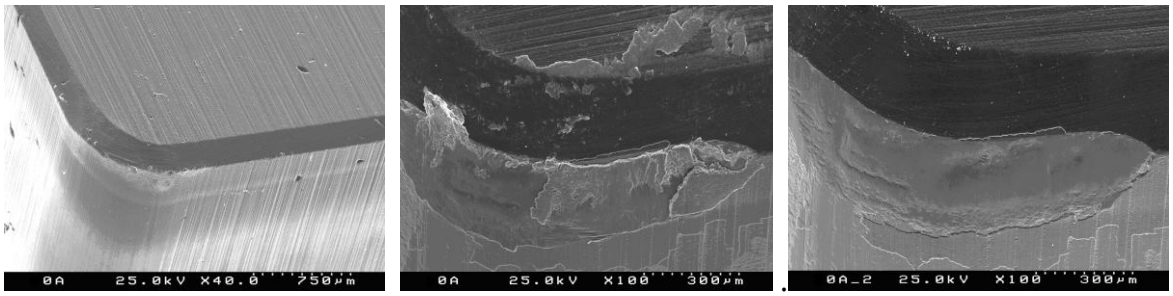


Figura 4.53 - Forças de corte durante as quatro passagens da aresta número 2 da pastilha 0A com os parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.54 - Estado da aresta de corte número 2 da pastilha 0A após quatro passagens no torneamento da liga AlSi18 com os parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio.VB=0,462mm

Com a diminuição da velocidade de corte de 1000 para 600 m/min. o valor das forças iniciais aumentou ligeiramente. Com a delaminação do filme de diamante as forças aumen-

taram abruptamente. Esta aresta apresentou um comportamento ligeiramente diferente do da arestas anterior da mesma pastilha testada a 1000m/min.. Embora o desgaste do flanco verificado na fotomicrografia seja elevado, o aumento das forças de corte verificado no gráfico não pode ser apontado somente ao desgaste abrasivo. Verificou-se que a força de corte Fc a partir dos 45 segundos seguiu a tendência de Fd e Ff, o que se deveu à adesão de uma grande quantidade de alumínio na face de saída da pastilha. A delaminação extensiva do filme de diamante pode ser explicada pelas tensões elevadas que se criam entre o material da peça e o filme de diamante, superiores às forças de adesão entre o filme de diamante e o substrato.

As forças de corte desenvolvidas pela aresta número 3 da pastilha 0A e o respectivo desgaste estão apresentados, respectivamente, no gráfico da figura 4.55 e nas fotomicrografias da figura 4.56. Esta aresta fez duas passagens com velocidade de avanço de 0,2mm/rot.

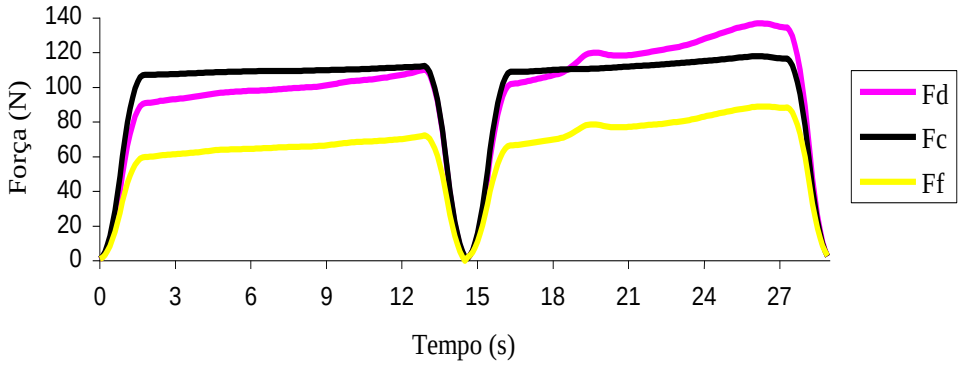
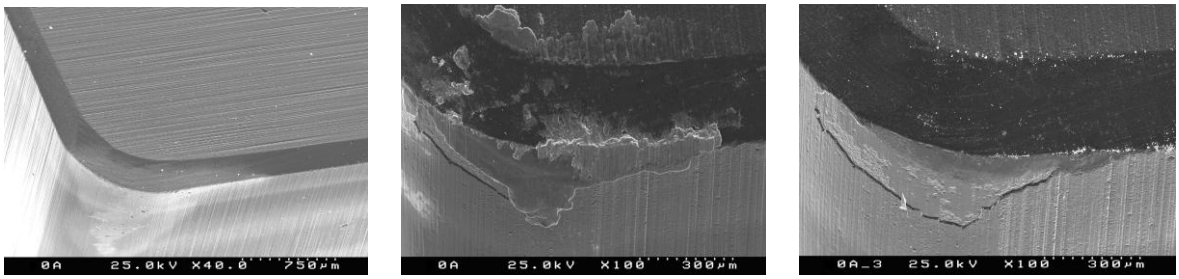


Figura 4.55 - Forças de corte durante as duas passagens da aresta número 3 da pastilha 0A com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,2 mm/rot., seco.



a) b) c)

Figura 4.56 - Estado da aresta de corte número 3 da pastilha 0A após duas passagens com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,2 mm/rot., seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio.VB=0,124mm

A partir do gráfico da figura 4.56 verifica-se que o torneamento em condições de avanço de 0,2mm/rot. originou um aumento significativo de todas as forças de corte, sendo

Fc a componente mais sensível. A fotomicrografia da figura 4.57c) evidencia uma grande área do flanco com filme delaminado.

Por último, as figuras 4.57 e 4.58 apresentam, respectivamente, o resultado das forças de corte e as fotomicrografias onde é visualizado o desgaste da aresta número 4 da pastilha 0A, testada com avanço igual a 0,3mm/rot..

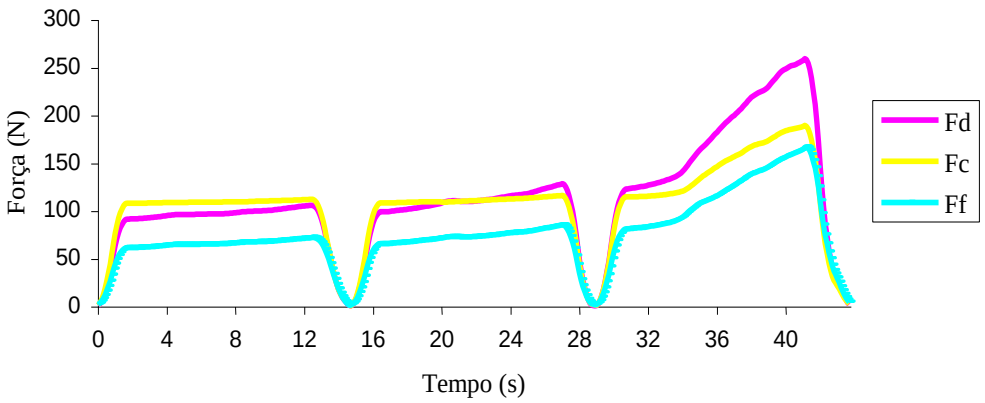
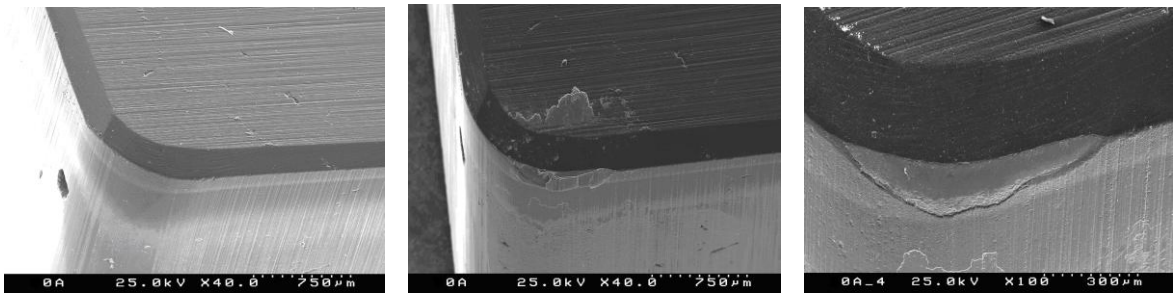


Figura 4.57 - Forças de corte durante as três passagens da aresta número 4 da pastilha 0A com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,3 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.58 - Estado da aresta de corte número 4 da pastilha 0A após três passagens com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,3 mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio.VB=0,186mm

Mais uma vez, este tipo de geometria facilitou a adesão do material da peça entre esta e a face de saída da pastilha. Embora dê mais robustez à aresta de corte, este tipo de geometria não é a mais indicada para o torneamento de materiais dúcteis. Com o aumento da velocidade de avanço verificou-se uma ligeira diminuição do desgaste da aresta de corte.

As pastilhas de aresta viva 7F e 7G que tornearam a liga AlSi18 com os parâmetros de corte que proporcionaram uma falha mais rápida das arestas de corte com chanfro durante os ensaios anteriores, ou seja, velocidade de corte igual a 600m/min., avanço de 0,1mm/rot. e profundidade de corte de 0,5mm, como apresentado na tabela 4.8.

Nas figuras 4.59 e 4.60 apresentam-se, respectivamente, o gráfico das forças de corte e as fotografias da aresta de corte número 1 da pastilha 7F.

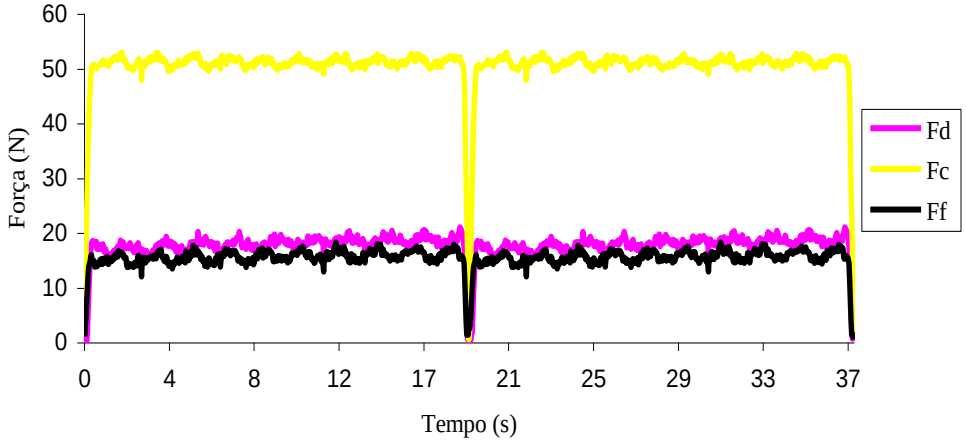
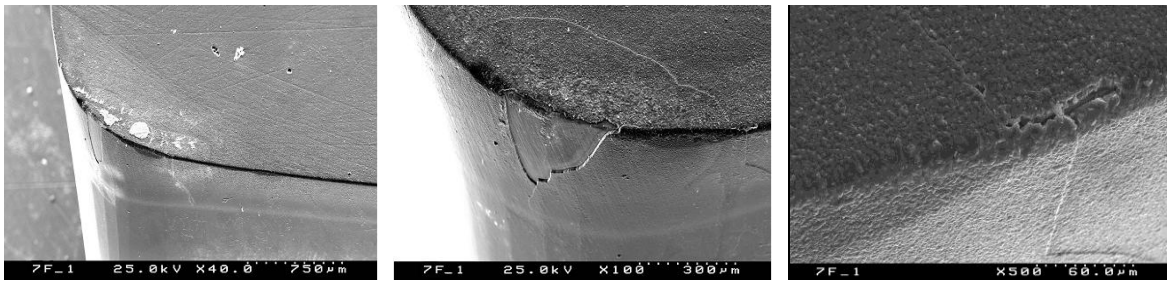


Figura 4.59 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi18 pela aresta de corte número 1 da pastilha 7F com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.60 - Estado da aresta de corte número 1 da pastilha 7F após o torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta após torneamento; b) aresta após torneamento e remoção do alumínio; c) efeito de entalhe na aresta de corte.

Esta aresta torneou a liga AlSi18 durante aproximadamente 37 segundos. Pela análise do gráfico da figura 4.59 poderíamos concluir que o filme de diamante CVD não teria delaminado. No entanto, a figura 4.60b) mostra delaminação localizada na face de saída secundária, fora da aresta principal de corte, e uma fissura na face de ataque. Na figura 4.60c) é visível uma fissura do filme provocada pelo efeito de entalhe. Provavelmente, o

tempo de vida da aresta de corte estava limitada no máximo a mais uma passagem. Neste ensaio, não se registou adesão de alumínio à aresta de corte. Saliente-se que os valores das forças de corte são manifestamente inferiores às registadas para as pastilhas com chanfro, anteriormente descritas.

O resultado da aresta número 2 da pastilha 7F está apresentado nas figuras 4.61 e 4.62 que apresentam, respectivamente, as forças de corte e as fotografias do estado da aresta de corte após torneamento da liga AlSi18.

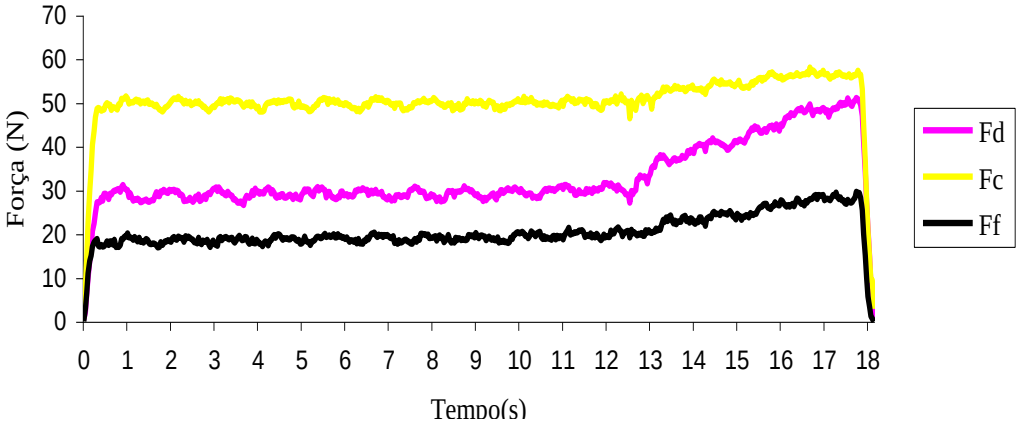
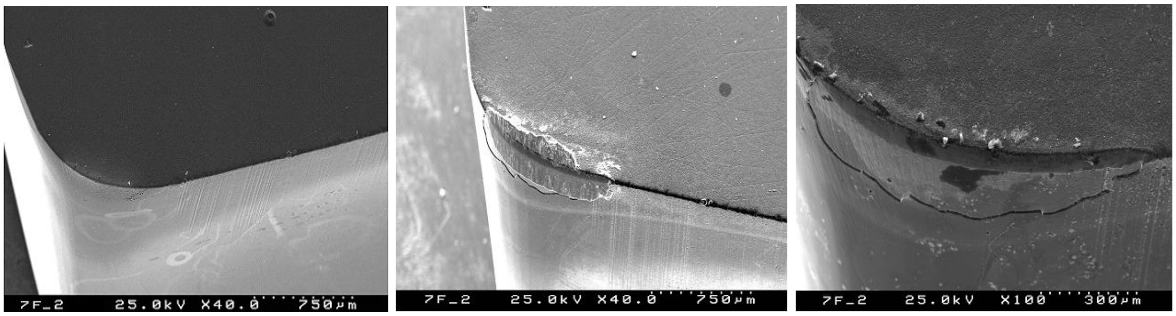


Figura 4.61 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi18 pela aresta de corte número 2 da pastilha 7F com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco.



a) b) c)

Figura 4.62 - Estado da aresta de corte número 2 da pastilha 7F após torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio.

Para as mesmas condições de corte, a aresta número 2 apenas torneou a liga AlSi18 durante 18 segundos. No final de 12 segundos de maquinagem, momento a partir do qual a componente da força Fd se aproximou da componente Fc, deu-se a falha da aresta de corte

com a delaminação do filme de diamante. A delaminação verificou-se somente no flanco e, neste caso, não se propagou ao restante filme que revestia a face de ataque.

O resultado das forças de corte desenvolvidas com a aresta número 3 está apresentado nas figuras 4.63 e 4.64. Neste caso, verificou-se um tempo de vida da ordem dos 50 segundos de maquinagem com elevada delaminação nas faces de saída e de ataque e com elevada adesão de material, como é verificado na figura 4.64b) e 4.64c).

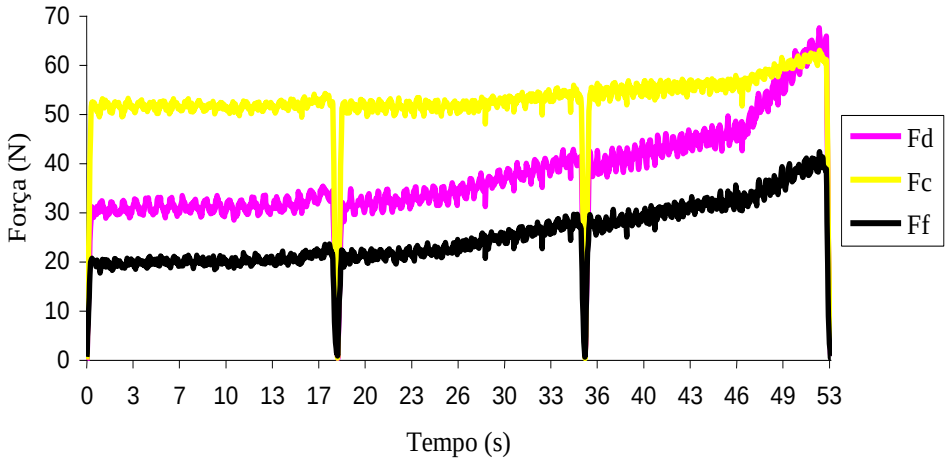
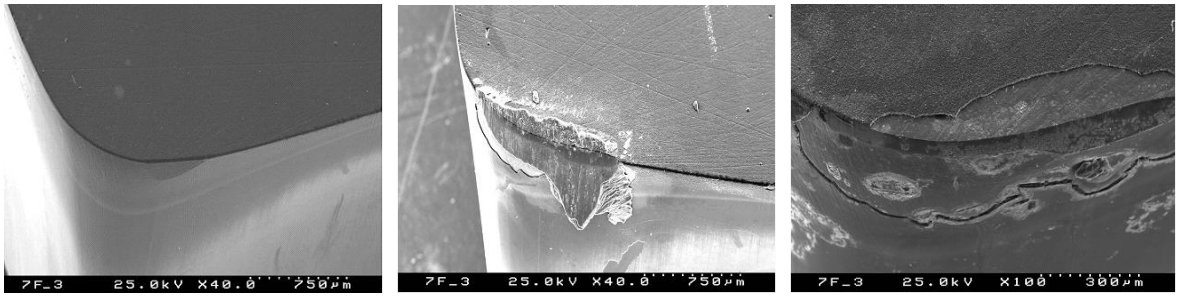


Figura 4.63 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi18 pela aresta de corte número 3 da pastilha 7F com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco.



a) b) c)

Figura 4.64 - Estado da aresta de corte número 3 da pastilha 7F após torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio

O resultado das forças de corte obtido com a aresta número um da pastilha 7G na maquinagem da liga AlSi18 está apresentado no gráfico da figura 4.65, e o estado da aresta de corte é visualizado nas fotografias da figura 4.66.

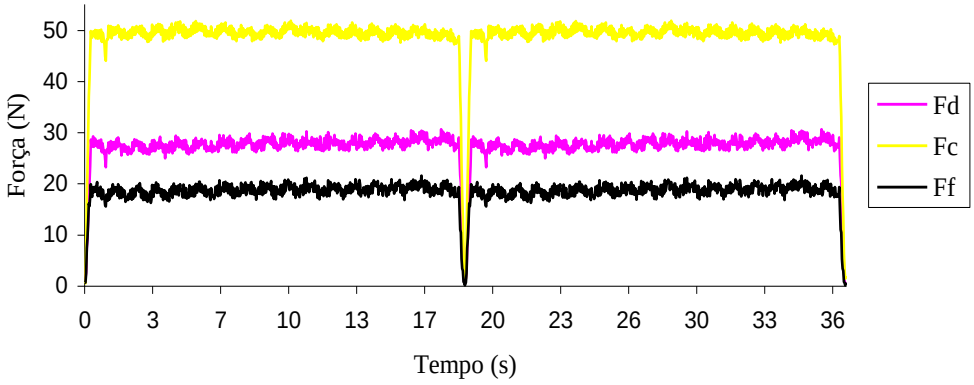
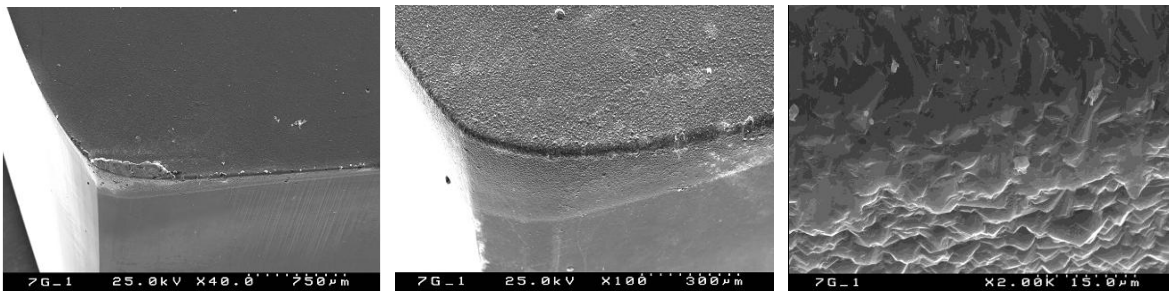


Figura 4.65 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi18 pela aresta de corte número 1 da pastilha 7G com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco.



a) b) c)

Figura 4.66 - Aspecto da aresta de corte número 1 da pastilha 7G após o torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta após o torneamento; b) aresta após remoção do alumínio; c) aresta de corte mais ampliada

O filme de diamante desta pastilha é mais espesso, com cerca de 20µm de espessura, que o filme das pastilhas anteriormente ensaiadas, com 12µm de espessura. O gráfico da figura 4.65 apresenta as forças de corte com um comportamento muito regular e de valor baixo, sinal de que não ocorreu delaminação do filme de diamante. Este resultado é confirmado pelas fotografias da figura 4.66. No final das duas passagens, que correspondem a 36 segundos de maquinagem, a fotografia da aresta de corte apresentada na figura 4.66b), tirada com baixa ampliação, não apresenta delaminação do filme. Ao contrário do que aconteceu com o filme da aresta número 1 da pastilha 7F, o filme desta aresta não apresentou qualquer fissura. Observando a figura 4.66c) vemos que o filme de diamante tem um aspecto polido, sinal de algum desgaste abrasivo.

As figuras 4.67 e 4.68 apresentam, respectivamente, o gráfico das forças de corte e o estado da aresta de corte número 4 da pastilha 7G. Esta aresta foi levada ao limite do seu tempo de vida a maquinar a liga AlSi18 sem fluido de corte.

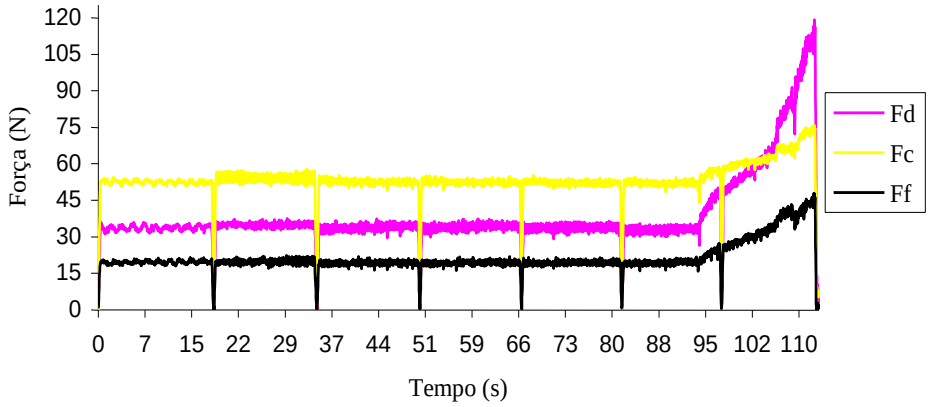
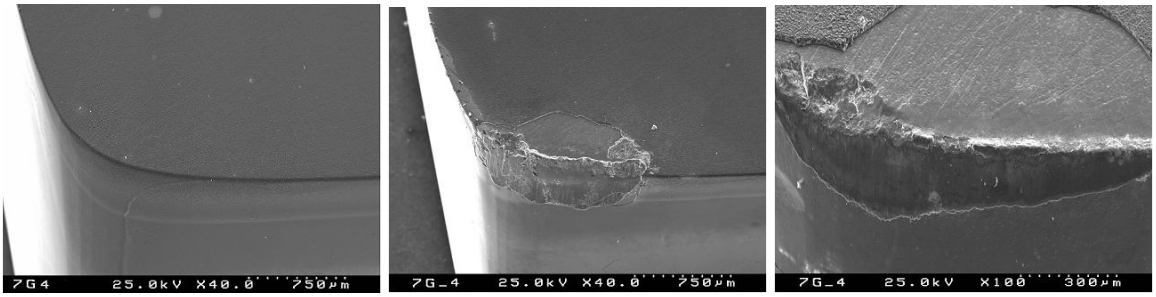


Figura 4.67 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi18 pela aresta de corte número 4 da pastilha 7G com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.68 - Aspecto da aresta de corte número 4 da pastilha 7G antes (a) e após (b e c) o torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio

Observando as figuras 4.68b) e c) verifica-se que houve adesão de material à aresta de corte e uma grande delaminação do filme, como era de prever a partir da análise do gráfico das forças de corte. Após a delaminação, o substrato ficou em contacto com a peça e sofreu uma forte abrasão.

O tempo de vida das pastilhas é influenciado pela espessura do filme de diamante, registando-se um incremento de cerca de 90% quando se compara o comportamento do filme de 12 e 20µm de espessura. Este aumento relacionou-se com o aumento da adesão com a espessura do filme.

As forças de corte originadas no torneamento da liga AlSi18 com a pastilha brazada 7d e as fotografias onde se avalia o desgaste da aresta de corte estão apresentadas, respectivamente, nas figuras 4.69 e 4.70.

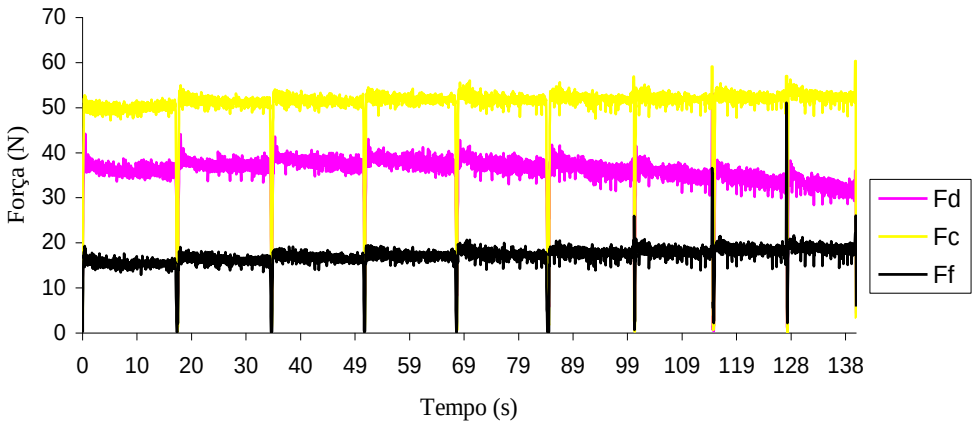
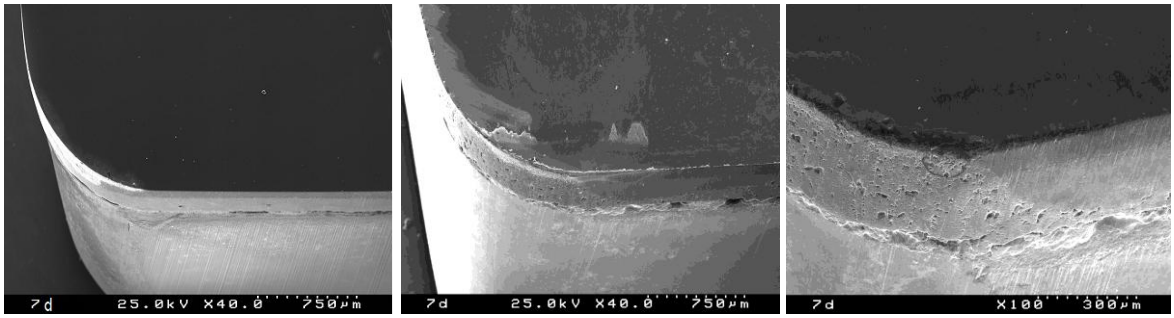


Figura 4.69 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi18 pela aresta de corte da pastilha de diamante CVD brazado 7d com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco.



a) b) c)

Figura 4.70 - Estado da aresta de corte da pastilha brazada 7d após torneamento da liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio

Pela análise do gráfico da figura 4.69 vemos que todas as componentes tiveram um comportamento muito regular, com valores baixos e constantes durante, aproximadamente, 140 segundos de maquinagem, característico das arestas de corte que não sofreram desgaste ou então sofreram desgaste reduzido.

Pela fotografia da figura 4.70c) podemos concluir que esta aresta de corte maquinou a liga AlSi18 e apenas sofreu um ligeiro desgaste no flanco, com alguma adesão de alumínio na face de ataque.

A liga hipereutéctica com 18% em peso de Si apresenta menor maquinabilidade que a da liga eutéctica. No início, as forças de corte são muito idênticas mas aumentam drasticamente na liga AlSi18 após a delaminação do filme de diamante que expõe o substrato, aumentando a área de contacto e por conseguinte as forças de corte. Tal como se verificou no torneamento da liga eutéctica, as forças de corte foram maiores no torneamento efectuado com as arestas chanfradas do que com as arestas vivas devido à maior área de contacto no chanfro. As forças Fc e Fd nas arestas com chanfro tiveram quase o mesmo valor mas, nas arestas vivas, verificou-se que Fc foi superior a Fd em 20N. Nas mesmas condições de corte e com espessura do filme de diamante igual, o desempenho das arestas vivas melhorou significativamente relativamente ao das arestas com chanfro. Nas pastilhas de aresta viva, após 37 segundos de torneamento, o diamante que reveste a aresta ficou apenas ligeiramente polido verificando-se, no entanto, uma fissura no filme que reveste a face de ataque e a delaminação do filme na face de saída secundária. Enquanto que nas pastilhas de arestas com chanfro o filme delaminou logo após 10 segundos de maquinagem, nas pastilhas de aresta viva a delaminação do filme ocorreu após 50 segundos. Melhor tempo de vida foi obtido com parâmetros de corte idênticos mas com líquido de arrefecimento [26,60]. O tempo de vida das ferramentas é muito influenciado pela espessura do filme de diamante. Filmes com espessura de 12μm tornearam, nas mesmas condições de corte, durante 50 segundos, enquanto que filmes com espessura de 20μm tornearam durante 95 segundos. Este resultado está de acordo com os trabalho de Uhlmann et al. [64] que concluiram que os filmes espessos de diamante são mais resistentes ao desgaste abrasivo e à oxidação.

As ferramentas de corte brazadas desenvolveram forças de corte idênticas às que se verificaram no torneamento da liga AlSi12. No entanto, no torneamento da liga AlSi18 verificou-se alguma abrasão na aresta de corte o que não afectou o comportamento da pastilha. Em ferramentas de PCD e CVD brazado submetidas à maquinagem de ligas AlSi verificou-se o mesmo tipo de desgaste [1,13].

A adesão de material verificou-se em todas as arestas de corte das pastilha mas foi mais significativa nas pastilhas com 0º de ângulo de saída. Esta maior adesão foi provocada pelo contacto entre a face de saída da pastilha e o varão à qual se somou o desgaste do tipo abrasivo e que levou à delaminação do filme de diamante. Quanto à adesão, Uhlmann

et al. [65] também concluiram que ângulos de saída superiores a 6º a reduzem ligeiramente.

As partículas duras de silício livre nesta liga tornam-se, de facto, bastante abrasivas, determinando a vida da ferramenta de corte. Por outro lado, a ductilidade da matriz de alumínio induz a formação de arestas postiças de corte e a introdução da componente adesiva no desgaste das ferramentas [65].

4.4.3 - Torneamento da liga AlSi19

No torneamento desta liga foram utilizadas as pastilhas de corte com aresta com chanfro 7D e 7E, as pastilhas de aresta viva 7H e 7I, as pastilhas brazadas 7b e 7c e ainda a pastilha de PCD.

Na tabela 4.10 estão apresentados os parâmetros e as condições de corte utilizadas nos ensaios das pastilhas no torneamento da liga AlSi19.

Tabela 4.10 - Parâmetros e condições de corte utilizados no torneamento da liga AlSi19

Pastilha de corte	**Aresta de corte**	**Parâmetros e condições de corte**			
		Velocidade de corte (m/min)	**Avanço (mm/rot)**	**Prof. de corte (mm)**	**Nº de passagens**
7 D	**1**	600	0,3	0,5	1
	2		0,1	0,5	1
	4		0,1	1,0	1
7 E	**1**	600	0,1	0,5	1
	2		0,1	0,5	1
	3		0,1	0,5	5
	4		0,2	0,5	1
7H	**1**	600	0,1	0,5	1
7I	**1**	600	0,1	0,5	1
7b		600	0,1	0,5	6
7c		600	0,2	0,5	1
			0,3	0,5	1
			0,1	1,0	1
PCD		600	0,1	0,5	7

Tal como para os ensaios anteriores, apresentam-se na tabela 4.11, para cada aresta de corte e passagens de torneamento, o diâmetro real do varão cilíndrico (D), o perímetro

(P), o comprimento linear (L), o comprimento total (Lt), o tempo de torne amento (t) e o numero de rotações por minuto (rpm) de cada ensaio.

Tabela 4.11 – Comprimento maquinado, velocidade de rotação e tempo de maquinagem para os diferentes ensaios das diferentes arestas de corte no torneamento da liga AlSi19.

Ensaio de torneamento	**D (mm)**	**P(mm/rot)**	**Rotações por minuto (rpm)**	**L linear (mm)**	**L total (m)**	**t (s)**
7E_02_01	99,57	309,7	**1938**	90	279	28
7E_01_01	98,57	306,5	**1957**	90	276	28
7E_03_01	97,57	303,4	**1978**	90	273	27
7E_03_02	96,57	300,2	**1998**	90	270	27
7E_03_03	95,57	297,1	**2020**	90	267	27
7E_03_04	94,57	294,0	**2041**	90	265	26
7E_03_05	93,57	290,8	**2063**	90	262	26
7E_04_01	92,6	287,8	**2085**	90	129	13
7D_01_01	91,6	284,6	**2108**	90	85	9
7D_02_01	90,6	281,5	**2132**	90	253	25
7D_03_01	89,6	278,3	**2156**	90	251	25
7D_04_01	88,66	272,3	**2204**	90	245	25
7H-01	67,42	208,7	**2875**	95	198	20
7I-01	66,42	205,5	**2919**	95	195	20
7b-1	84,7	263,0	**2282**	90	237	24
7b_2	83,7	259,8	**2309**	90	234	23
7b_3	82,7	256,7	**2338**	90	231	23
7b_4	81,7	253,5	**2367**	90	228	23
7b_5	80,7	250,4	**2396**	90	225	23
7b_6	79,7	247,2	**2427**	90	223	22
7c_1	78,63	243,9	**2460**	90	110	11
7c_2	77,5	240,3	**2497**	90	72	7
7c_3	76,5	234,0	**2564**	90	211	21
PCD_1	74,5	230,9	**2598**	90	208	21
PCD_2	73,5	227,8	**2634**	90	205	20
PCD_3	72,5	224,6	**2671**	90	202	20
PCD_4	71,5	221,5	**2709**	90	199	20
PCD_5	70,5	218,3	**2748**	90	197	20
PCD_6	69,5	215,2	**2788**	90	194	19
PCD_7	68,5	212,1	**2829**	90	191	19

Nas figuras 4.71 e 4.72 apresentam-se, respectivamente, os resultados das forças de corte desenvolvidas pela aresta número 1 da pastilha 7D e o estado da mesma aresta antes e após o ensaio de torneamento.

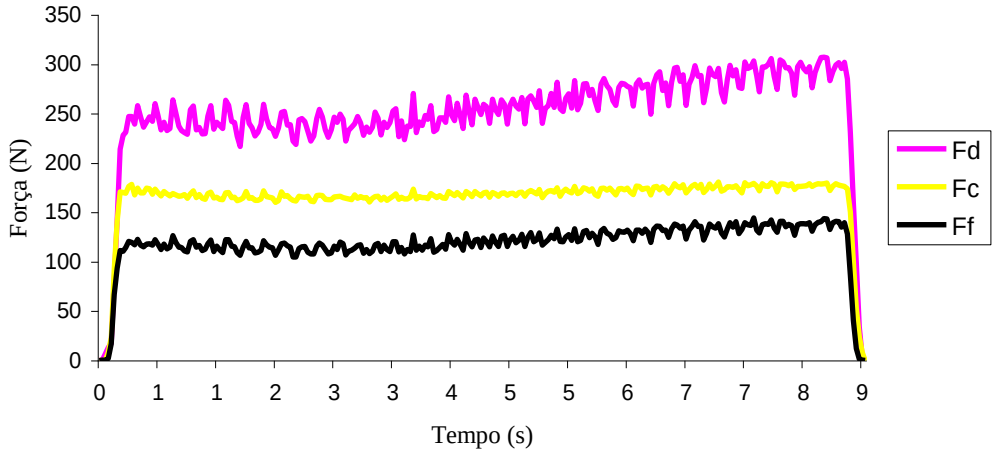
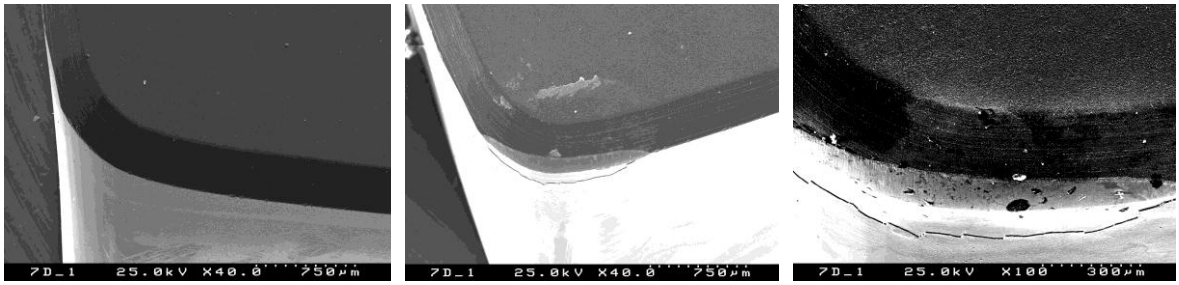


Figura 4.71 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta número 1 da pastilha 7D com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,3mm/rot. a seco



a) b) c)

Figura 4.72 - Estado da aresta de corte número um da pastilha 7D. a) antes do torneamento; b) após torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,3 mm/rot. a seco; c) o mesmo que em b) depois de removido o alumínio.

Pela observação do gráfico das forças de corte, verifica-se que todas as componentes se mantiveram de valor elevado e praticamente constantes durante o tempo extremamente curto em que decorreu o ensaio. A partir da fotografia que mostra o estado da aresta de corte após o torneamento verifica-se que o filme de diamante delaminou e, possivelmente, a delaminação ocorreu logo no início do ensaio. Esta afirmação é baseada no facto da componente Fd ser sempre superior à componente Fc, situação que se verificou quando ocorreu a delaminação nos ensaios anteriores, e de valor extremamente elevado, aproxima-

damente 250N. Esta foi uma situação comum a todas as arestas de corte das pastilhas de aresta com chanfro ensaiadas.

A aresta número dois da mesma pastilha foi testada com velocidade de avanço de 0,1mm/rot. O comportamento das forças de corte e as fotografias onde é visualizado o desgaste da aresta de corte estão apresentados, respectivamente, nas figuras 4.73 e 4.74. Também as arestas um e dois da pastilha 7E foram testadas nas mesmas condições, revelando resultados semelhantes, como se ilustra nas figuras 4.75 a 4.78.

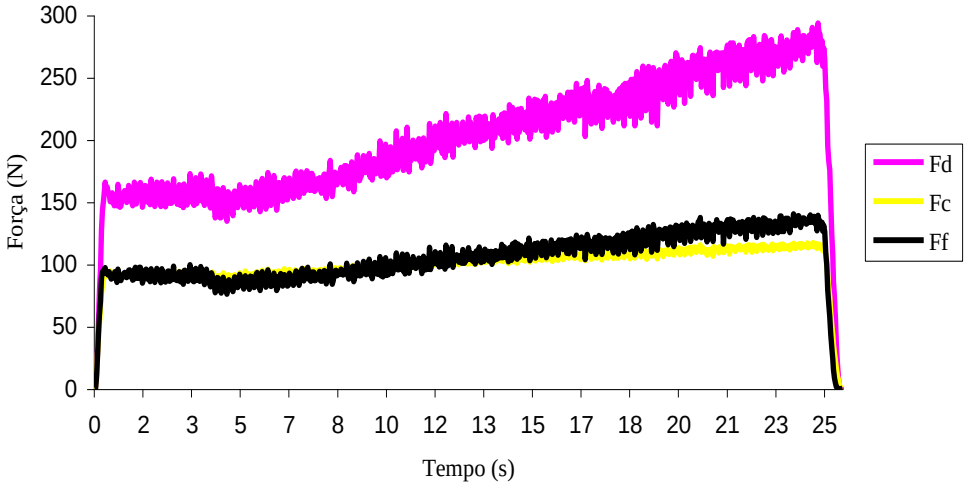
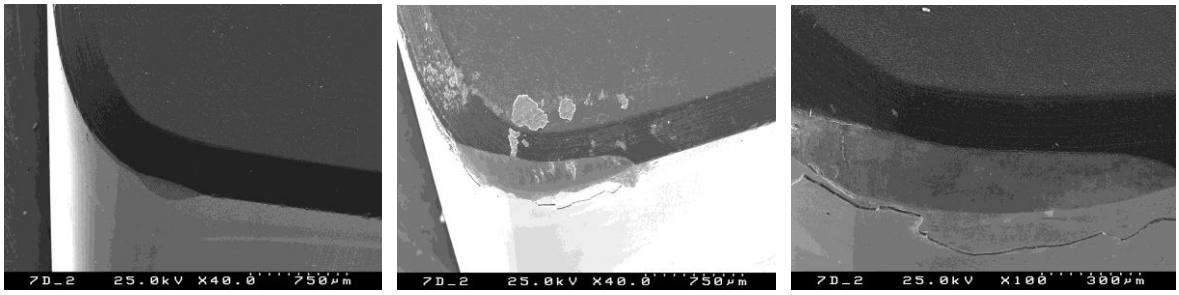


Figura 4.73 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta numero 2 da pastilha 7D com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.74 - Estado da aresta de corte número 2 da pastilha 7D após torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio

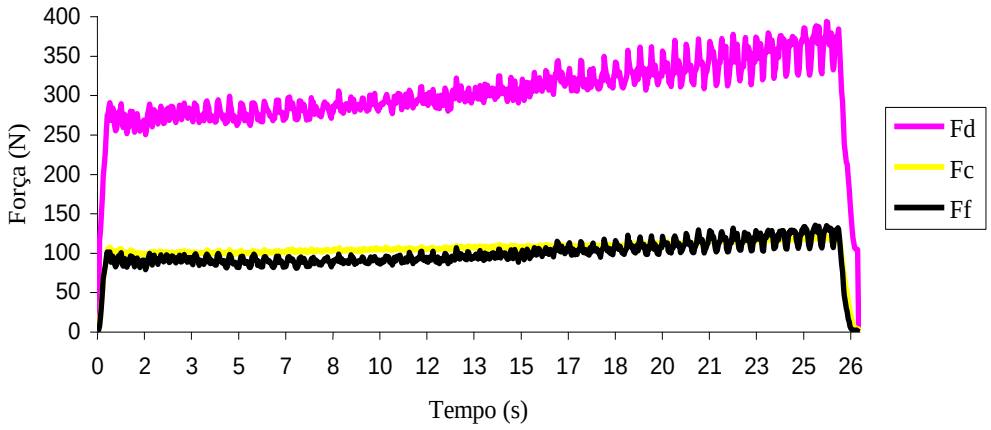
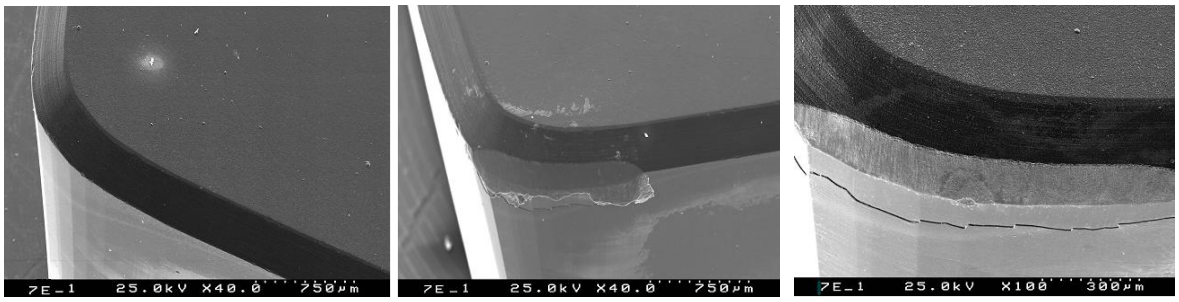


Figura 4.75 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta número 1 da pastilha 7E com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.76 - Estado da aresta de corte número 1 da pastilha 7E após torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio

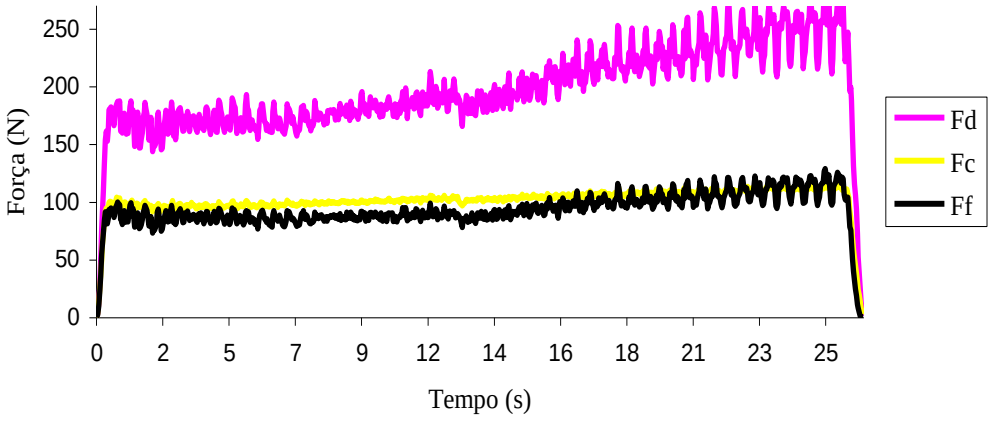
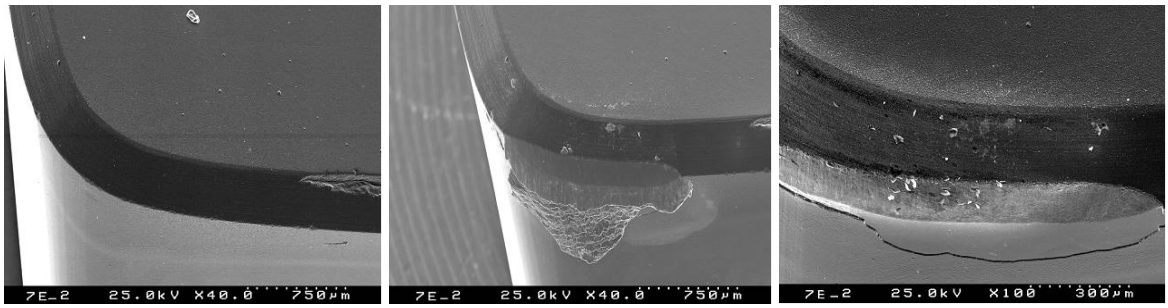


Figura 4.77 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta número 2 da pastilha 7E com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.78 - Estado da aresta de corte número 2 da pastilha 7E após torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio

Nas figuras 4.79 e 4.80 apresentam-se os resultados dos ensaios com o dobro da profundidade de corte. Neste caso, o valor das forças de corte é extremamente elevado provocando a delaminação prematura do filme de diamante e a inutilização da ferramenta.

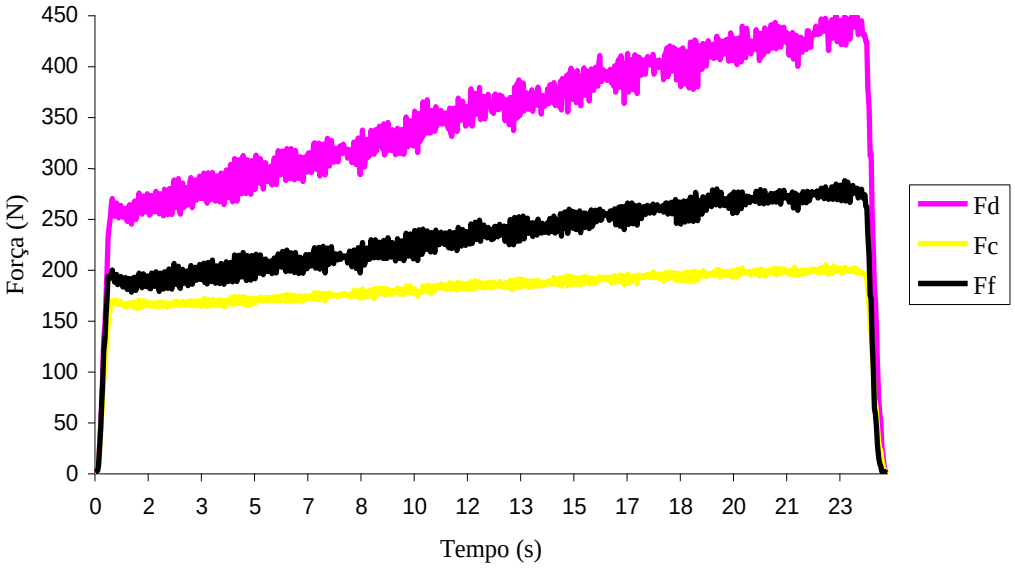
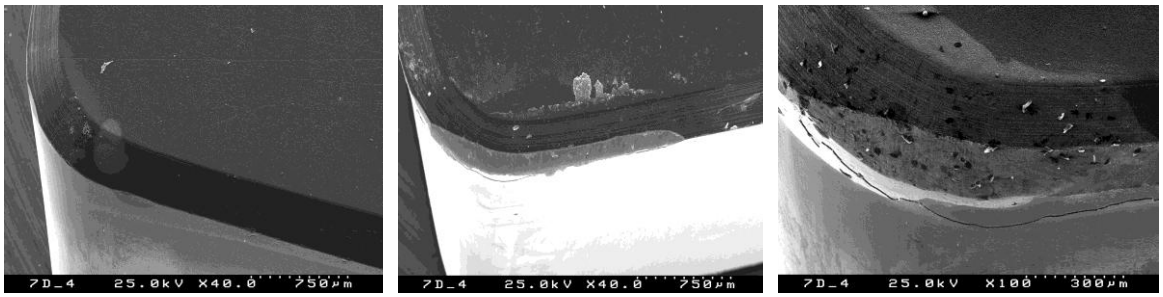


Figura 4.79 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta número 4 da pastilha 7D com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=1,0mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.80 - Estado da aresta de corte número 4 da pastilha 7D após torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=1,0mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio

Estes ensaios foram realizados com as condições de corte que proporcionaram o melhor desempenho da aresta no torneamento da liga AlSi18, ou seja, Vc=600m/min, d=1,0mm e f=0,1 mm/rot. No entanto, no torneamento da liga AlSi19 o filme de diamante delaminou catastroficamente, logo no início do ensaio.

Nas figuras 4.81 e 4.82 apresentam-se, respectivamente, o gráfico das forças de corte desenvolvidas pela aresta número três da pastilha 7E e o estado da aresta no final do torneamento da liga AlSi19.

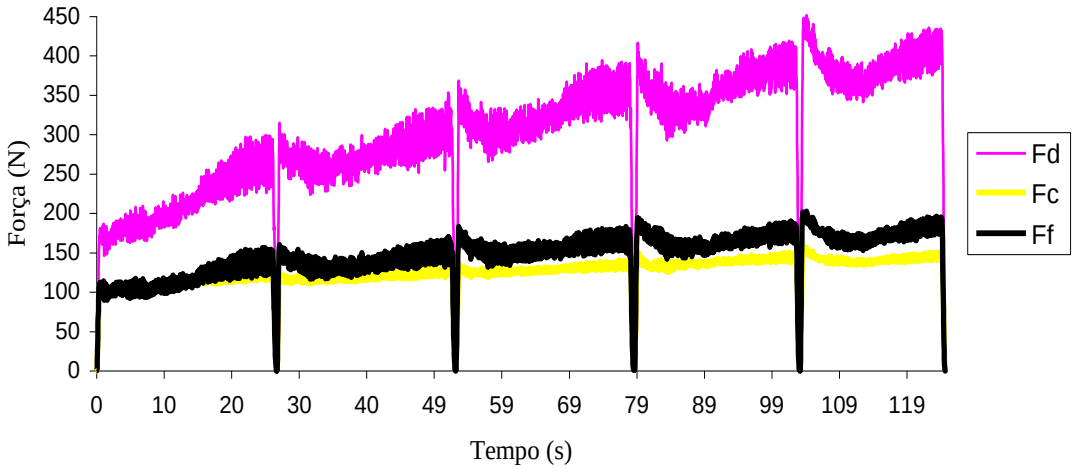
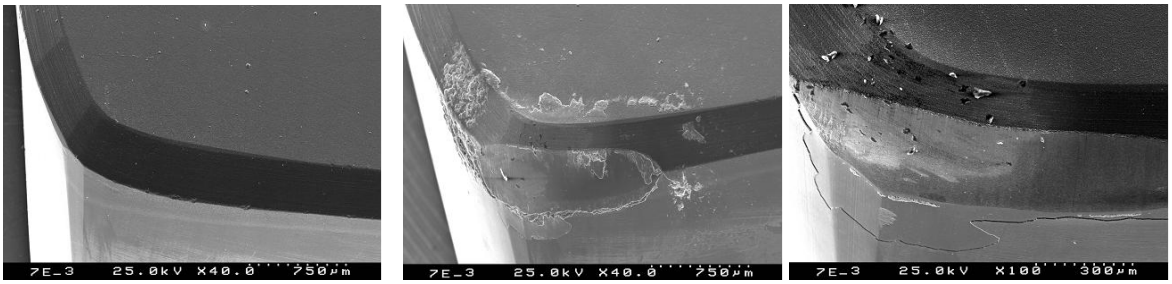


Figura 4.81 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta número 3 da pastilha 7E com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.82 - Estado da aresta de corte número 3 da pastilha 7E após torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio

No ensaio ilustrado na figura 4.81, correspondente ao teste mais longo, verifica-se que todas as componentes da força de corte aumentaram ao longo das várias passagens. No entanto, as componentes Fc e Ff foram as menos sensíveis ao desgaste da aresta de corte, e podemos dizer que se mantiveram quase constantes. Por sua vez, a componente mais sensível ao desgaste sofreu um aumento significativo de 150 para 400 N, aproximadamente, sendo quase certo que a delaminação ocorreu logo no início do torneamento. Na fotografia da figura 4.82b) é visível o desgaste da aresta de corte por delaminação e adesão de material na face de ataque e no flanco.

Os resultados obtidos com a aresta quatro da pastilha 7E estão apresentados nas figuras 4.83 e 4.84 que apresentam, respectivamente, o gráfico das forças de corte e o estado da aresta no final do ensaio de torneamento na liga AlSi19.

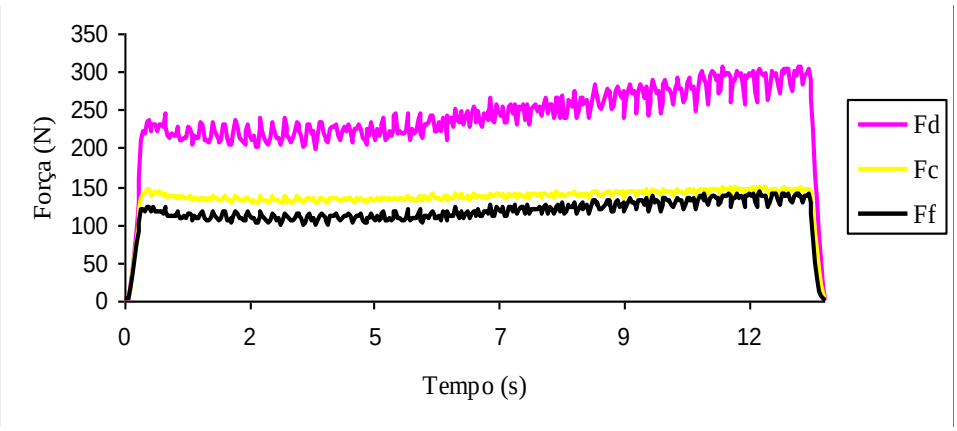
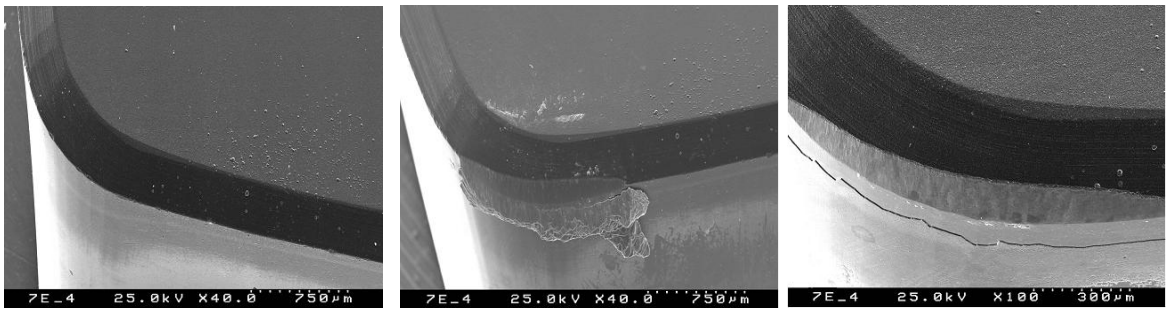


Figura 4.83 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta número 4 da pastilha 7E com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,2 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.84 - Estado da aresta de corte número quatro da pastilha 7E após torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,2 mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio.

O resultado do torneamento da liga AlSi19 com a aresta número 1 da pastilha 7H, cujo filme de diamante que a reveste tem 12µm de espessura e possui aresta viva, está apresentado nas figuras 4.85 e 4.86, que apresentam, respectivamente, o gráfico das forças de corte e o estado da aresta no final de 20 segundos de maquinagem.

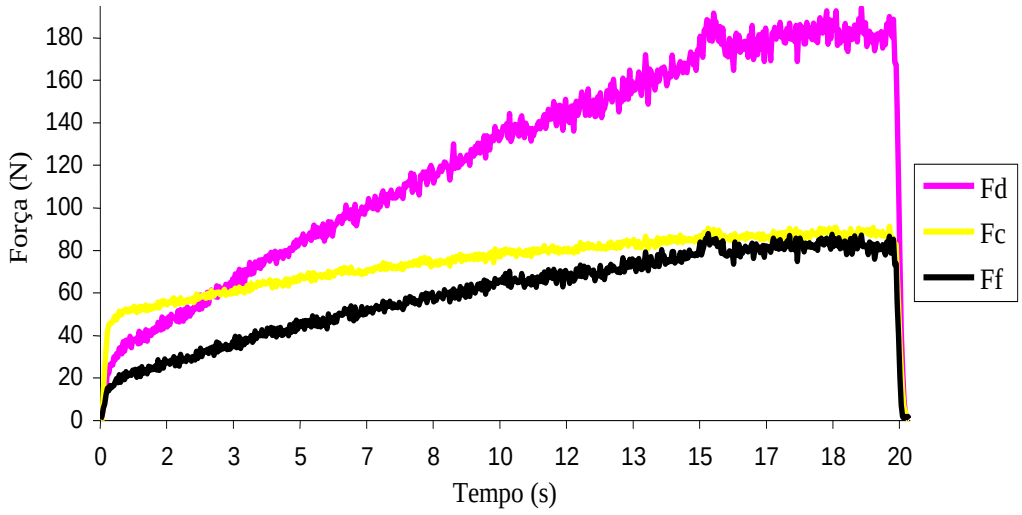
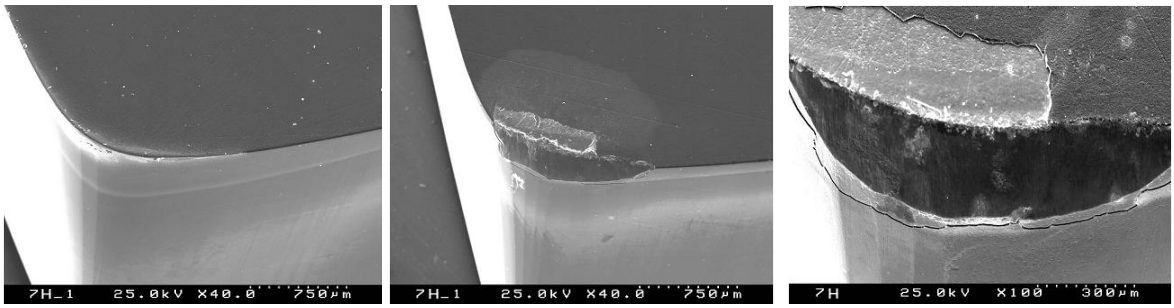


Figura 4.85 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta de corte número 1 da pastilha 7H com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.86 - Aspecto da aresta de corte número 1 da pastilha 7H após o torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot., a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio com maior ampliação.

Como se pode verificar no gráfico da figura 4.85, o filme de diamante provavelmente durou pouco mais de 2 segundos. Apesar do mau resultado, esta pastilha, de aresta viva, teve melhor desempenho que as pastilhas com chanfro, a tornear o mesmo material nas mesmas condições de corte, em que o filme delaminou instantaneamente no início do ensaio.

Nas figuras 4.87 e 4.88 estão apresentados, respectivamente, o gráfico das forças de corte desenvolvidas pela aresta número 1 da pastilha 7I revestida com um filme de diamante de 20µm de espessura e o seu estado após 20 segundos de maquinagem na liga AlSi19.

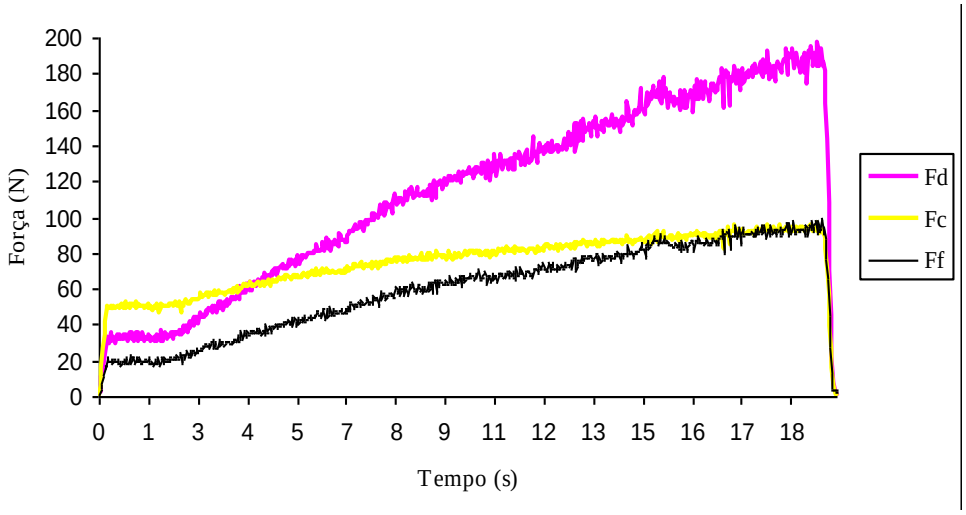
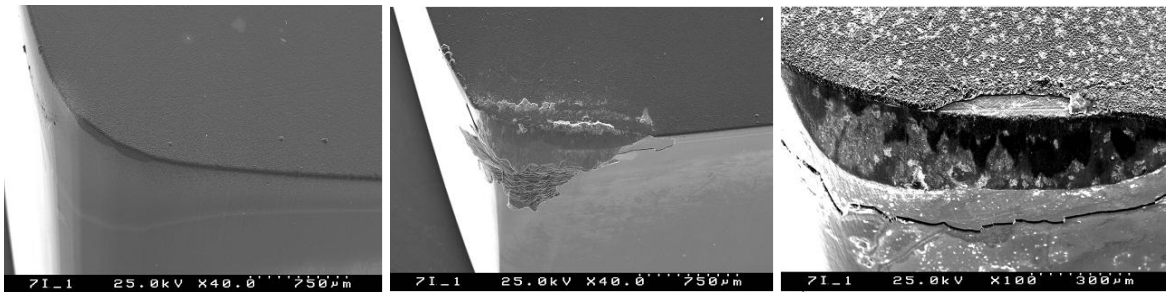


Figura 4.87 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta de corte número 1 da pastilha 7I com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.88 - Aspecto da aresta de corte número 1 da pastilha 7I antes (a) e após (b e c) o torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta antes do torneamento; b) aresta após torneamento; c) aresta após remoção do alumínio com maior ampliação.

Tal como na maquinagem da liga AlSi18, a pastilha revestida com o filme mais espesso teve um tempo de vida superior ao da pastilha de filme mais fino. Neste caso foi também maior a adesão de material à aresta de corte.

As figuras 4.89 e 4.90 apresentam, respectivamente, o gráfico das forças de corte desenvolvidas pela aresta principal de corte da pastilha de diamante CVD brazado 7b e o estado da aresta após o teste de torneamento da liga AlSi19.

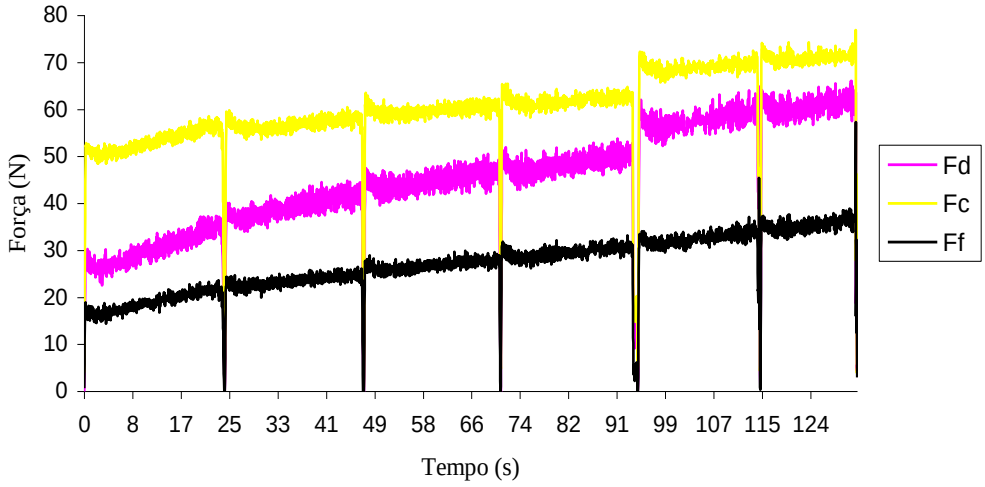
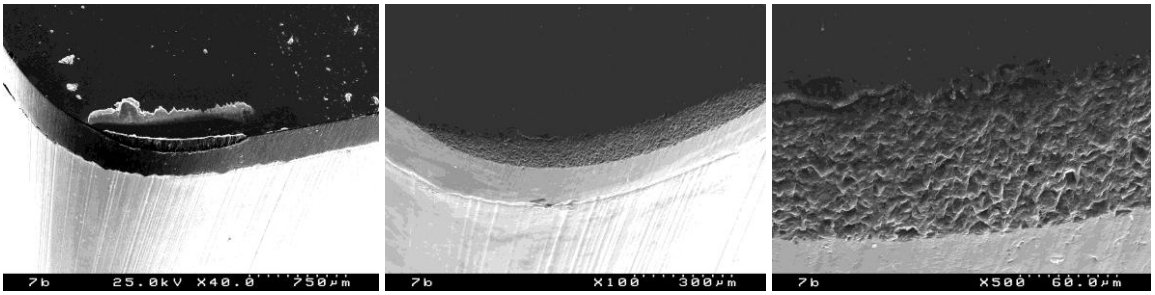


Figura 4.89 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta de corte da pastilha de diamante CVD brazado 7b com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.90 - Estado da aresta de corte da pastilha 7b após torneamento da liga Al-Si19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) após torneamento; b) após remoção do alumínio; c) idem. b) mais ampliada. Vb=75µm

A pastilha de diamante CVD brazado 7b teve comportamento bastante melhor no torneamento da liga AlSi19 do que as pastilhas de deposição directa. Como se pode ver nas figuras 4.89 e 4.90, esta aresta proporcionou forças de corte com valores inferiores a 80 N e quase constantes ao longo dos 130 segundos de maquinagem, e sofreu um desgaste do flanco de 75µm após 130 segundos de teste. Verifica-se que a aresta postiça de corte está a iniciar longe da aresta de corte, confirmando a ideia de que existe a formação de sucessivas camadas de material na face de ataque que facilitam a formação duma nova aresta postiça de corte [66]. Todas as forças de corte tendem a aumentar com o desgaste da aresta, mas, mais uma vez se verifica que a força Fd é a que mais aumenta com o desgaste da aresta de corte. Na figura 4.90c) apresenta-se o aspecto característico do desgaste abrasivo do filme de diamante no final do torneamento, confirmando a abrasividade da liga AlSi19.

Com uma nova pastilha de diamante CVD brazado 7c realizaram-se três passagens no torneamento da mesma liga mas com diferentes condições de corte. O resultado está apresentado nas figuras 4.91 e 4.92 que apresentam, respectivamente, o gráfico das forças de corte desenvolvidas em cada passagem, bem como as condições do ensaio, e o estado da aresta de corte após o torneamento.

Pela análise do gráfico da figura 4.91, verifica-se que as forças de corte são mais influenciadas com a variação do avanço do que propriamente com a profundidade de corte. Fc foi a força de corte que foi mais influenciada e aumentou mais com o aumento do avanço de 0,2 para 0,3mm/rot. do que de 0,5 para 1mm de profundidade de corte. Desta forma, quando o objectivo é conseguir elevadas taxas de remoção de material, é preferível aumentar a profundidade de corte do que o avanço.

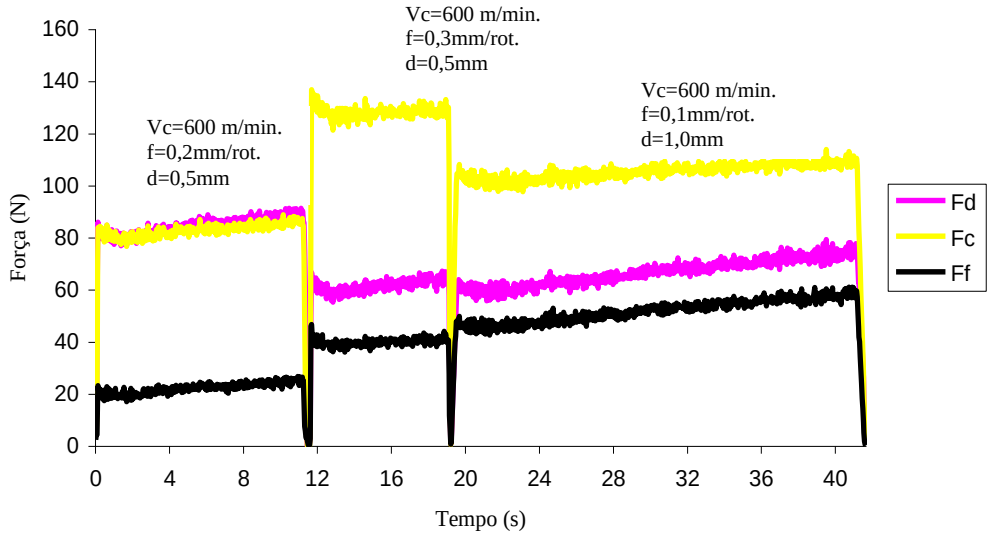
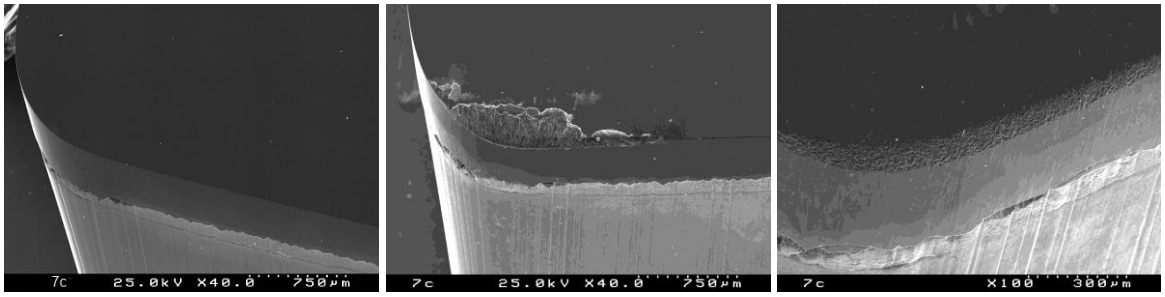


Figura 4.91 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta de corte da pastilha 7c



a) b) c)

Figura 4.92 - Estado da aresta de corte da pastilha 7c após torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte diversos, a seco. a) aresta antes do torneamento; b) após torne amento e com a aresta postiça de corte; c) aresta após remoção do alumínio. Vb=75µm.

Neste caso, a aresta postiça de corte e a camada postiça de corte, que se estende na face de ataque, estão bem visíveis na figura 4.92b). O desgaste da aresta pode considerar-se elevado tendo em conta o número de passes e os parâmetros de corte utilizados. O aspecto do diamante que sofreu desgaste é igual ao da aresta anterior.

Por último, nas figuras 4.93 e 4.94 apresentam-se, respectivamente, os resultados das forças de corte e o estado da aresta de corte após o torneamento da liga AlSi19 com a pastilha de PCD.

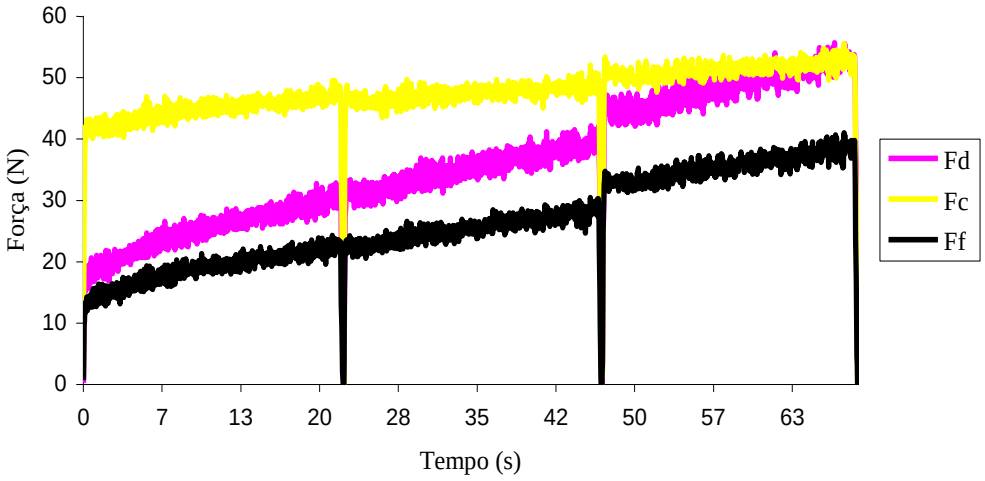
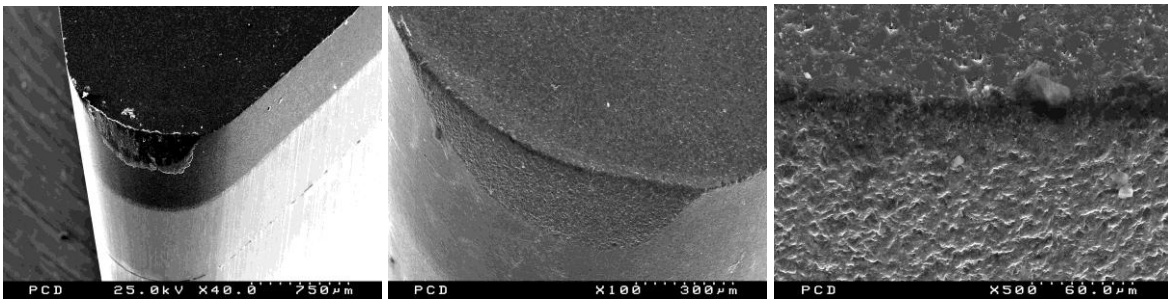


Figura 4.93 - Forças de corte desenvolvidas no torneamento da liga AlSi19 pela aresta de corte da pastilha PCD com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot. a seco.



a) b) c)

Figura 4.94 - Estado da aresta de corte da pastilha PCD após torneamento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1 mm/rot. a seco. a) aresta após torneamento; b) aresta após remoção do alumínio; c)idem. b) mais ampliada. Vb=175µm

A pastilha de PCD, material cujo bom desempenho na maquinagem deste tipo de ligas é conhecido em condições de maquinagem com líquido de corte, também apresentou elevado desgaste, da ordem dos 100µm, durante apenas as primeiras três passagens, como se pode ver nas figuras 4.93 e 4.94. O aspecto do desgaste abrasivo sofrido pelo diamante PCD é observado na figura 4.94c).

Em resumo, no torneamento da liga AlSi19, as pastilhas de diamante CVD brazado tiveram melhor desempenho que as restantes. Nas mesmas condições de corte, o PCD sofreu desgaste após 70 segundos de maquinagem, o filme de diamante da pastilha obtida por deposição directa teve uma falha catastrófica logo no início do ensaio e a pastilha de dia-

mante CVD brazado maquinou durante 150 segundos e com desgaste reduzido. O diamante CVD brazado é mais resistente à abrasão do que o PCD e não apresenta problemas de adesão, como acontece nos filmes finos de deposição directa. Resultados contrários foram obtidos por Andrewes et al. [67] na maquinagem, com fluido de corte, da liga A380 reforçada com 20% de partículas de SiC. Verificaram um desgaste do flanco mais rápido nas pastilhas de diamante CVD e uma maior adesão de material à aresta de corte.

Comparando os testes de torneamento da liga AlSi18 e AlSi19 é possível concluir que o tamanho das partículas de silício tem uma influência significativa no tempo de vida das pastilhas de corte. Relativamente à liga AlSi18, a liga AlSi19 tem apenas mais 1% de silício, no entanto, o desempenho das pastilhas no torneamento desta liga foi inferior do que na liga AlSi18. A microestrutura da liga AlSi19 apresenta cristais de silício relativamente maiores e, por isso, mais abrasivas que as apresentadas na microestrutura da liga AlSi18. Resultados idênticos foram obtidos por Ciftci et al. [68], que estudaram a influência do tamanho das partículas de SiC que entram na constituição de MMC´s reforçados no desgaste das pastilhas de cBN. Verificaram que, mesmo a baixas velocidade de corte (100 m/min.), as partículas de SiC com tamanho da ordem dos 110μm provocavam fractura generalizada nas arestas de corte, mas as partículas de SiC de dimensões de 30 e 45μm foram facilmente maquinadas com velocidade de corte de 150 m/min. Lane [69] verificou igualmente que o tamanho das partículas de SiC que reforçam os MMC´s tem um maior efeito na vida da pastilha que propriamente a sua concentração.

4.5 - Rugosidade superficial

A rugosidade superficial (Ra) da peça maquinada é uma grandeza de grande importância para avaliar o desempenho das ferramentas de corte e a maquinabilidade do material. Na maquinagem a seco, a qualidade do acabamento superficial depende principalmente da geometria da ferramenta (ângulo de ataque, ângulo de saída, raio de curvatura da ponta e ângulo de posição), das condições de corte (velocidade de corte e avanço) e do comportamento dinâmico da máquina (vibrações).

Os valores da rugosidade obtidos durante as várias passagens das arestas de corte da pastilha 7C estão apresentados na figura 4.95. Os valores apresentados no gráfico são os valores médios de três medidas de rugosidade feitas em cada passagem. Verificaram-se

valores de rugosidade elevados (1,1-2,6µm), o que não surpreende, pois as condições de corte são de desbaste. Também importante é a evolução da rugosidade ao longo das diversas passagens. Verificou-se que o valor da rugosidade superficial da última passagem é muito semelhante ao valor da primeira e em alguns casos chega a ser inferior. Isto pode ser justificado pelo facto da superfície ser recoberta com o alumínio aderente à aresta de corte, eliminando possíveis irregularidades superficiais.

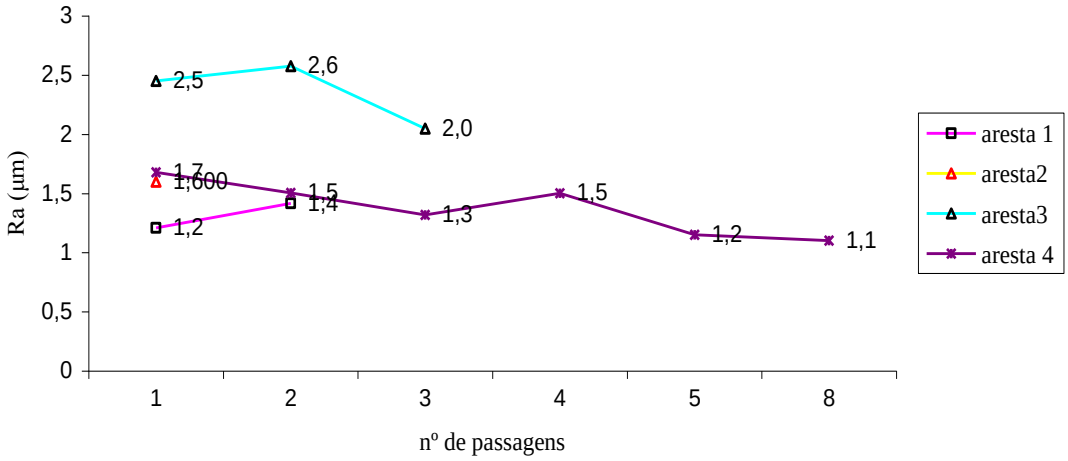


Figura 4.95 - Rugosidade superficial obtidas com as quatro arestas da pastilha 7C nas várias passagens no torneamento da liga AlSi12.

O gráfico da figura 4.96 apresenta os valores de rugosidade obtidos com as arestas de corte da pastilha 7A a maquinar a liga AlSi18 para os diferentes parâmetros de corte com que foram ensaiadas.

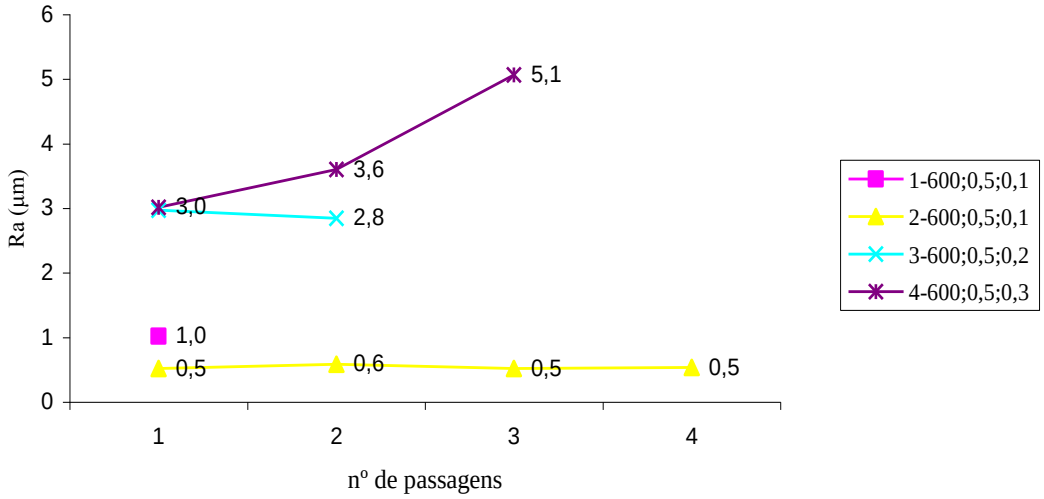


Figura 4.96 - Rugosidade superficial da peça obtida com as diferentes arestas de corte da pastilha 7A nas várias passagens do torneamento da liga AlSi18.

Da análise do gráfico regista-se que apenas a aresta 4 sofreu desgaste, pois foi a única onde se verificou um aumento significativo do valor da rugosidade. No entanto, em todas as arestas ocorreu delaminação do filme de diamante.

Os valores da rugosidade superficial das peças obtidos após o teste de torneamento pode ser avaliada através da expressão teórica 2 [], em que f é o avanço em mm/rot. e r é o raio da aresta de corte em mm.

$$Ra=0{,}0321\ f^2/8r\ [\mu m] \qquad (2)$$

A relação que existe entre o avanço e o raio de curvatura da ponta da ferramenta representa uma das mais importantes considerações na obtenção dum desejado acabamento superficial na peça. Maquinar uma peça com um avanço igual ao raio de curvatura origina um acabamento superficial com uma aparência tipo rosca. De facto, com o aumento do avanço para 0,3mm/rot., verificado para a aresta 4, mais próximo do raio de curvatura da ponta da ferramenta (0,8mm), a rugosidade superficial aumentou significativamente.

O gráfico da figura 4.97 apresenta os valores da rugosidade para as arestas números 2 e 3 da pastilha 7B a tornear a liga AlSi18.

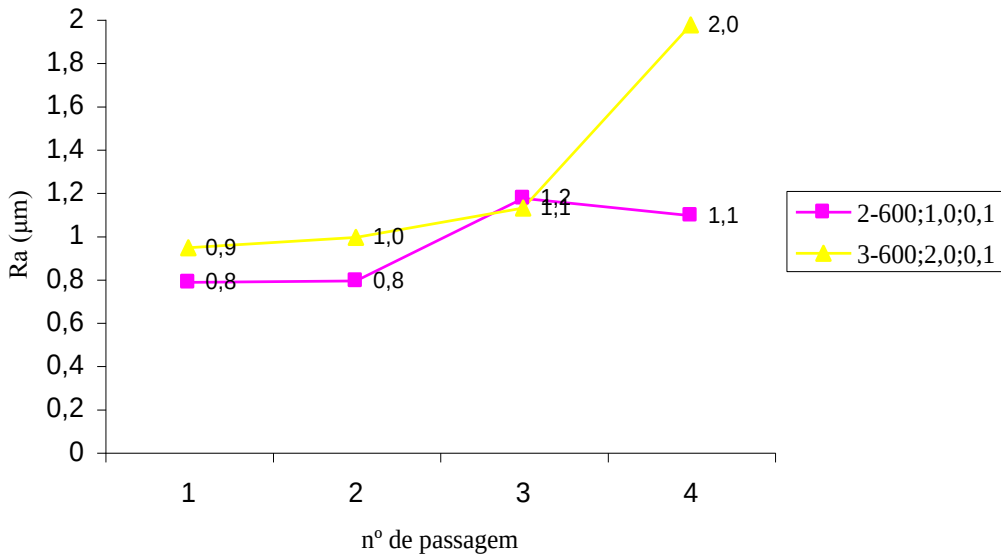


Figura 4.97 - Rugosidade superficial obtidas nas várias passagens da pastilha 7B a tornear a liga AlSi18 com diferente profundidade de corte.

Os valores de rugosidade superficial obtidos para profundidades de corte de 1 e 2 mm não foram muito diferentes. Estes valores estão de acordo com os trabalhos elaborados por Yuan et al. [70] que verificaram ser desprezável o efeito da profundidade de corte na rugosidade superficial da peça. Se compararmos com o gráfico das forças de corte correspondente, verificamos que durante a terceira passagem ocorreu a delaminação do filme, o que implicou um aumento no valor da rugosidade. Como a terceira e quarta passagens foram feitas com alumínio aderente à pastilha, esta situação provocou um maior aquecimento do varão e da aresta de corte e, no caso da aresta 2, contribui mesmo para uma melhoria do acabamento da peça. Por outro lado, as últimas passagens foram executadas com o substrato que por ser menos duro que o diamante pode arrancar as partículas duras de silício em vez de as cortar. Situação idêntica foi observada na maquinagem de MMC´s com ferramentas de metal duro e de diamante PCD [71].

Os valores da rugosidade obtidos com as arestas de corte da pastilha 0A no torneamento da liga AlSi18 estão apresentados no gráfico da figura 4.98.

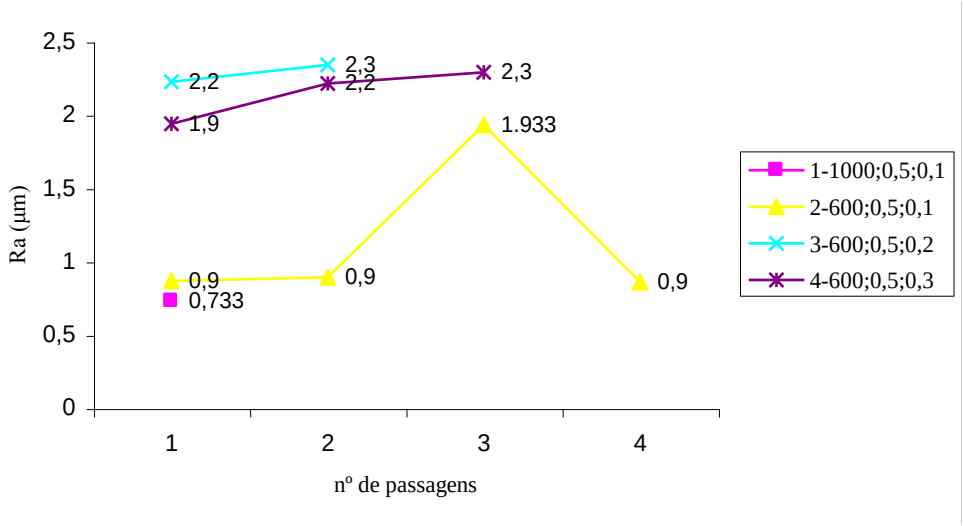


Figura 4.98 - Rugosidade superficial obtida nas várias passagens da pastilha 0A no torneamento da liga AlSi18.

Em geral, a rugosidade superficial foi bastante influenciada pelo avanço e menos pela velocidade de corte. Esta, normalmente, exerce uma grande influência sobre o acabamento superficial da peça, principalmente na maquinagem dos metais onde há formação de aresta postiça de corte. No entanto, como se pode ver no gráfico da figura 4.98 essa influência não se fez notar muito, pois o filme de diamante da aresta de corte que torneou com

maior velocidade delaminou quase no início e a peça foi maquinada com o substrato de Si_3N_4, e a rugosidade já não corresponde à maquinagem com aresta postiça aderente ao diamante. Resultado semelhante foi obtido por Lin et al. [62] no torneamento de Duralcan com ferramentas de PCD.

Na figura 4.99 apresentam-se os valores da rugosidade superficial obtidos na maquinagem da liga AlSi18 com pastilhas de aresta viva. Estes valores foram medidos no início e no fim do comprimento do varão maquinado, no final de cada ensaio das diferentes aresta de corte.

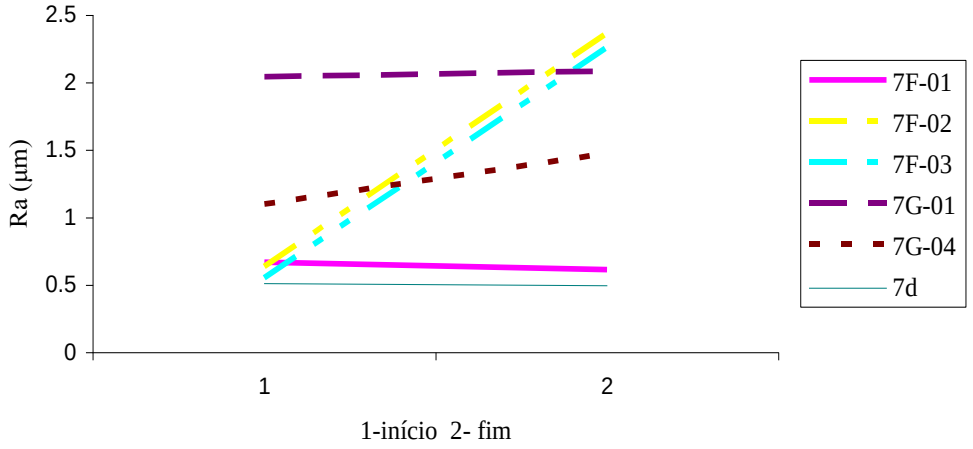


Figura 4.99 - Rugosidade superficial obtida no início e no fim do varão no final de cada passagem no torneamento da liga AlSi18 com as arestas de corte vivas e com os mesmos parâmetros de corte Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot., a seco.

A partir do gráfico é possível distinguir as arestas de corte que delaminaram, pois o valor da rugosidade aumentou abruptamente nestes casos. Os menores valores de rugosidade foram obtidos com a pastilha de diamante CVD brazado.

Relativamente à maquinagem da liga AlSi19 apresentam-se os valores de rugosidade correspondentes às ferramentas de diamante CVD brazado e ao PCD, dado que foram as únicas que conseguiram maquinar durante algum tempo este tipo de liga. Os valores obtidos estão apresentados no gráfico da figura 4.100 e correspondem ao início, meio e fim do comprimento do varão maquinado, nas mesmas condições de corte, com as pastilha 7b e PCD.

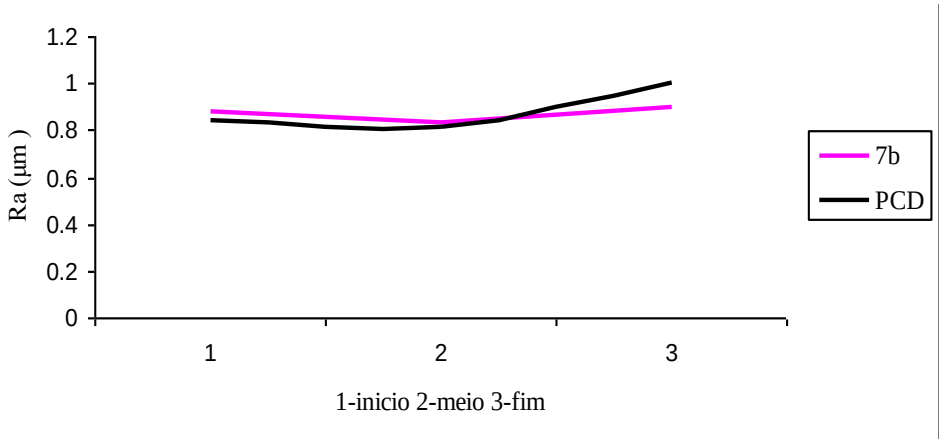


Figura 4.100 - Rugosidade superficial obtida no início, no meio e no fim do varão no final da maquinagem com as pastilhas 7b e PCD no torne amento da liga AlSi19 com parâmetros de corte Vc=600m/min., d=0,5mm e f=0,1mm/rot., a seco.

Após sete passagens, a pastilha de diamante CVD brazado manteve o valor de rugosidade bastante uniforme. Por seu lado, a pastilha de PCD, no final da terceira passagem fracturou e o valor de rugosidade aumentou significativamente.

Em todas as situações acabadas de apresentar neste subcapítulo, os valores experimentais são muito superiores aos valores teóricos dados pela equação (2). Isto porque a rugosidade superficial da peça não depende somente destes parâmetros de corte, mas depende também das condições e da qualidade do material que é maquinado, da velocidade de corte, da formação de aresta postiça, do desgaste da ferramenta, entre outros.

A teoria da formação da aresta postiça de corte prevê que uma superfície rugosa é obtida a baixas velocidades de corte e uma superfície lisa a elevadas velocidades. Este fenómeno pode ser eliminado com o aumento da velocidade de corte e da velocidade de avanço. Alguns autores [71] concluíram que a formação da aresta postiça de corte estacionária pode beneficiar a diminuição da rugosidade, principalmente em materiais que na sua constituição contêm materiais muito duros envolvidos por uma matriz macia, como é o caso das ligas de alumínio Al-Si e os MMC´s. Concluíram, também, que as ferramentas mais duras, com os mesmos parâmetros de corte, deixam pior acabamento, dado que podem cortar as partículas abrasivas do material a maquinar, enquanto que as ferramentas menos duras simplesmente as arrancam. Esta poderá ser a explicação dos presentes resultados, dado que as ferramentas de diamante, podem cortar as partículas de silício segundo determinada direcção, proporcionando uma qualidade de acabamento inferior na peça.

4.6 - Influência do material da peça a maquinar nas forças de corte

A composição química do material da peça a maquinar determina as características mecânicas, em particular a dureza, e, por conseguinte, poderá influenciar as forças de corte**.** Para discutir este efeito, o gráfico da figura 4.101 apresenta a variação da força de corte Fc durante a primeira passagem na maquinagem das ligas AlSi12 e AlSi18, para as pastilhas de deposição directa com chanfro, e na figura 4.102 apresenta-se a variação da força Fc na maquinagem das três ligas com as pastilhas brazadas, todas com um ângulo na face de saída de 7º, com parâmetros de corte Vc=600m/min, f=0,1mm/rot. e d=0,5mm.

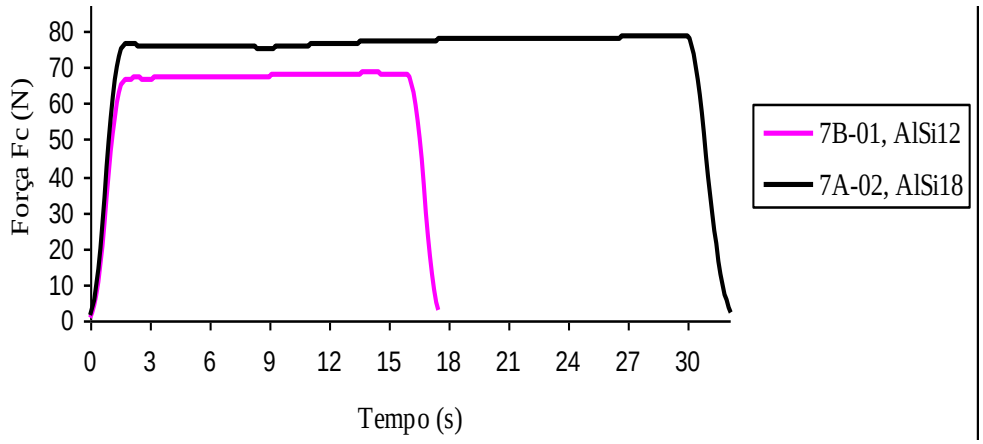


Figura 4.101 - Variação da força de corte Fc em função do tipo de material para pastilhas com a mesma geometria, mantendo todas as condições de corte constantes Vc=600m/min, f=0,1mm/rot. e d=0,5mm, a seco, no torneamento da liga AlSi18.

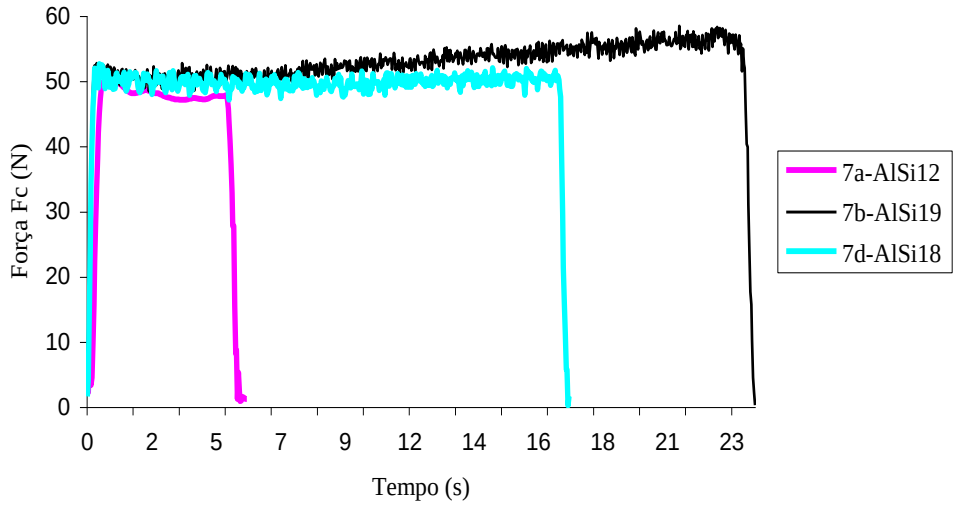


Figura 4.102 - Variação da força de corte Fc em função do tipo de material para as pastilhas de diamante brazado com a mesma geometria, mantendo todas as condições de

corte constantes Vc=600m/min, f=0,1mm/rot. e d=0,5mm, a seco, no torneamento da liga AlSi18.

Na figura 4.103 apresenta-se a variação da força de corte Fd em função do material maquinado.

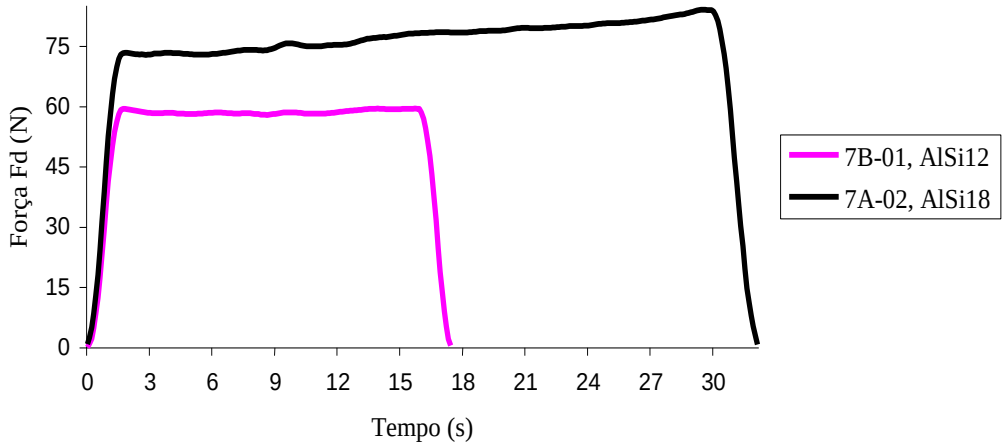


Figura 4.103 - Variação da força de corte Fd em função do tipo de material para pastilhas com a mesma geometria, mantendo constantes todas as condições de corte Vc=600m/min, f=0,1mm/rot. e d=0,5mm no torneamento da liga AlSi18.

Verificou-se um ligeiro aumento das forças de corte quando se passou da liga AlSi12 para a liga AlSi18, mas entre a liga AlSi18 e a liga AlSi19 as forças de corte são praticamente iguais. Porém, a força de corte Fc não é a que melhor caracteriza a sensibilidade à mudança do tipo de material maquinado. No gráfico comparativo da figura 4.103 verifica-se que a força Fd teve uma maior variação à mudança de material do que Fc.

Com o valor da força Fc medida e a através da equação 3 [71] é possível determinar a pressão específica de corte avaliada em N/mm^2, em Fc é a força de corte obtida nos testes de torneamento e A é a área de corte, ou seja, avanço x profundidade de corte (fxd).

$$Kc = Fc/A \qquad (3)$$

A pressão específica de corte é uma propriedade de determinado material e varia de material para material. No caso das ligas AlSi12 e AlSi18 os valores da pressão específica de corte são, respectivamente, 1340 e 1528 MPa. Verificou-se experimentalmente que Kc depende do material da peça, da secção de corte, da geometria e do estado da ferramenta, da velocidade de corte, do avanço e do fluído de corte [71,72].

4.7 - Influência dos parâmetros de corte nas forças de corte

A vida das ferramentas é significativamente influenciada pelas forças de corte geradas durante o torneamento e, consequentemente, pela temperatura de contacto, sobretudo na maquinagem sem fluido de arrefecimento. As forças de corte, por sua vez, são directamente influenciadas pelos parâmetros de corte (velocidade de corte, velocidade de avanço e profundidade de corte).

Nos gráficos das figuras 4.104, 4.105 e 4.106 apresentam-se, respectivamente, a variação das forças de corte Fc, Fd e Ff, com o aumento da profundidade de corte mantendo constante a velocidade de corte e o avanço. Os valores apresentados correspondem à primeira passagem, para evitar a zona de desgaste da aresta de corte.

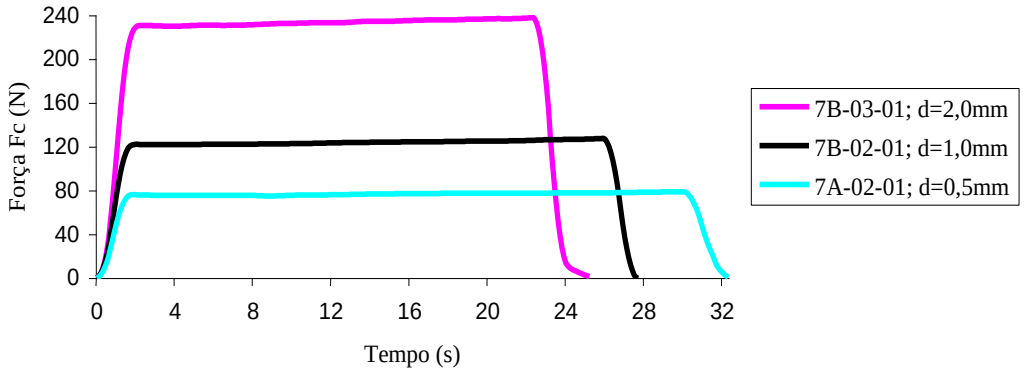


Figura 4.104 - Variação da força de corte Fc em função da profundidade de corte, mantendo constantes Vc=600m/min e f=0,1mm/rot, para pastilhas com a mesma geometria, no torneamento da liga AlSi18.

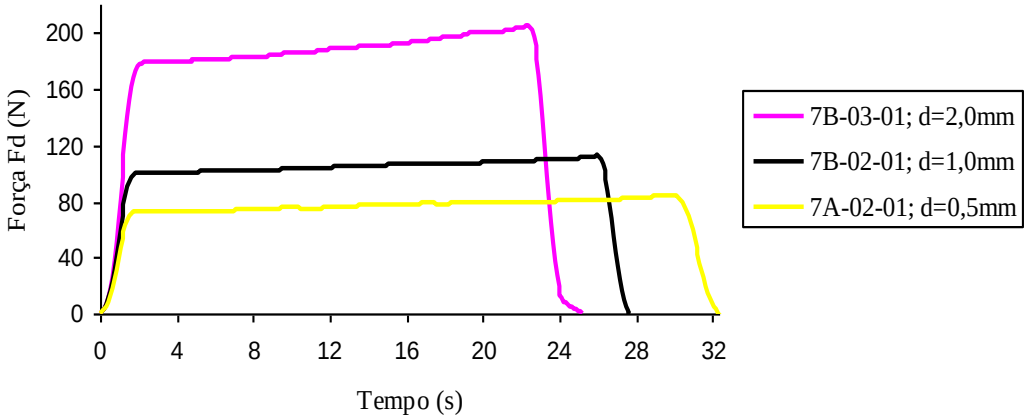


Figura 4.105 - Variação da força de corte Fd em função da profundidade de corte mantendo constantes Vc=600m/min e f=0,1mm/rot, para pastilhas com a mesma geometria no torneamento da liga AlSi18.

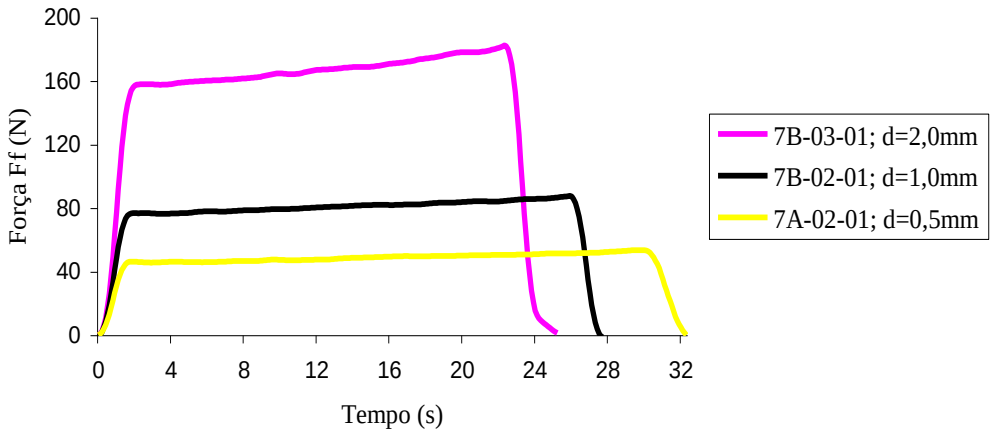


Figura 4.106 - Variação da força de corte Ff em função da profundidade de corte mantendo constantes os restantes parâmetros Vc=600m/min e f=0,1mm/rot., para pastilhas com a mesma geometria no torneamento da liga AlSi18.

Verificou-se que as forças de corte tiveram um aumento quase proporcional ao aumento da profundidade de corte. Para uma análise mais exacta, um aumento de 0,5 para 1mm na profundidade de corte originou um aumento na forças de corte Fc de 60%, e um aumento de 1 para 2mm na profundidade de corte originou um aumento de 88% em Fc, indicando que a proporcionalidade vai aumentando à medida que o valor da profundidade de corte aumenta.

No caso de Fd há uma maior sensibilidade às profundidades de corte mais elevadas. Em termos de valor de forças, deu-se um aumento de 27 e 80 N, respectivamente, de 0.5 para 1mm e de 1 para 2mm. Esta variação deve-se ao facto de ser maior a área de atrito entre a peça e a aresta de corte quando a profundidade de corte é elevada.

A dependência de Ff é semelhante aos casos de Fc e Fd. Também para Ff a influência da profundidade de corte aumenta quando se trata de elevados valores. Também se verifica que Fc e Ff são as componentes mais sensíveis à variação da profundidade de corte e que o tempo de vida da aresta de corte reduziu ligeiramente com o seu aumento.

Os gráficos das figuras 4.107, 4.108 e 4.109 mostram, respectivamente, a variação das forças de corte Fc, Fd e Ff com diferentes velocidades de avanço para pastilhas com a mesma geometria, na maquinagem da liga AlSi18. Verifica-se que as forças de corte aumentam com o aumento da velocidade de avanço, sendo Fc a força mais sensível a essa variação, sendo que o tempo de vida da ferramenta diminui significativamente. Com velocidades de avanço f=0,1mm/rot. as força Fc atingiu o valor máximo inferior a 80N e man-

teve-o durante trinta segundos de corte. Com o aumento da velocidade de avanço para f=0.3mm/rot. o tempo de vida da ferramenta reduziu-se para 8 segundos. Tal como para a influência da profundidade de corte, verifica-se genericamente uma relação proporcional entre as forças de corte e a velocidade de avanço.

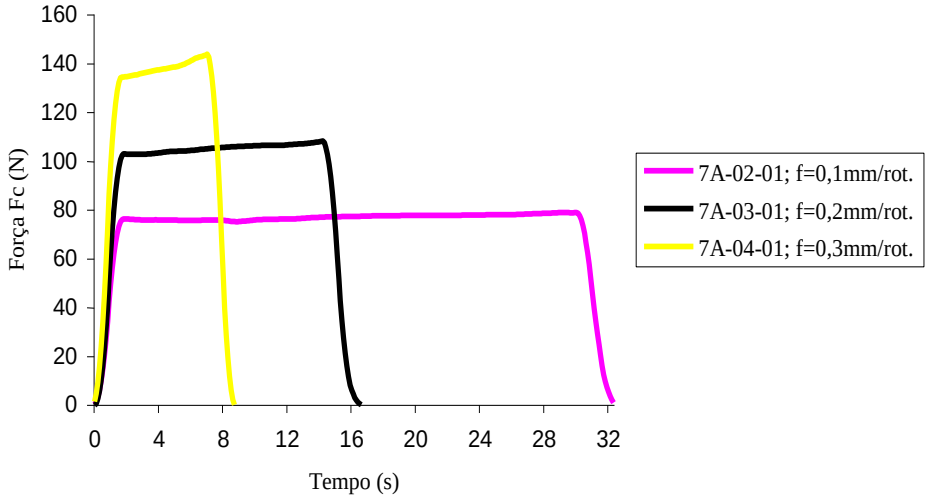


Figura 4.107 - Variação da força de corte Fc em função da velocidade de avanço, mantendo constantes Vc=600m/min e d=0,5mm, para ferramentas com a mesma geometria no torneamento da liga AlSi18

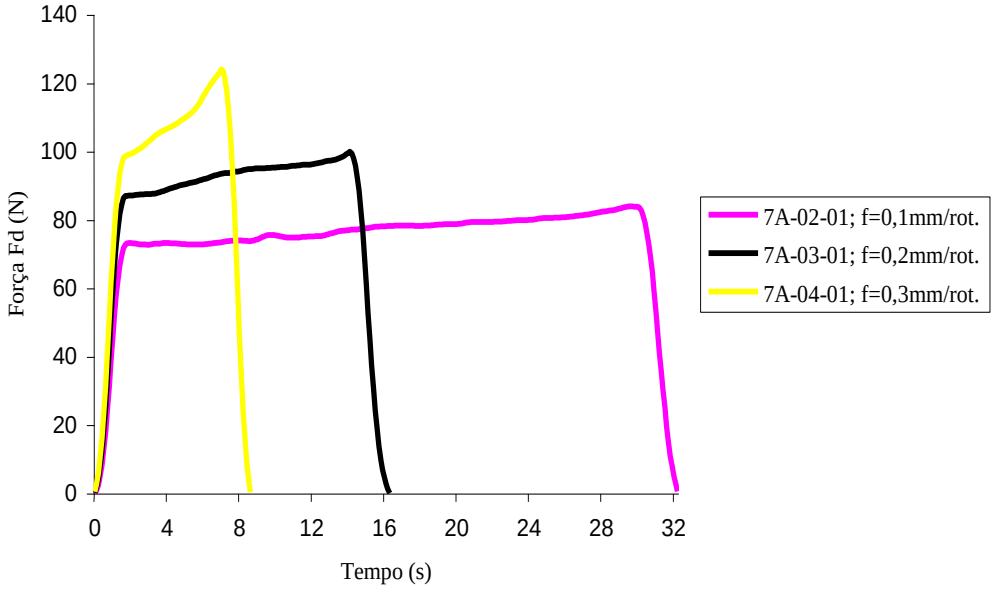


Figura 4.108 - Variação da força de corte Fd em função da velocidade de avanço no torneamento da liga AlSi18, mantendo constantes Vc=600m/min e d=0,5mm, para ferramentas com a mesma geometria.

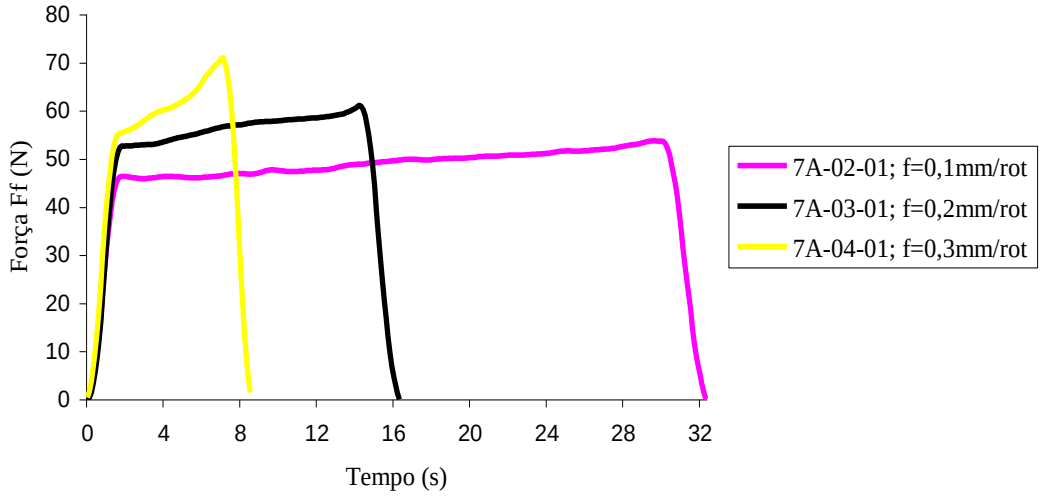


Figura 4.109 - Variação da força de corte Ff em função da velocidade de avanço, mantendo constantes Vc=600m/min e d=0,5mm, para pastilhas com a mesma geometria no torneamento da liga AlSi18.

Os gráficos das figuras 4.110, 4.111 e 4.112 apresentam, respectivamente, a variação das forças de corte Fc, Fd e Ff com a velocidade de corte em ferramentas com a mesma geometria, na maquinagem da liga AlSi18. Nesta situação, como excepção, são apresentados os dois primeiros passes da ferramenta que operou com velocidade de corte mais baixa, por forma a conseguir fazer uma análise de tempos de vida mais reais.

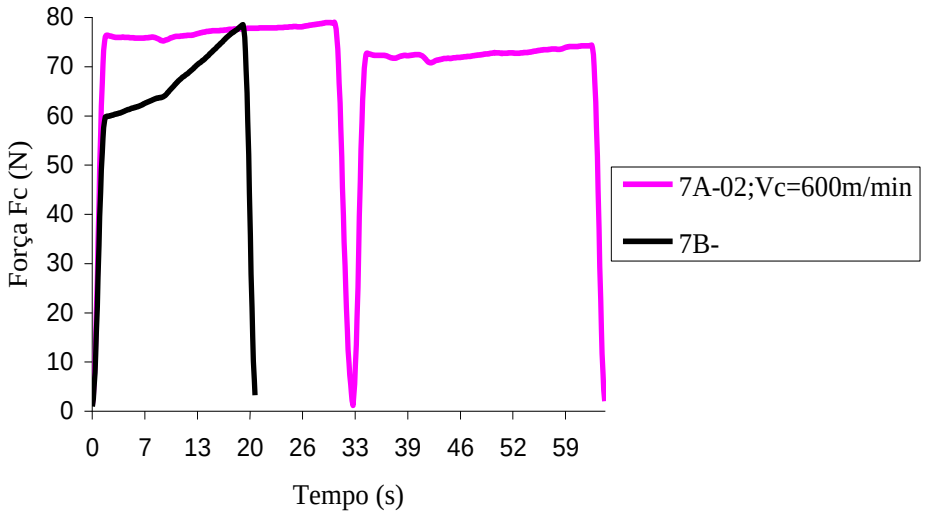


Figura 4.110 - Variação da força de corte Fc em função da velocidade de corte, mantendo constantes f=0,1mm/rot. e d=0,5mm, para pastilhas com a mesma geometria no torneamento da liga AlSi18.

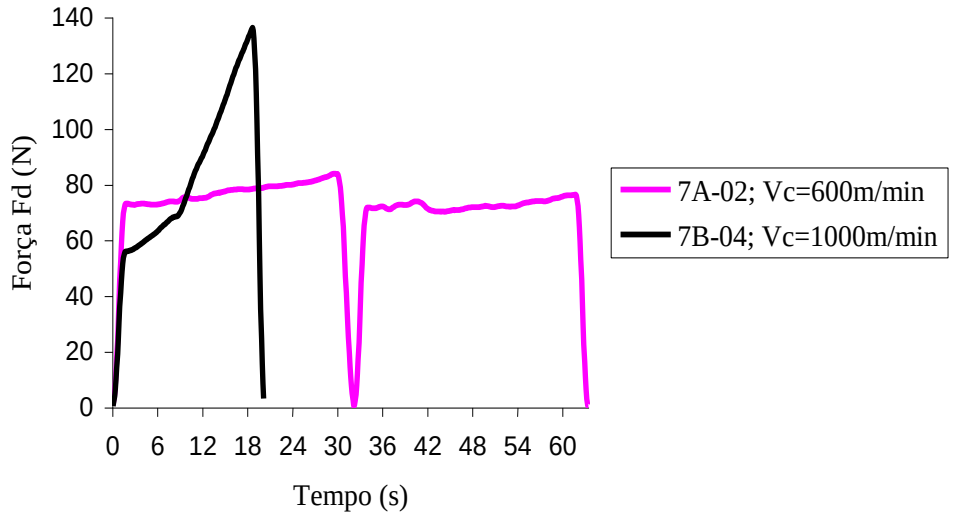


Figura 4.111 - Variação da força de corte Fd em função da velocidade de corte, mantendo constantes f=0,1mm/rot. e d=0,5mm, para pastilhas com a mesma geometria no torne amento da liga AlSi18.

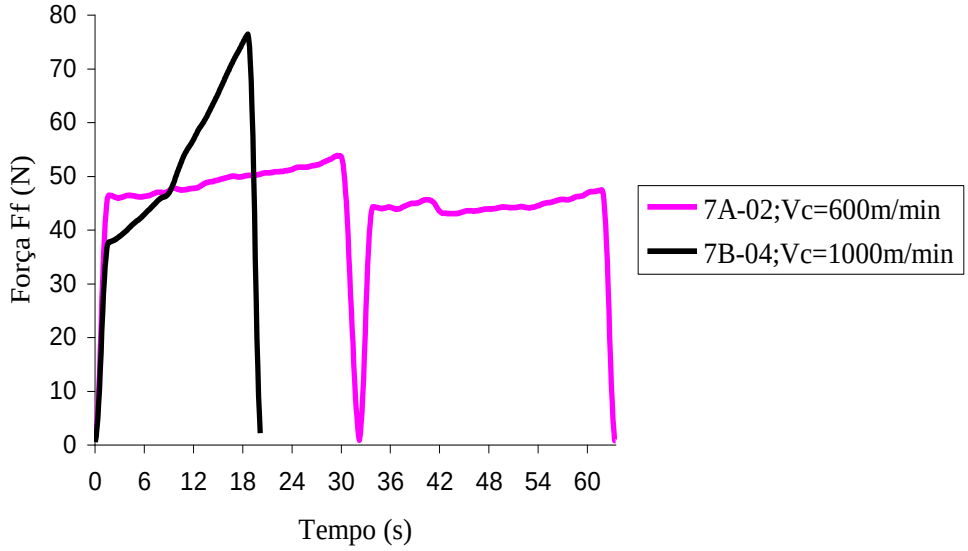


Figura 4.112 - Variação da força de corte Ff em função da velocidade de corte, mantendo constantes f=0,1mm/rot. e d=0,5mm, para pastilhas com a mesma geometria. no torne amento da liga AlSi18.

Os resultados obtidos que as forças desenvolvidas e, consequentemente, o desgaste do flanco e o tempo de vida da ferramenta são afectados significativamente pela velocidade de corte. Para a mesma geometria, verificou-se que aumentando a velocidade de corte para 1000m/min., mantendo constantes a velocidade de avanço e a profundidade de corte,

o tempo de vida da ferramenta diminui drasticamente. Embora no início as forças de corte sejam mais baixas, elas crescem abruptamente para o dobro, num curto tempo de corte. A redução inicial das forças de corte com o aumento da velocidade de corte justifica-se pelo possível amaciamento do material da peça, induzido pelo aumento da temperatura. O tempo curto de vida para elevadas velocidades de corte deve-se sobretudo à elevada temperatura que se gera na aresta de corte e facilita a adesão do material e o consequente desgaste da ferramenta.

4.8 - Influência da geometria da ferramenta nas forças de corte

A geometria da ferramenta também determina o desgaste das ferramentas e os valores das forças de corte. Os gráficos das figuras 4.113, 4.114 e 4.115 mostram, respectivamente, o andamento das forças de corte Fc, Fd e Ff para diferentes ângulos de saída, na maquinagem da liga AlSi18.

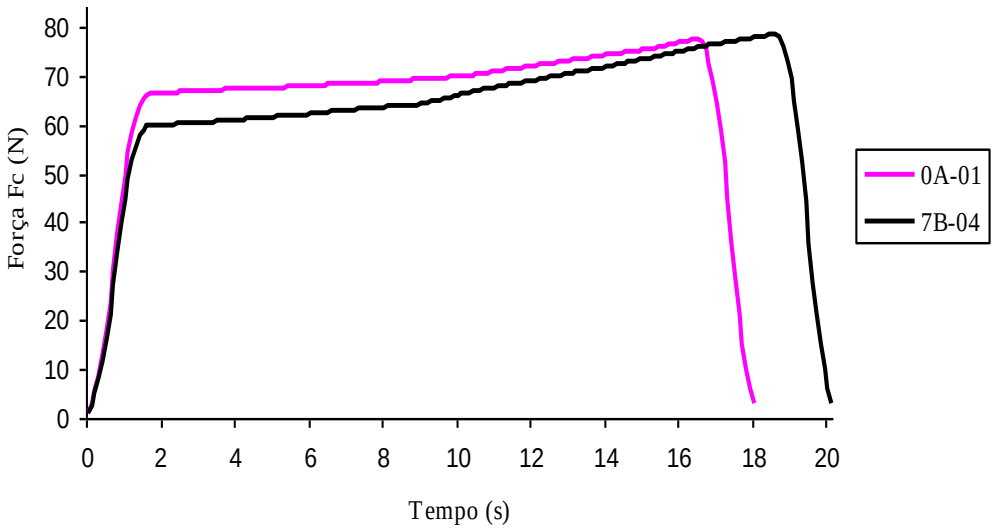


Figura 4.113 - Força de corte Fc para pastilhas com diferente geometria e com os mesmos parâmetros de corte Vc=1000m/min; f=0,1mm/rot. e d=0,5mm no torneamento da liga AlSi18.

.

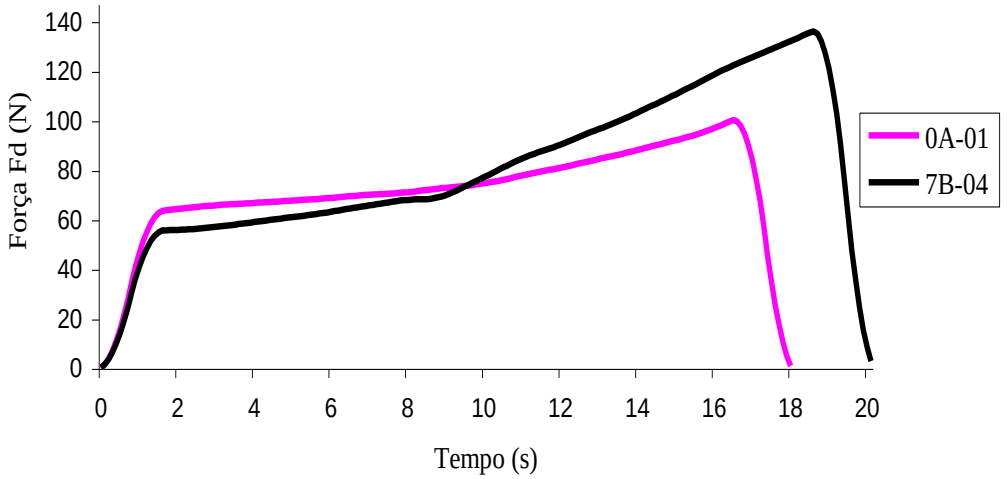


Figura 4.114 - Força de corte Fd para pastilhas com diferente geometria e com os mesmos parâmetros de corte Vc=1000m/min; f=0,1mm/rot. e d=0,5mm no torneamento da liga AlSi18.

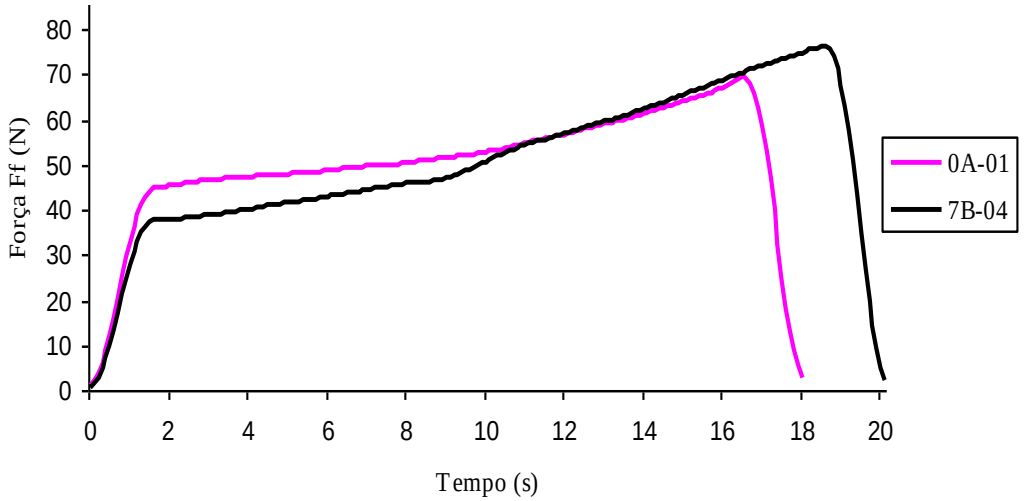


Figura 4.115 - Força de corte Ff para pastilhas com diferente geometria e com os mesmos parâmetros de corte Vc=1000m/min; f=0,1mm/rot. e d=0,5mm, no torneamento da liga AlSi18.

Em condições de elevada velocidade de corte, verificou-se um ligeiro aumento em todas as forças de corte, quando se passa duma geometria com ângulo de saída positivo (7º) para um ângulo neutro (0º). Para o mesmo tempo de torneamento as forças de corte Fc, Fd e Ff registaram um aumento de 6,3, 8,4 e 7,5N, respectivamente. Esta influência, principalmente em Fd, é devida ao atrito entre a peça e a face de saída da pastilha. Em velocidades de corte elevadas, e para as mesmas condições de corte, a geometria positiva origina forças de corte ligeiramente mais baixas que a geometria negativa. No entanto, em termos

de desgaste, verifica-se um desgaste mais rápido. Se por um lado, o ângulo a zero graus das pastilhas negativas aumenta o atrito entre a face de saída e a peça, por outro, confere maior área de transferência de calor e mais robustez à aresta de corte. Ângulos de saída elevados enfraquecem a aresta de corte, diminuem a resistência mecânica e provocam a sua fractura. Com se pode ver na figura 4.116, um aumento no ângulo da face de saída implica um aumento no volume de desgaste necessário para atingir o mesmo desgaste do flanco [73].

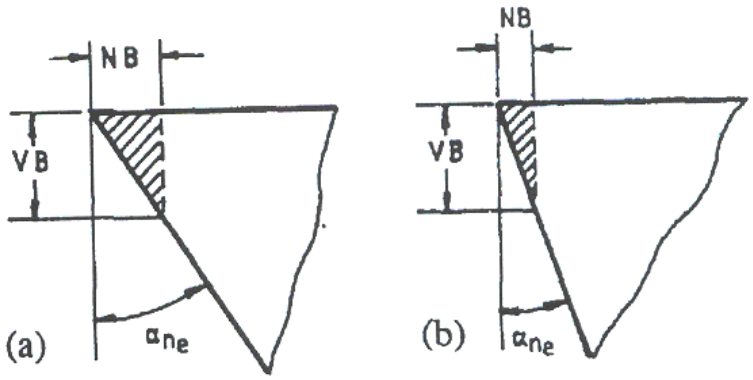


Figura 4.116 - Efeito do ângulo de saída no desgaste da ferramenta. a) ângulo de saída elevado; b) pequeno ângulo de saída.

O gráfico da figura 4.117 apresenta a variação das força Fc para pastilhas de aresta viva e com chanfro a maquinar a liga AlSi18, nas as mesmas condições de corte.

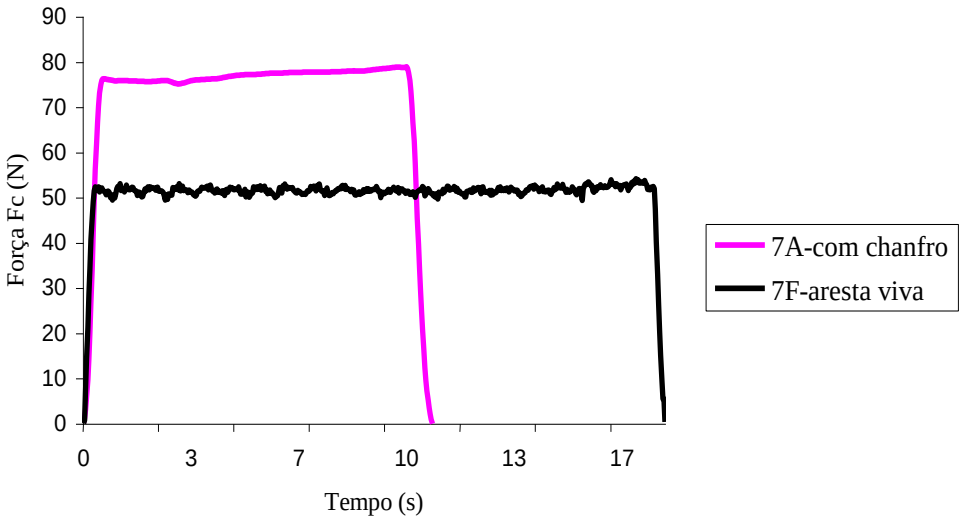


Figura 4.117 - Variação da força de corte Fc para pastilhas de aresta viva e com chanfro a tornear a liga AlSi18 com parâmetros de corte Vc= 600m/min; d=0,5mm e f=0,1mm/rot., a seco.

Já foi demonstrado que as forças de corte aumentam com a redução do ângulo da face de saída. Como seria de esperar, neste caso, verifica-se que a força de corte de maior valor corresponde à pastilha de aresta com chanfro uma vez que nas pastilhas de aresta viva a área de contacto na interface ferramenta/peça é significativamente menor. O melhor desempenho que se verificou com as pastilhas de aresta viva está, pois, relacionado com a redução das forças de corte.

4.9 - Morfologia da apara

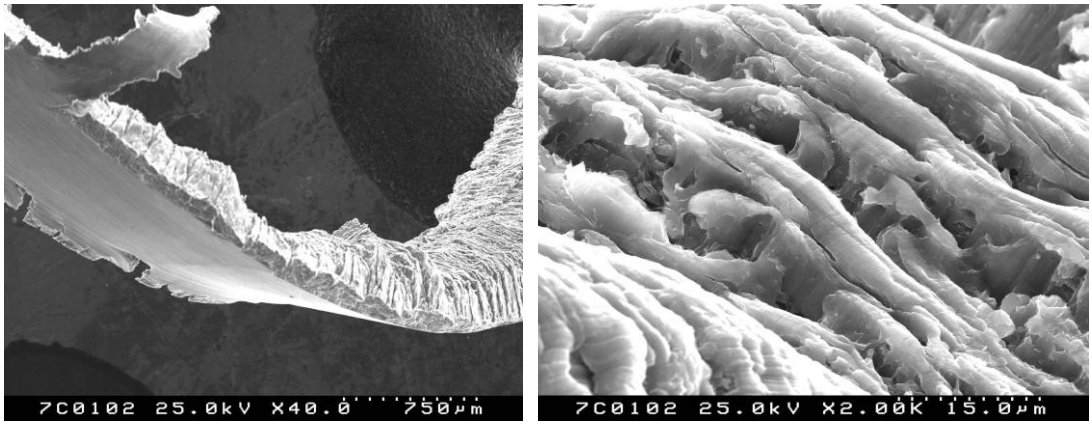
Outro aspecto importante que deve ser levado em consideração na análise tanto do comportamento da ferramenta de corte como da qualidade do material maquinado é a morfologia da apara formada durante a maquinagem. A partir da morfologia da apara podemos avaliar a maquinabilidade do material, optimizar as condições de corte e escolher a melhor geometria da ferramenta.

A maquinabilidade de um material é definida como a facilidade do material da peça em ser cortado pela ferramenta. O conceito de maquinabilidade é complexo e não se pode medir por comparação de valores. Esta é influenciada por aspectos de natureza metalúrgica, química, mecânica, tratamentos térmicos, pelo conteúdo de aditivos e pela existência de inclusões, bem como por aspectos de carácter operacional, como sejam a geometria da ferramenta de corte, condições de corte e condições da máquina-ferramenta.

Conhecer o material da peça é essencial para a optimização das condições e parâmetros de corte por forma a conseguir ter sucesso nas operações de maquinagem. Muitas vezes o custo por componente fabricado, a taxa de produção e uma vida de ferramenta que garanta determinado acabamento são as prioridades para o conceito de maquinabilidade. Para melhor avaliar a maquinabilidade, alguns aspectos devem ser levados em consideração. Devem ser melhoradas as condições de produção do material a maquinar, e optimizadas as condições, os parâmetros de operação e a geometria da ferramenta. A optimização consiste em seleccionar correctamente o material e a geometria da ferramenta, bem como os parâmetros de corte (velocidade de corte, velocidade de avanço e profundidade de corte). Em geral, a maquinabilidade é vista como um carácter operacional da ferramenta de corte/material da peça descrito por critérios como desgaste da ferramenta, forma e morfo-

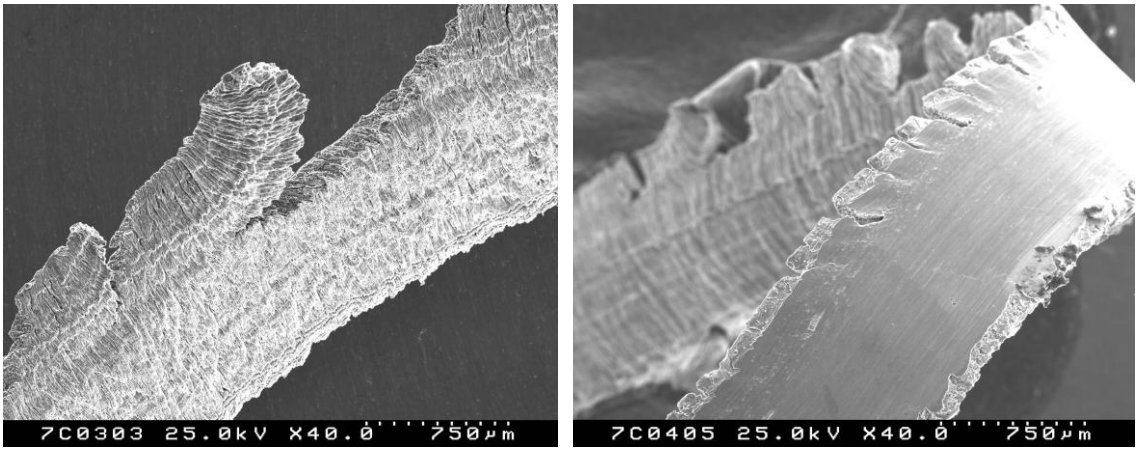
logia da apara, acabamento superficial, taxa de remoção de material, forças de corte e tendência para a formação da aresta postiça de corte [12,42,43].

Relativamente à morfologia da apara, verifica-se, a partir das figuras 4.118 e 4.119, que a apara formada no torneamento da liga AlSi12 é mais ou menos longa e que apresenta um comportamento de deformação plástica misto o dúctil/frágil. A morfologia da apara leva a pensar que há material que é cortado mas, ao mesmo tempo, apresenta nos bordos material que parece ter sido arrancado.



a) b)

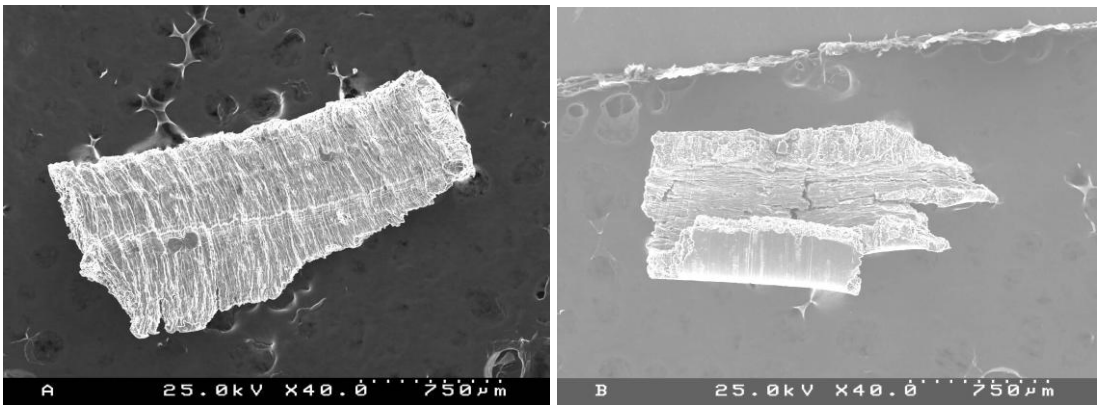
Figura 4.118 - Morfologia da apara da liga AlSi12 torneada a seco com Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,2mm/rot. a) vista geral; b) zona superior da apara.



a) b)

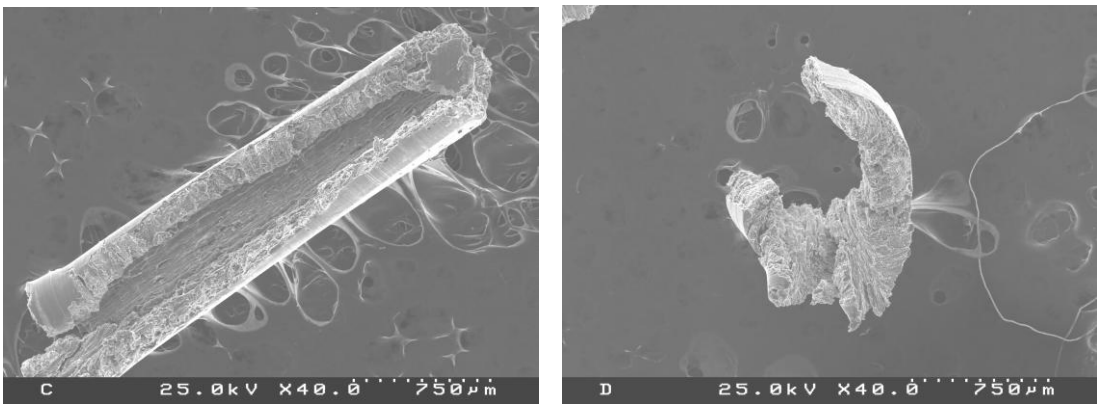
Figura 4.119 - Morfologia da apara da liga AlSi12 torneada a seco. a) Vc=600m/min, d=1,0mm e f=0,1mm/rot. b) Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot.

Considerando as mesmas condições de corte e a mesma geometria da ferramenta, o aspecto e o comprimento das aparas das ligas AlSi18 e AlSi12 são significativamente diferentes. Enquanto que a liga AlSi12 tem tendência a formar uma apara contínua, como se vê nas figuras 4.118 e 4.119, a liga AlSi18 forma apara curta. As figuras 4.120 e 4.121 apresentam a morfologia das aparas características desta liga, torneada com diferentes parâmetros de corte. Este tipo de apara é característica dos materiais frágeis, curta e quebradiça. Uma apara semelhante é obtida na maquinagem do ferro fundido. A presença de silício livre em elevada percentagem funciona como um excelente quebra apara.



a) b)

Figura 4.120 - Morfologia da apara da liga AlSi18 torneada a seco. a) Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,2mm/rot. b) Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot.

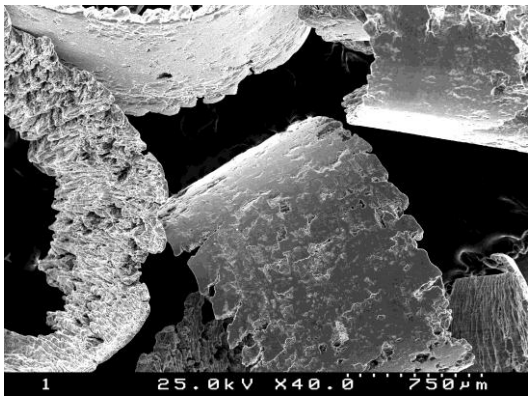


a) b)

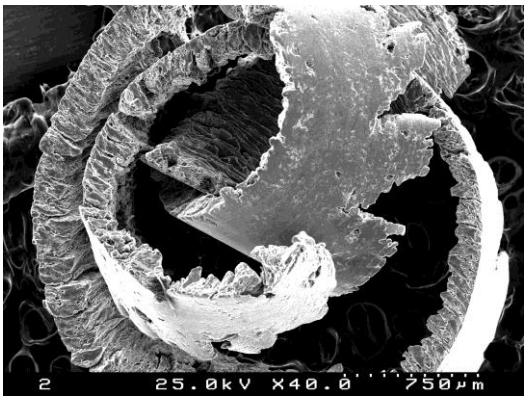
Figura 4.121 - Morfologia da apara da liga AlSi18 torneada a seco. c) Vc=600m/min, d=2,0mm e f=0,1mm/rot. d) Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,3mm/rot.

A morfologia da apara da liga AlSi19 é muito idêntica à apara da liga AlSi18. É curta e com aspecto de ser arrancada em vez de cortada, característica dos materiais duros e frá-

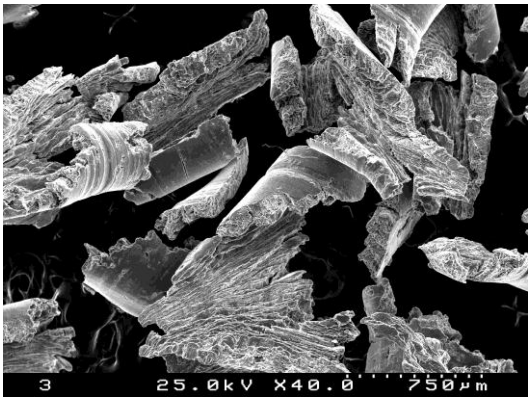
geis mas também dos materiais com uma microestrutura grosseira, como é o caso da liga AlSi19. Nas mesmas condições de corte, quando é torneada com arestas vivas a apara é mais longa do que no caso da aresta com chanfro. A figura 4.122 apresenta a apara da liga AlSi19 obtida no torneamento com pastilhas de diamante CVD brazado em substratos de metal duro (a), pastilhas de PCD (b) e pastilhas de diamante CVD directamente depositado sobre substratos de nitreto de silício (c).



a)



b)



c)

Figura 4.122 - Morfologia das aparas da liga AlSi19 torneada a seco com diferentes arestas e parâmetros de corte constantes Vc=600m/min, d=0,5mm e f=0,1mm/rot.). a) CVD brazado; b) PCD; c) CVD directamente depositado.

Os parâmetros de corte e a geometria da pastilha de corte têm um efeito significativo na morfologia da apara produzida. Segundo El-Gallab et al. [63], a apara curta e quebradiça é o resultado das baixas velocidades de corte e do volume elevado de partículas livres, que neste caso são as partículas de silício. No estudo por ele realizado sobre a maquinabilidade de MMC´s com 20% de SiC, verificou que com uma velocidade de corte de

670m/min a apara tinha um aspecto contínuo, devido ao aumento da temperatura que se verifica na maquinagem a elevadas velocidades de corte. Também Monaghan [74] verificou que na maquinagem de MMC´s com 25% de SiC, a velocidades de corte da ordem dos 20m/min, a apara formada foi sempre quebradiça. No presente estudo com velocidades de corte elevadas e a seco, verificou-se que a forma da apara foi essencialmente influenciada pela percentagem de silício na liga de alumínio.

5 - CONCLUSÕES

Neste trabalho foram concebidas ferramentas de corte de diamante CVD por duas técnicas alternativas – deposição directa de filmes finos (até 20μm) em substratos cerâmicos de Si_3N_4 e brazagem de placas espessas (400μm) em suportes de metal duro – e testado o respectivo comportamento no torneamento a seco de ligas de alumínio-silício caracterizadas pela sua abrasividade. Foram escolhidas três ligas, com 12, 18 e 19% de silício, a primeira eutéctica e relativamente dúctil, e as restantes hipereutécticas, apresentando a última um tamanho de plaquetas de Si extremamente grosseiro.

Convém salientar que a maquinagem sem líquido de refrigeração é um objectivo de grande actualidade por razões ecológicas e de higiene e segurança, mas de difícil viabilidade tecnológica, dada a activação local dos modos de desgaste pela elevação da temperatura, reduzindo os tempos de vida das ferramentas.

Os ensaios foram feitos num torno CNC com parâmetros de corte variáveis, sendo adquiridas em tempo real as forças de corte com o auxílio de um dinamómetro triaxial. A rugosidade superficial da peça maquinada no final de cada passagem e a observação por SEM da qualidade das arestas de corte e faces de trabalho permitiram estudar o comportamento das pastilhas de corte.

O diamante CVD, em qualquer uma das alternativas, revelou-se adequado para a maquinagem da liga Al/12%Si mesmo a velocidades extremamente elevadas (1000 m/min) na ausência de líquido de refrigeração. As forças de corte desenvolvidas não ultrapassaram o valor de 80N e mantiveram-se constantes durante os ensaios. Em pastilhas com chanfros nas arestas, as forças de corte foram mais elevadas, pois a área de contacto é maior. Dado que as pastilhas obtidas por deposição directa em Si_3N_4 garantem uma adesão suficiente para esta aplicação, esta via, tecnologicamente mais simples e versátil do que a brazagem, constitui-se uma opção industrialmente viável e atraente para a maquinagem deste tipo de ligas, mesmo em alternativa ao uso de ferramentas convencionais de PCD.

No torneamento da liga Al/18%Si, as pastilhas de deposição directa com chanfro evidenciaram desgaste excessivo com delaminação do filme de diamante acompanhado de um aumento abrupto do valor das forças de corte para 300N. As pastilhas de aresta viva tiveram melhor comportamento que as anteriores e o respectivo tempo de vida foi muito

influenciado pela espessura do filme de diamante. Quando se torneou com pastilhas revestidas com um filme de 20μm de espessura, o tempo de vida atingiu 100s. Com a ferramenta brazada as forças de corte não superaram 50N e o desgaste foi desprezável.

Na liga Al/19%Si, o comportamento das pastilhas de deposição directa com chanfro na aresta foi catastrófico, com delaminação imediata. As pastilhas de aresta viva tornearam durante pouco mais de dois segundos, tendo as forças de corte incrementado de um valor inicial de 60N para 200N quando a delaminação ocorreu. As pastilhas de diamante CVD brazado e de diamante PCD mostraram algum desgaste abrasivo mas permitiram maquinar esta liga, com forças de corte iniciais semelhantes às desenvolvidas no torneamento da liga Al/18%Si. A pastilha de diamante CVD brazado torneou durante o dobro do tempo da pastilha de diamante PCD e com desgaste inferior.

A rugosidade superficial das peças maquinadas corrobora o comportamento dos diversos tipos de ferramentas, obtendo-se valores de Ra da ordem de 0,5 μm em condições de desbaste.

6 - BIBLIOGRAFIA

[1] H.K. Seok, J.C. Lee, S.I. Seo, G.M. Yoon, J.D. Lim, H.I. Lee; Proceedings of the 65th World Foundry Congress, Gyeongju, Korea, 2002.

[2] J.R. Davis; ASM Int. Handbook Committee (1993).

[3] J.F. Kelly, M.G.Cotterell; J. Mater. Process. Technol. 120 (2002) 327-334.

[4] K. Narayan Prabhu, B.N. Ravishankar; Mater. Sci. Eng. A360 (2003) 293-298.

[5] P.K. Wright; J. Eng. Ind. 104 (1982) 285-292.

[6] N.P.Hung, F.Y.C. Boey, K.A. Khor, C.A. Oh, H.F. Lee; J. Mater. Process. Technol. 48 (1995) 291-297.

[7] R.A. Hay, C.D. Dean; Diamond Relat. Mater. (1991) 53-60.

[8] P. M. Stephan; J. Am. Ceram. Soc. 71 (1992) 1623-1627.

[9] C.H. Shen; Surf. Coat.Technol. 86-87 (1996) 672-277.

[10] Catálogo Geral Valter, Austria 407 366-292 (03/2000).

[11] D.M. Barquete, Tese de Mestrado, ITA, Brasil, 1997.

[12] D.Ferraresi; Fundamentos da Usinagem dos Metais, editora Edgard Blücher, São Paulo (ed.1977).

[13] E.Dow Whitney; Ceramic Cutting Tolls, Noyes Publications, Florida (1994).

[14] P.K. Bachmann, D.U. Wiechert; Ber. Bunsenges. Phys. Chem. 95 (1991) 1390-1400.

[15] Catálogo De Beers Industrial Diamond.

[16] D. Belnap, A. Griffo; Diamond Relat. Mater. 13 (2004) 1914-1922.

[17] R.T. Coelho, S. Yamada, D.K. Aspinwall, M.L.H. Wise; Int. J. Mach. Tools Manufat. 35 (1995) 761-774.

[18] M. Lahres, G. Jörgensen; Surf. Coat. Technol. 96 (1997) 198-204.

[19] M. Amaral, F.J. Oliveira, M. Belmonte, A.J.S. Fernandes, F.M. Costa, R.F. Silva; Surface Eng. 19 (2003), 410-416.

[20] V.A. Silva, A.J. Fernandes, F.M. Costa, R.F. Silva; Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, 19 (2000) 27-32.

[21] M.R. Soares, M. Belmonte, R.F. Silva; J. Applied Phy. 94 (2003) 5633-5638.

[22] I. Reineck, S. Söderberg, P.E. Ekholm, K. Westerbren; Surf. Coat. Technol. 57 (1993) 47-50.

[23] H. Itoh, S. Shimura,K. Sugiyama, H. Iwahara; J. Am. Ceram. Soc. 80 (1997) 189-196.

[24] C.E. Bauer, A. Inspektor, E.J.Oles; Sadhana 28 (2003) 933-944.

[25] E. Uhlmann, U. Lachmund, M. Brücher; Surf. Coat. Technol. 131 (2000) 395-399.

[26] E.J.Oles, A. Inspektor, C.E. Bauer; Diamond Relat. Mater. 5 (1996) 617-624.

[27] R. Haubner, B. Lux; J. Refract. Met. Hard Mater. 14 (1996) 111-118.

[28] T.H. Chein, J.W. Yonhua Tzeng; Diamond Relat. Mater. 8 (1999) 1686-1696.

[29] J.M. Olson, M.J. Dawes; J. Mater. Research 11 (1996) 1765-1775.

[30] M. Belmonte; Diamond Relat. Mater. 14 (2005) 54-59.

[31] M.S. Raghuveer, S.N. Yoganand, K. Jagannadham, R.L. Lemaster, J. Bailey; Wear 253 (2002) 1194-1206.

[32] M. Belmonte, P. Ferro, A.J.S. Fernandes, F.M. Costa, J. Sacramento, R.F. Silva; Diamond Relat. Mater. 12 (2003) 738-743.

[33] C.E.Bauer, A. Inspektor, E.Joles, Sadhana 28 (2003) 933-944.

[34] V.J. Trava-Airoldi, E.J. Corat, V. Branauskas; Key Eng. Mater. 138-140 (1998) 195-244.

[35] S. Yugo, S. Semoto, K. Hoshina, T. Kimura, H. Nakai; Diamond Relat. Mater. 4 (1995) 903-907.

[36] L. De Fazio, S. Syngellakis, R.J.K. Wood, F.M. Fugiuele, G. Sciumé; Diamond Relat. Mater. 10 (2001) 765-769.

[37] P.Chen; Ann. CIRP 41 (1992) 59-62.

[38] R.T. Rozbicki, V.K. Sarin; Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 16 (1998) 377-388.

[39] G. Ziegler, J. Heinrich, G. Wotting; J. Mater. Sci. 22 (1987) 3041-3086.

[40] X.Dong, S. Jahanmir; Wear 165 (1993) 169-180.

[41] J.M. Carrapichano, F.J. Oliveira, J.R. Gomes, R.F. Silva, J. Am. Ceram. Soc. 88 [8] 2177–2180 (2005).

[42] J.P.Davim; Princípios de Maquinagem, Livraria Almedina, Coimbra, 1995.

[43] AB Sandvick Coromant, Sweden, 1994.

[44] J.C. Rocha; Tese de doutoramento, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (1995)

[45] L. Hengcheng, S. Yu, S. Guoxiong; Mater. Sci. Eng. A358 (2003) 164-170.

[46] C.T. Rios, R. Caram, C. Bolfarini, W.J. Botta, C.S. Kiminami; Acta Microscópica 12 (2003) 77-81.

[47] D. Lehmhus, J. Banhart; Mater. Sci. Eng. A349 (2003) 98-110.

[48] M.M. Haque, A. Sharif; J. Mater. Process. Technol. 118 (2001) 69-73.

[49] D. Casellas, A. Beltran, J.M. Prado, A. Larson, A. Romero; Wear 257 (2004) 730-739.

[50] C.M. Chen, C.C. Yang, C.G. Chao; Mater. Sci. Eng. A397(2005)178-189.

[51] A.S. Reddy, B.N. Pramila Bai, K.S.S Murthy, S.K. Biswas; Wear 181-183 (1995) 658-667.

[52] G. Heiberg, C.A. Gandin, H. Goerner, L. Arnberg; Metalur. Mater. Trans. 35A (2004) 1-10.

[53] L.L. Ge, R.P. Liu, G. Li, M.Z. Ma, W.K. Wang; Mater. Sci. Eng. A385 (2004) 128-132.

[54] H. Ahlatci, E. Candan, H. Cimenoglu; Wear 257 (2004) 625-632.

[55] A.R. Riahi, T. Perry, A.T. Alpas; Mater. Sci. Eng. A343 (2003) 76-81.

[56] J. Zhang, A.T. Alpas; Acta Mater. 45 (1997) 513-528.

[57] L. Heusler, W. Schneider; J. Light Met. 2 (2002) 17-26.

[58] W.D. Griffiths, D.G. McCartney; Mater. Sci. Eng. A216 (1996) 47-60.

[59] Hiromichi Yoshikawa, Akio Nishiyama; Diamond Relat. Mater. 8 (1999) 1527-1530.

[60] J. Karner, M. Pedrazzini, I. Reineck, M.E. Sjöstrand, E. Bergamann; Mater. Sci. Eng. A209 (1996) 405-413.

[61] S.K. Sikdar, M. Chen; J. Mater. Process. Technol. 128 (2002) 210-215.

[62] J.T.Lin, D.Bhattacharyya, C.Lane; Wear 181-183 (1995)883-888.

[63] M.El-Gallab, M.Sklad; J. Mater. Process. Technol. 83 (1998)151-158.

[64] E. Uhlmann, M. Brücher; Inst. Mach. Tools Factory Manag., Technical University of Berlin, Berlin, Germany.

[65] Xiaoping Li, W.K.H. Seah; Wear 247 (2001) 161-171.

[66] M.S. Carrilero, R. Bienvenido, J.M. Sánchez, M. Álvarez, A. González, M. Marcos; Int. J. Mach. Tools Manufact. 42 (20002) 215-220.

[67] Caroline J.E. Andrewes, His-Yung Feng, W.M. Lau; J. Mater. Process. Technol. 102 (2000) 25-29.

[68] Ibrahim Ciftci, Mehmet Turker, Ulvi Seker; Wear 257 (2004)1041-1046.

[69] C.Lane; Proceeding of the Machining of Composites Materials Symposium, ASM Material Week, Chicago, IL, 1-5 November 1992, 3-15.

[70] X.J.Yuan, L.Geng, S. Dong; Ann. CIRP 42 (1993) 107-109.

[71] A.R. Chambers; Composites: part A 27A (1996) 143-147.

[72] J.P. Davim; J. Mater. Process. Technol. 128 (2002) 100-105.

[7] M.A. El Baradie; Wear 195 (1996) 201-205.

[74] J. Monaghan; Key Eng. Mater.138-140 (1998) 545-574.