

FACULDADE DE ENGENHARIA
Departamento de Engenharia Mecânica e
Gestão Industrial

PROGRAMA PRODEP
Medida 4.3
Acção de Formação nº 4

RELATÓRIO FINAL

"Estudo do comportamento tribológico dum
compósito de matriz metálica (alumínio
reforçado com partículas cerâmicas)"

por

Sabino Antunes Pereira

Porto e FEUP, 30 de Setembro de 1993

621/047 3) / LEM 1992 / PER 3
01 10 09

PARECER

O aluno finalista do Curso de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial **SABINO ANTUNES PEREIRA**, realizou no INEGI, no âmbito do programa PRODEP, medida 4.3/7/7/92/93, um estágio cujo trabalho se encontra descrito no relatório apresentado com o título **"Estudo do comportamento tribológico dum compósito de matriz metálica (alumínio reforçado com partículas cerâmicas)"**

Durante a execução do conjunto de tarefas que lhe foram atribuídas, o referido estagiário atingiu os objectivos que lhe foram propostos, mostrando ter conhecimentos adequados e empenho.

Face à qualidade do trabalho produzido cumpre-me informar que o estágio realizado se revestiu de grande interesse para a formação de alunos, como futuros engenheiros

Porto, 27 de Dezembro de 1993



O Supervisor

PARECER

O aluno finalista do Curso de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial **SABINO ANTUNES PEREIRA**, realizou no INEGI, no âmbito do programa PRODEP, medida 4.3/7/7/92/93, um estágio cujo trabalho se encontra descrito no relatório apresentado com o título "**Estudo do comportamento tribológico dum compósito de matriz metálica (alumínio reforçado com partículas cerâmicas)**"

Durante a execução do conjunto de tarefas que lhe foram atribuídas, o referido estagiário atingiu os objectivos que lhe foram propostos, mostrando ter conhecimentos adequados.

Face à qualidade do trabalho produzido cumpre-me informar que o estágio realizado se revestiu de grande interesse para esta instituição

Porto, 27 de Dezembro de 1993



O Supervisor

1ª Parte- Recolha bibliográfica

PREFÁCIO	1
1- INTRODUÇÃO	2
2- MATERIAIS COMPÓSITOS	3
2.1- Um pouco de história	3
2.2- O nascer da palavra "Compósito"	3
2.3- Compósitos Matriz Metálica	5
2.4- Como escolher um compósito ?	6
2.5- Tipos de compósitos de matriz metálica	8
2.5.1- Compósitos com reforço de partículas	8
2.5.1.1- Reforço de micropartículas	8
2.5.1.2- Reforço de partículas	9
2.5.2- Compósitos com reforço de whiskers	9
2.5.3- Compósitos com reforço de fibras	9
2.5.3.1- Reforço de fibras contínuas	9
2.5.3.2- Reforço de fibras descontínuas	9
3-MATRIZES METÁLICAS	10
3.1- Compósitos matriz metálica em ligas de alumínio	10
3.1.1- Matrizes de alumínio	11
3.1.2- Tipos de ligas de alumínio	12
3.1.2.1- Ligas de alumínio tratáveis térmicamente	12
3.1.2.2- Ligas de Al não susceptíveis de tratamento térmico	12
3.1.3- Liga 6061	13
4- REFORÇOS	14
4.1.- Partículas como reforço	14
4.1.1- Partículas de grafite	15
4.1.2- Partículas de alumina	15
4.1.3- Partículas de carboneto de silício	16

5- INTERFACES NOS COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA	17
5.1- Molhagem	18
5.2- Interações matriz-reforço	21
5.2.1- Classificação das interfaces	21
5.2.2- Estabilidade da interface	23
5.2.3- Interfaces nos sistemas com matriz de alumínio	23
5.2.3.1- Sistema Al/Al ₂ O ₃	24
5.2.3.2- Sistema Al/SiC	24
5.2.4- Controlo dos fenómenos na interface	24
6- MÉTODOS DE FABRICO DE COMPÓSITOS DE MATRIZ	26
6.1- Infiltração sob grande pressão (Squeeze Casting)	26
6.2- Fusão centrífuga (centrifugal castings)	29
6.3- Fabricação no estado semi-sólido (Compocasting)	30
6.4- Pulverometalurgia (Powdermetallurgy)	31
7- PROPRIEDADES TÍPICAS DOS MATERIAIS COMPÓSITOS DE MATRIZ DE ALUMÍNIO	38
7.1- Dureza	39
7.2- Módulo de Young	40
7.3- Resistência à tracção	42
7.4- Comportamento tribológico	46
7.4.1- Desgaste	46
7.4.2- Atrito	49
7.5- Exemplos de aplicações	49

2ª Parte- Parte Prática

1- INTRODUÇÃO	51
2- OBJECTIVOS DO TRABALHO PRÁTICO	52

3- ENSAIOS TRIBOLÓGICOS	53
3.1- Caracterização	53
3.1.1.- Condições de ensaio comuns a todos os ensaios	53
3.1.2.- Condições de ensaio variáveis	54
3.2.- Material ensaiado	54
3.2.1.- Geometria dos provetes	54
3.3.- Modo de obtenção dos resultados	55
3.3.1.- Coeficiente de atrito	55
3.3.2.- Taxa de desgaste	55
4- RESULTADOS DOS ENSAIOS EFECTUADOS	57
4.1.- Coeficiente de atrito	57
4.2- Taxa de desgaste	61
5- ANÁLISE DE RESULTADOS	63
5.1.- Taxa de desgaste	63
5.2- Coeficiente de atrito médio	68
5.3- Antagonista	72
5.4- Lubrificante	74
5.5 - Tipo de perfil	74
6 - CONCLUSÕES	78
7- ANEXOS	79
8 - BIBLIOGRAFIA	145

1^a Parte

PREFÁCIO

[1] Compósitos de matriz metálica têm grande interesse devido ao elevado potencial que possuem para a produção de componentes de grande eficiência estrutural e baixo peso. Este potencial tem sido reconhecido a nível internacional, chegando ao ponto de muitas nações considerarem os "C.M.M." de importância estratégica.

1- INTRODUÇÃO

[2] Ligas de alumínio são muito utilizadas para aplicações que requerem leveza e economia de energia, devido ao seu baixo peso específico. No entanto, as suas aplicações têm sido limitadas devido às suas fracas propriedades mecânicas a elevadas temperaturas. Assim, ligas de alumínio podem corresponder a várias exigências de muitas aplicações através da adição de reforços, os quais têm superiores propriedades mecânicas e boa estabilidade térmica.

Os compósitos de matriz de alumínio têm demonstrado um melhoramento nas propriedades mecânicas relativamente às propriedades das ligas de alumínio não reforçado. Este melhoramento de propriedades inclui:

- alto módulo de Young e resistência à tracção;
- aumento das propriedades direccionais;
- conservação das propriedades a elevadas temperaturas;
- resistência ao desgaste.

Diversos processos podem ser usados para produzir compósitos de matriz metálica (C.M.M.). Os processos mais largamente usados são:

- Fabricação no estado semi-sólido (Rheocasting, Compocasting);
- Pulverometalurgia (Powder Metallurgy);
- Infiltração sob elevada pressão (Squeeze Casting).

[3] As aplicações mais correntes destes materiais, estão ligadas às indústrias de ponta, aeronáutica e aeroespacial, e à indústria automóvel. No primeiro caso, a utilização destes materiais deve-se às elevadas propriedades mecânicas e à menor dependência destas em relação à temperatura, e no segundo às elevadas propriedades mecânicas e resistência ao desgaste.

No momento actual, a não utilização destes novos materiais em grande escala deve-se:

- ao factor económico associado aos processos de fabrico;
- ao elevado preço que apresentam a maioria dos materiais que constituem o reforço;
- às dificuldades associadas à molhagem, reactividade matriz-reforço e diminuição dos defeitos;
- à dificuldade de optimização de processos de fabrico de elevada produção.

2- MATERIAIS COMPÓSITOS

2.1- Um pouco de história

A idéia de misturar artificialmente materiais diferentes, com o objectivo de beneficiar das vantagens de cada um não é nova [4]. Pode-se dizer que, desde os faraós, existem materiais "reforçados", dum ou doutro tipo, embora só muito recentemente tenham surgido como materiais "fortes".

Parece provável que a ideia, de colocar palha cortada nos tijolos egípcios era a mesma que levava os Incas e os Maias a introduzir fibras de plantas na sua louça, para evitar fracturas quando a argila húmida era seca ao sol.

É possível que o efeito reforçador das fibras na argila após ter endurecido não fosse essencial. Contudo, mesmo sendo pequena a percentagem de fibras introduzidas, elas tinham um efeito significativo em melhorar a resistência e tenacidade de materiais "fracos" e frágeis e há muitos casos destes [5].

O termo "Compósito" em relação aos materiais ditos de engenharia, foi provavelmente aplicado pela primeira vez à construção de barcos que combinavam na sua construção a madeira e o ferro. Isto é mais uma construção "composta" do que um material compósito, mas serve para realçar que os materiais compósitos são na realidade estruturas compósitas ao nível microscópico ou submicroscópico [6].

2.2- O nascer da palavra "Compósito"

Embora a palavra compósito possa ser aplicada para definir vários materiais já utilizados há muito tempo, é nos últimos 50 anos que este termo passa a ter um significado muito importante na construção mecânica.

Este facto deve-se ao aparecimento de materiais de elevadas propriedades mecânicas, os reforços (fibras, whiskers e partículas) que, ligadas com uma matriz polimérica, metálica ou cerâmica formam um material compósito [3].

Daqui resultou, um aumento de interesse da parte de governantes, de fornecedores e de potenciais clientes [1].

Estes compósitos, apresentam propriedades específicas extremamente elevadas, superiores aos materiais de construção

convencionais (materiais metálicos), daqui resulta que muita investigação lhes esteja a ser dedicada há alguns anos [3].

Os compósitos de matriz metálica, objecto deste estudo, têm sido investigados desde os anos 60. Estudos recentes permitiram a utilização de novos e mais baratos reforços, principalmente na forma de fibras e partículas de carboneto de silício, o que permitiu abrir um novo caminho aos C.M.M. [1].

Na figura 2.1, apresenta-se um exemplo duma aplicação industrial com a produção de um pistão para um motor TOYOTA em liga de alumínio reforçado com fibras curtas [1,3].

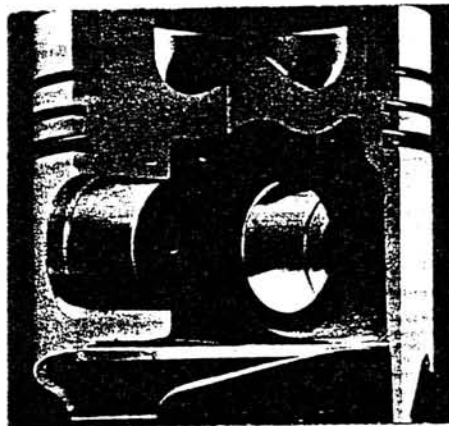


Fig.2.1-Infiltração sob grande pressão (Pistão Diesel Toyota).

De acordo com Broutman e Krock, um material para ser considerado compósito terá de obedecer ao seguinte critério por esta ordem :

- tem de ser feito pelo Homem;
- tem de ser pelo menos uma combinação de dois materiais quimicamente distintos, com uma distinta interface separando os constituintes;
- os materiais separados que formam o compósito têm de ser combinados a três dimensões;
- terá de ser fabricado para obter propriedades que nenhum dos constituintes individuais possuam.

[7] Propriedades que podem ser melhoradas com a formação de materiais compósitos :

- resistência mecânica;
- rigidez;
- vida à fadiga;
- resistência ao desgaste e à corrosão;
- peso;
- comportamento mecânico a altas temperaturas;
- isolamento térmico;
- condutibilidade térmica;
- isolamento acústico;
- tenacidade em materiais frágeis.

Das propriedades mencionadas, algumas são melhoradas simultaneamente, o que se traduz uma vantagem adicional para a maior parte das aplicações.

2.3- Compósitos Matriz Metálica

Estes compósitos de matriz metálica, apresentam um dos maiores potenciais em termos de propriedades estruturais, daí que actualmente sejam alvo de uma forte investigação e um consequente elevado desenvolvimento no campo dos materiais, sendo por isso enquadrados na área dos novos materiais [3].

A vantagem dos materiais compósitos é que usualmente apresentem melhores qualidades que as dos seus constituintes e também algumas qualidades que nenhum dos constituintes possui sozinho [8].

A utilização dos compósitos de matriz metálica, deve-se fundamentalmente:

- às elevadas propriedades mecânicas, tensão de ruptura e módulo de Young, que estes apresentam e que quando consideradas em termos específicos são muito superiores às dos materiais metálicos ditos "convencionais";
- à menor dependência das propriedades mecânicas, em relação à temperatura, em especial nos materiais de baixo ponto de fusão como o alumínio;
- à boa resistência ao desgaste que apresentam alguns destes materiais;

Devido às elevadas propriedades mecânicas e à menor dependência destas em relação à temperatura, têm sido utilizadas peças em compósitos obtidos por processos de fabrico derivados da conformação, em particular por "Prensagem a quente", nas indústrias aeronáutica e aeroespacial. Estas apresentam taxas de produção muito baixas não compatíveis com as produções exigidas na indústria automóvel. Nesta última, a fabricação de peças em compósitos de matriz metálica, ainda muito reduzida nos países ocidentais, faz-se especialmente pelo processo de "Squeeze Casting".

Neste contexto e após prolongado estudo levado a cabo pela Rolls-Royce foi sugerido que os compósitos de matriz metálica irão ser altamente eficazes e utilizados pela indústria em geral, em detrimento dos materiais convencionais ainda usados actualmente, fig.2.2 [4].

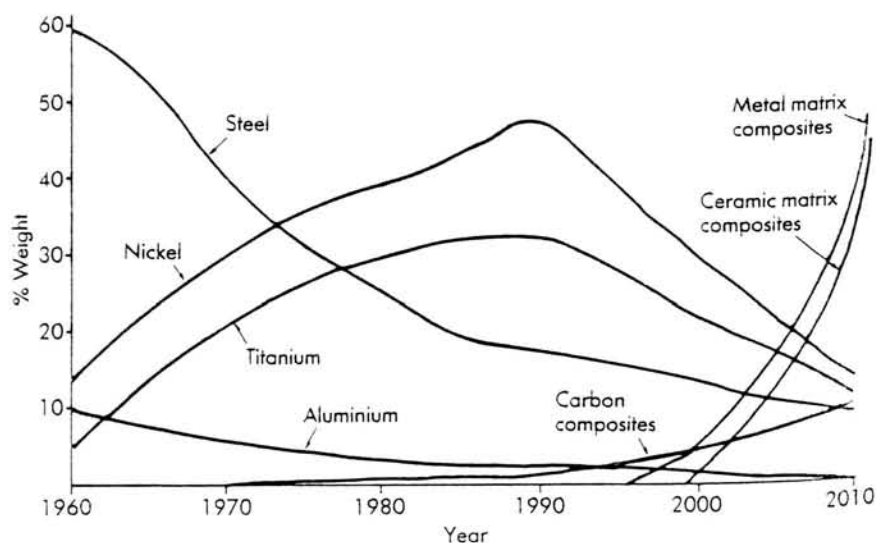


Fig.2.2-Previsão estatística [4].

2.4- Como escolher um compósito ?

A escolha dum compósito, sistema matriz metálica-reforço, é função das características pretendidas, dos processos de fabrico conhecidas ou disponíveis e ainda da compatibilidade entre matriz e o reforço.

As funções da matriz são [5]:

- manter o compósito solidário;
- proteger o reforço do meio exterior;

- repartir e transmitir os esforços aos elementos de reforço;
- para utilizações particulares, deve ter boa resistência a altas temperaturas.

As funções do reforço são:

- suportar as tensões que se exercam sobre o compósito;
- aumentar as propriedades mecânicas e outras da matriz;
- atenuar a diminuição destas propriedades, que se observa com o aumento de temperatura;
- diminuir ou parar a propagação de fissuras.

[9] A forma mais simples de considerar e comparar os atributos dos vários tipos de C.M.M. é examinando a curva tensão-deformação para cada tipo.

A fig.2.3 sobrepõe curvas dos três reforços básicos utilizados nos compósitos de matriz de alumínio: partículas cerâmicas, filamentos de boro e grafite "tow", em relação à curva convencional de 6061-T6.

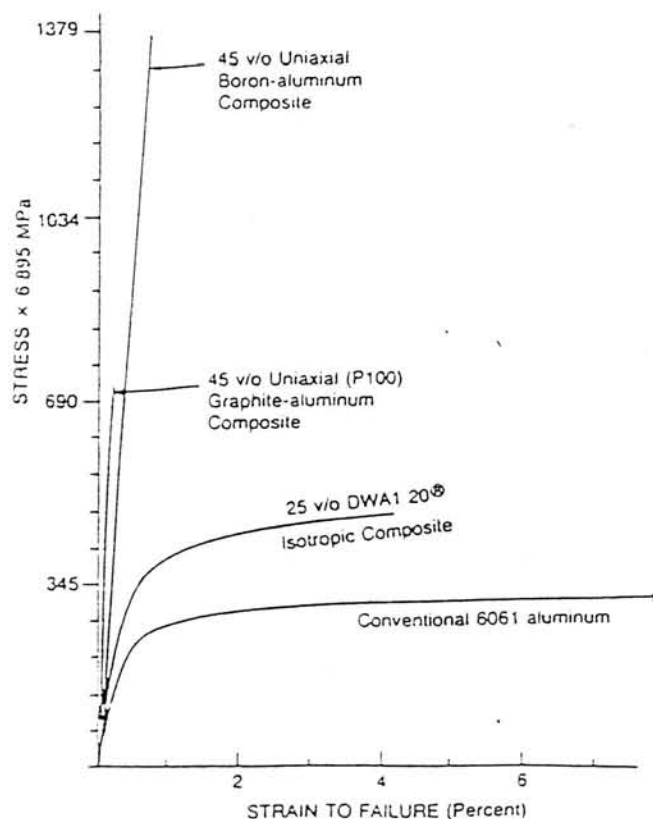


Fig.2.3-Comparação das curvas σ - ϵ dos reforços [9].

Embora estas curvas sejam de alguma forma idealizadas, os dois compósitos uniaxiais reforçados com fibra contínua são marcadamente mais duros e mais fortes, mas também mostram baixa ductilidade à fractura.

O compósito reforçado com partículas cerâmicas (DWA120,25 vol% 6061-T6) mostra uma resposta mais convencional tensão-deformação (exibindo ductilidade) mas também propriedades mecânicas intermédias entre aqueles que são materiais não reforçados e os compósitos de fibras contínuas.

As exactas posições e formas das curvas σ - ϵ do compósito podem variar por tratamentos térmicos da matriz, percentagem em volume dos reforços (vol%) ou por efeitos de orientação dos reforços.

Também se deve ter em conta que todo o material compósito reforçado continuamente, exhibe características anisotrópicas.

2.5- Tipos de compósitos de matriz metálica

Os compósitos de matriz metálica, podem ser classificadas em três classes:

- 1- Compósito com reforço de partículas
- 2- Compósito com reforço de whiskers
- 3- Compósito com reforço de fibras

2.5.1- Compósitos com reforço de partículas

Estes compósitos subdividem-se em duas classes [7] :

i) Com reforço de micropartículas em que a dimensão das partículas de reforço varia entre 0.01 μm e 0.1 μm e estão uniformemente distribuídas.

A concentração em volume destas partículas anda no intervalo de 1 a 15 por cento;

ii) Com reforço de partículas, caracterizadas pelo facto das partículas dispersas na matriz terem dimensão superior a 0,1 μm e no máximo com concentração de 25 por cento.

2.5.1.1- Reforço de micropartículas

[7] Neste tipo de reforço, a matriz é o principal suporte das cargas aplicadas. As micropartículas dispersas na matriz estão presentes para dificultarem e inibirem a propagação de deslocações na matriz.

A resistência da matriz é mais reforçada na propagação em que o mecanismo de inibição da propagação de deslocamentos é mais eficaz.

As micropartículas mais usadas nos C.M.M. são: óxidos, carbonetos e, partículas de boro, sendo que, alguns destes compósitos apresentam excelentes propriedades como: suportarem altas tensões e possuírem grande resistência a altas temperaturas.

2.5.1.2- Reforço de partículas

[7] Este tipo de reforços tem características intermédias entre o reforço com micropartículas e o reforço com fibras. Enquanto no reforço com micropartículas é a matriz que suporta a maior parte das cargas aplicadas, no reforço com fibras, são as fibras o principal suporte das forças

2.5.2- Compósitos com reforço de whiskers

Nestes compósitos, os elementos reforçadores são materiais de elevada resistência, cristalizados e substancialmente livres de defeitos e de dimensões muito reduzidas.

Estas boas características dos whiskers, devem-se ao facto de eles serem monocristais, e assim isentos de juntas de grão.

2.5.3- Compósitos com reforço de fibras

Esta classe de compósitos pode ser subdividida em:

- Reforço de fibras contínuas;
- Reforço de fibras descontínuas.

2.5.3.1- Reforço de fibras contínuas

[3,7] Nesta classe de reforços, as fibras são longas e uniformemente distribuídas no compósito, e têm em geral "grandes diâmetros". Normalmente são elaborados por técnicas de fabrico de baixo rendimento de produção, apresentando no entanto, as mais elevadas propriedades mecânicas.

2.5.3.2- Reforço de fibras descontínuas

Esta classe de reforços, considerada como a que apresenta maior grau de desenvolvimento na actualidade, utiliza fibras de diâmetros pequenos, na ordem dos 3 mm (ex: SAFFIL ICI) e relações (L/D) na ordem dos 150 a 200.

3-MATRIZES METÁLICAS

Em termos de matrizes, é de longe que o maior número de recentes desenvolvimentos são baseados em alumínio [10].

A importância dada ao alumínio, reside na combinação única de boa resistência à corrosão, baixa densidade e excelentes propriedades mecânicas [4].

Contudo, há muitas iniciativas de desenvolvimento a nível mundial com o intuito de conseguir mais materiais especializados tais como os baseados em titânio e magnésio [10].

As ligas leves, Al e Mg, são no entanto as mais utilizadas, por apresentarem um maior número de vantagens:

- razão tensão/densidade;
- custo;
- facilidade de processamento.

Para aplicações a elevadas temperaturas, o titânio e as ligas de níquel são as que apresentam com melhores capacidades.

Como conclusão, a escolha do metal ou de uma liga para a matriz é feita em função de : [8]

- características finais exigidas ao compósito;
- processo de fabricação do compósito;
- compatibilidade entre os elementos reforçadores e a matriz;
- economia do processo.

3.1- Compósitos matriz metálica em ligas de alumínio

O interesse manifestado por várias empresas industriais relativamente à possibilidade de incorporar nos seus produtos, compósitos de matriz em liga de alumínio, resulta da perspectiva de, sem aumentar demasiado a densidade dos materiais, poder obter uma rigidez específica mais elevada, aumentar a resistência mecânica dos produtos convencionais e, adicionalmente, obter materiais com uma resistência ao desgaste e coeficiente de expansão térmica mais adequada às suas aplicações.

3.1.1- Matrizes de alumínio

O número de ligas de alumínio actualmente existente é muito elevado, sendo de 245 o número de ligas registadas na American Aluminum Association.

Em termos de classificação das ligas de Al, está a ser adoptada a classificação internacional da Aluminum Association [12].

Segundo esta (e a norma francesa NFO2-104 de 1975) os grupos e composições das ligas de Al são designadas de uma forma numérica, tendo sido abolida a anterior designação alfa-numérica [8].

A designação de cada liga é composta por quatro dígitos :

- Primeiro dígito = este dígito indica o grupo da liga em relação ao(s) maior(es) elemento(s) de liga (salvo a série 1XXX que é alumínio puro).

- Segundo dígito = na série 1XXX ele identifica a variedade de impurezas com teores controlados. Nas séries 2XXX até 8XXX, ele é reservado para as modificações sucessivas da liga.

- Os dois últimos dígitos = na série 1XXX eles indicam a percentagem em alumínio acima de 99%.

Nas séries 2XXX até 8XXX, eles servem unicamente para identificar a liga.

A tabela abaixo, mostra a correspondência entre as designações numéricas e alfanuméricas do Al e suas ligas.

Tableau I. - Correspondance entre les désignations numériques et alphanumériques de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés.

Série	Désignation numérique (NF A 02-104) (1)	Désignation alphanumérique (NF A 02-004)
1 000 (Al > 99,00)	1050 A 1070 A 1080 A 1090 1100 1199 1200 1370	A5 A7 A8 A9 A45 A99 A4 A5/L
2 000 (Al-Cu)	2001 2011 2014 2017 A 2024 2030 2117 2218 2618 A	A-U6MGT A-U5PbBi A-U4SG A-U4G A-U4G1 A-U4Pb A-U2G A-U4N A-U2GN
3 000 (Al-Mn)	3003 3004 3005	A-M1 A-M1G A-MG0,5

4 000 (Al-Si)	4032 4043 4045 4343	A-S12UN A-S5 A-S10 A-S7
5 000 (Al-Mg)	5005 5050 5056 A 5083 5086 5150 5251 5454 5754	A-G0,6 A-G1,5 A-G5M A-G4,5M A-G4MC A85-GT A-G2M A-G2,5M A-G3M
6 000 (Al-Mg-Si)	6005 A 6060 6081 6082 6101 6181	A-SG0,5 A-GS A-SGM0,3 A-SGM0,7 A-GS/L A-SG
7 000 (Al-Zn)	7020 7049 A 7051 7075	A-Z5G A-Z8GU A-Z3G2 A-Z5GU

(1) La lettre A indique que l'alliage présente une légère modification par rapport à la nuance normalisée par l'Aluminum Association.

Tabela 3.1.1-Correspondência entre as designações numéricas e alfanuméricas do alumínio e suas ligas.

3.1.2- Tipos de ligas de alumínio

As ligas de alumínio podem dividir-se em dois grupos [13] :

- Ligas de alumínio tratáveis termicamente;
- Ligas de alumínio não susceptíveis de tratamento térmico.

3.1.2.1- Ligas de alumínio tratáveis termicamente

Estas ligas obtêm a sua máxima resistência em resultado de tratamentos térmicos precisos, os quais promovem fenómenos de precipitação que endurecem as mesmas.

Os elementos de liga que são normalmente adicionados para o efeito são o Cu, Mg, Si e Zn, frequentemente em combinação.

O tratamento varia com o tipo de liga mas consiste sempre num "tratamento de dissolução" a alta temperatura (450-500 °C durante 1-2 horas) seguido de "têmpera" até à temperatura ambiente, seguido de um "tratamento de precipitação" durante por exemplo 16 horas a temperaturas elevadas (150-160°C) ou dias à temperatura ambiente, respectivamente envelhecimento artificial e envelhecimento natural [13].

Na tabela abaixo, são indicadas as principais ligas deste grupo.

TIPO	COMPOSIÇÃO NOMINAL	σ_y , Kg/cm ²		σ_R , Kg/cm ²	
		RECOZIDO	ENVELHECIDO	RECOZIDO	ENVELHECIDO
2014	Al-4.4Cu	980	4200	1800	4900
2219	Al-6.3Cu	770	4000	1700	4900
6061	Al-1Mg-0.6Si	600	2800	1200	3100
6063	Al-0.7Mg-0.4Si	500	2800	900	2800
7005	Al-4.5Zn-1.5Mg	840	2900	2000	3500
7039	Al-4Zn-2.8Mg	980	3500	2200	4200

Tabela 3.2.1- Ligas tratáveis termicamente

3.1.2.2- Ligas de Al não susceptíveis de tratamento térmico

Este tipo de liga deriva as suas propriedades mecânicas dos fenómenos de endurecimento por efeito de solução sólida de

determinados elementos de liga e ainda por encruamento por deformação durante as operações de laminagem.

Compreende três grupos característicos:

- alumínio comercialmente puro;
- ligas de sistema Al-Mg;
- ligas de Al-Mg com baixos teores de Mn.

O alumínio puro pode ser fornecido com vários graus de pureza desde 99.99% a 99.991% (alumínio comercial) [13].

Na tabela abaixo, são dadas as composições nominais e propriedades típicas de algumas das ligas deste grupo.

TIPO LIGA	COMPOSIÇÃO NOMINAL	Tensão cedência, Kg cm^{-2}		Tensão Rotura, Kg cm^{-2}	
		RECOZIDO	LAMINADO	RECOZIDO	LAMINADO
1100	Al-99%	350	1540	910	1680
3003	Al-1.2Mn	420	1890	1120	2030
5454	Al-2.7Mg-0.8Mn	1190	2450	2520	3080
5086	Al-4Mg-0.5Mn	1190	2590	2660	3290
5083	Al-4.5Mg-0.6Mn	1470	2310	2940	3640
5456	Al-5Mg-0.8Mn	1610	2870	3080	3920

Tabela 3.2.2- Ligas não susceptíveis de tratamento térmico

3.1.3- Liga 6061

Esta liga que é utilizada como matriz no material compósito, é uma liga tratada termicamente, logo apresenta as características apresentadas no ponto 3.1.2.1.

A liga 6061 apresenta a seguinte composição ponderal típica em elementos de liga: Mg=1%; Si=0.6%; Cu=0.27%; Cr=0.2% [3]. O magnésio e o cromo são adicionadas para aumentar a resistência e controlar o tamanho do grão. O cobre é adicionado para aumentar a resistência, mas se presente em quantidades acima de 0.5% (que não é o caso da liga 6061) reduz a resistência à corrosão [8].

4- REFORÇOS

Como é o material de reforço que suporta os esforços principais, é preciso encontrar fibras ou partículas com características mecânicas elevadas, tais como :

- uma resistência à rotura em tracção elevada.

A resistência das fibras depende da sua natureza , do seu diâmetro e da sua morfologia;

- um alto módulo de elasticidade, de forma a que os grandes esforços possam ser suportados com pequenas deformações.

Supondo uma boa ligação matriz/ fibra, a variação de uma fibra, em função da carga total aplicada depende principalmente da razão entre os módulos E_f/E_m ;

- a conservação das características mecânicas, uma grande estabilidade química, uma compatibilidade com a matriz (relativamente a fenómenos químicos na interface e à diferença de coeficientes de dilatação térmica) a temperaturas elevadas.

O tipo de reforço que suscita o maior interesse tem variado ao longo dos anos de investigação :

- Monofilamentos de W, B, SiC (revestido a B), Al_2O_3 e Be;
- Multifilamentos de C no início dos anos 70;
- Actualmente, o interesse recai sobre os multifilamentos cerâmicos de Al_2O_3 e SiC, conjuntamente com as fibras curtas e whiskers destes dois materiais.

Esta evolução foi ditada essencialmente pelo factor económico associado à produção das fibras.

Em seguida vai ser exposto com mais pormenor, o caso do reforço do material compósito de matriz metálica que está a ser estudado.

De salientar, que as partículas têm sido utilizadas industrialmente já há muitos anos, apresentando estas uma grande variedade de qualidades.

4.1.- Partículas como reforço

Os compósitos de matriz metálica reforçados com partículas têm propriedades diferentes dos materiais reforçados com fibras, bem como processos de fabrico próprios.

São usados nos C.M.M. diversos tipos de partículas quer em tamanho quer em composição.

Quanto ao tamanho, a Aluminum Association considera três tipos de classes :

- grânulos (partículas com mais de $74\text{ }\mu\text{m}$);
- flocos ou "flakes" (que têm uma ou duas dimensões várias centenas de vezes maior que a terceira);
- partículas atomizadas (em todas as dimensões são da mesma ordem de grandeza ,com menos de $74\text{ }\mu\text{m}$).

A composição das partículas vai desde grânulos de vidro, até estilhaços de vidro. Também se usa a mica sob a forma de estilhaços. Usam-se ainda diversos óxidos (SiO_2 , ZrO_2 , TiO_2 , MgO , Al_2O_3) e carbonetos (TiC , B_4C , SiC , etc..).

Embora seja grande a variedade de partículas utilizadas, são as partículas de grafite, Al_2O_3 e SiC que apresentam os resultados mais encorajadores.

4.1.1- Partículas de grafite

Apresentam excelentes valores de módulo específico e resistência específica. Os módulos variam entre 240 a 500 N/mm^2 . Os módulos mais elevados são obtidos com processos que utilizam temperaturas superiores aos 2500°C [7].

Quando adicionadas às ligas de alumínio, especialmente às de Al-Si, permitem obter compósitos com boa resistência ao desgaste e à gripagem, bem como melhores coeficientes de atrito [8].

A fabricação destes compósitos levanta problemas, derivados da reactividade entre a grafite e parte das matrizes utilizadas (ex:Al, Ni, Co, Pt, etc..).

4.1.2- Partículas de alumina

As propriedades da alumina, Al_2O_3 , especialmente a dureza, permitem obter compósitos com boa referência ao desgaste [8].

Além da alumina, ter uma densidade elevada, aproximadamente $3,98\text{ g/cm}^3$, possui também excelentes propriedades a altas temperaturas que possibilita a estabilização de metais de transição usados nos compósitos de matriz metálica [7].

Apresenta como principal problema a molhagem [8].

4.1.3- Partículas de carboneto de silício

Estas partículas podem ser obtidas através de um depósito químico em fase de vapor de metil-triclorosilano misturado com hidrogénio [7].

[8] Os compósitos com partículas SiC apresentam uma boa resistência ao desgaste ainda que inferior à da alumina, apresentando no entanto melhores propriedades a alta temperatura.

Usam-se partículas até cerca de 350 μm , tendo as mais utilizadas à volta de 50 μm .

Na tabela abaixo, pode-se constatar a grande variedade de partículas já utilizada como adição a uma matriz metálica, a sua dimensão e fracções volúmicas correspondentes.

Combinações matriz-partículas utilizadas na elaboração de compósitos por técnicas próximas da fundição [33]

MATRIZ	PARTICULAS	DIMENSÃO	QUANTIDADE
ALUMINIO	GRAFITE FLOCOS	20-60 μm	0.515-0.9 %
	GRAFITE GRANULAR	15-500 μm	1-6 %
	ALUMINA (Al_2O_3)	3-200 μm	3-30 %
	SIC	16-120 μm	3-20 %
	MICA	(40-180 μm)	3-10 %
	SiO_2	5-53 μm	5 %
	VIDRO	100-150 μm	8 %
	VIDRO "ESFERICO"	100 μm	30 %
	MgO "ESFERICO"	40 μm	10 %
	AREIA	75-120 μm	36 % VOL.
	TiC	46 μm	15 %
	NITRETO DE BORO	46 μm	6 %
	ZIRCÃO (Zr_2O)	40 μm	0-30 %
	Si_3N_4	40 μm	10 %
	Zr_2O	5-80 μm	4 %
	TiO_2	5-80 μm	4 %
COBRE	ALUMINA	11 μm	74 % VOL.
	Zr_2O	5 μm	2-12 % VOL.
AÇO	TiO_2	8 μm	--
	CeO_2	10 μm	--

Tabela 4.1- Tipos de partículas usados nos C.M.M. com matrizes de Al, Cu e aço [3].

5- INTERFACES NOS COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA

A compatibilidade entre os reforços e a matriz metálica, é um dos aspectos importantes no desenvolvimento dos materiais compósitos. É necessária uma adequada ligação entre a matriz e os reforços, para permitir a solicitação dos reforços até a sua resistência máxima [7].

Efectivamente, as cargas aplicadas aos materiais compósitos são transmitidas e repartidas pelos reforços através da sua ligação à matriz, a que se chama interface tendo uma composição química variável, sendo difícil dar uma definição correcta e completa das interacções matriz-reforço [8].

Alguns aspectos da interface que se apresentam como tendo uma grande influência sobre as propriedades dos C.M.M. :

- a composição química local da interface, que influencia a resistência da ligação na interface;
- a estrutura cristalina ou natureza não cristalina da fina camada formada na interface, que pode ter influência na resposta mecânica da interface;
- as propriedades eléctricas da interface, que podem também ser reflectidas na resistência da interface;
- a morfologia da interface, que pode ter uma influência significativa no comportamento mecânico do compósito;
- apresenta uma região descontínua de propriedades, sendo importante na determinação das propriedades do compósito.

Segundo Milliére, os principais requisitos para a obtenção de uma interface ideal são os seguintes [3] :

- a molhagem entre os elementos, matriz e reforço, deve ser perfeita;
- devem existir forças de ligação suficientes para transmitir os esforços entre os elementos do C.M.M.;
- as ligações devem ser estáveis com o tempo e temperaturas de utilização do compósito;
- as zonas de reacção devem ser pequenas e não afectarem os reforços;
- os coeficientes de dilatação térmica devem ser tão afastadas quanto possível, recorrendo a uma solução de compromisso, uma vez que se forem próximas demais o reforço não trará melhorias significativas à matriz a altas temperaturas e, se forem distanciadas demais poderá trazer problemas ao nível da interface matriz-reforço.

5.1- Molhagem

O fenómeno da molhagem tem vindo a ser investigado há longos anos, pois este tem grande influência em variadíssimos processos metalúrgicos, em que existem contactos superficiais entre diferentes constituintes.

Nos materiais compósitos de matriz metálica, a molhagem do reforço (sólido) pela matriz (líquida ou semi-líquida), é uma consideração importante pois afecta os seguintes aspectos [3] :

- qualidade de ligação na interface;
- natureza dos defeitos na peça final (nomeadamente poros ou vazios);
- facilidade de dispersão do reforço quando em partículas;
- a pressão requerida para a infiltração.

[3] A molhagem é favorecida por uma forte ligação química na interface. Boa molhagem envolve então também uma boa resistência de ligação na interface do compósito final. A formação destas ligações pode ser acompanhada por dissolução mútua e/ou reacção química entre os seus elementos.

Estes fenómenos são muito prejudiciais para o compósito, provocando em geral, uma deterioração das propriedades mecânicas. Um compromisso deve ser por isso encontrado entre estes dois requisitos contraditórios, de boa molhagem e ausência de reacção.

Para os compósitos de matriz em alumínio e suas ligas, a molhagem na maioria destes é fraca, abaixo dos 1000°C. Isto é devido em grande parte à formação de uma película de óxido, Al_2O_3 , que provoca a diminuição da molhagem eliminando o contacto sólido-líquido.

[3,8] Na molhagem de um sólido por um líquido intervêm as energias superficiais e de interface. Um líquido molha um sólido, se o ângulo de contacto na interface é inferior a 90°; mas se for superior a 90° não haverá molhagem e o líquido distribui-se, em pequenas gotículas, sobre o sólido.

Geralmente, o ângulo de contacto entre os metais líquidos e os óxidos diminui com o aumento da temperatura e do tempo de estágio, fig.5.1.

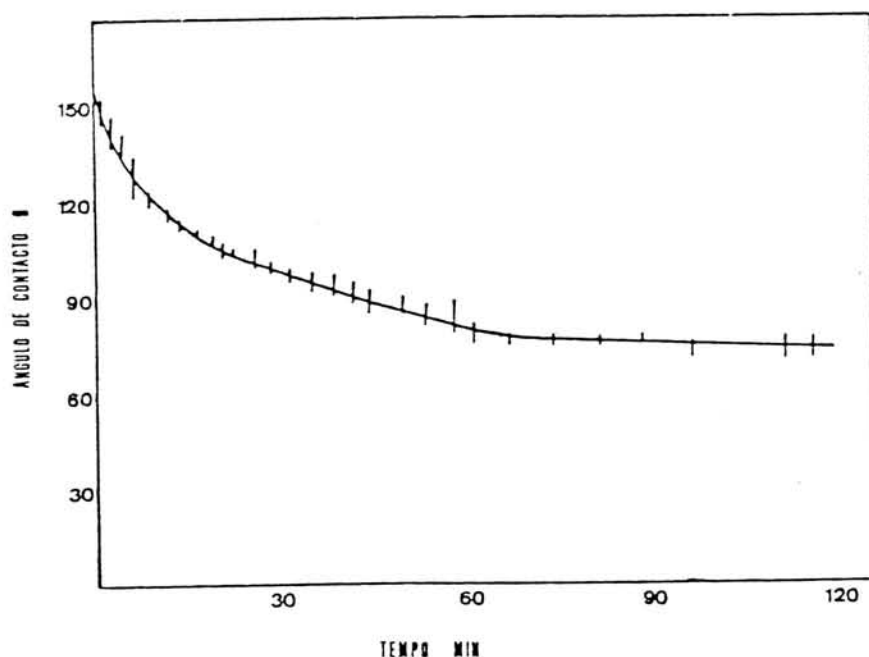


Fig.5.1- Variação do ângulo de contacto com o tempo para o sistema Al-SiC [3].

Em geral, o ângulo de molhagem decresce com o aumento da temperatura.

Nas figs.5.2 e 5.3 pode ser observada a variação do ângulo de contacto com a temperatura para sistemas Al-SiC.

[3] Segundo Courent e outros, este efeito da temperatura é devido à dissolução que ocorre na interface, que segundo este autor determina também a influência do tempo sobre o ângulo de molhagem. A influência do tempo no ângulo de contacto a uma dada temperatura pode observar-se na fig.5.3-B) e 5.1, decrescendo com aquele. Este comportamento pode ser devido à cinética da dissolução na interface.

A evolução do ângulo de molhagem é difícil previsão quando se fazem alterações na composição química. A influência do magnésio e cobre nos sistemas Al-SiC pode ser observada na fig.5.3-C), onde como se pode observar existe uma influência contrária na molhagem até cerca de 4.5% com valores pouco significativos.

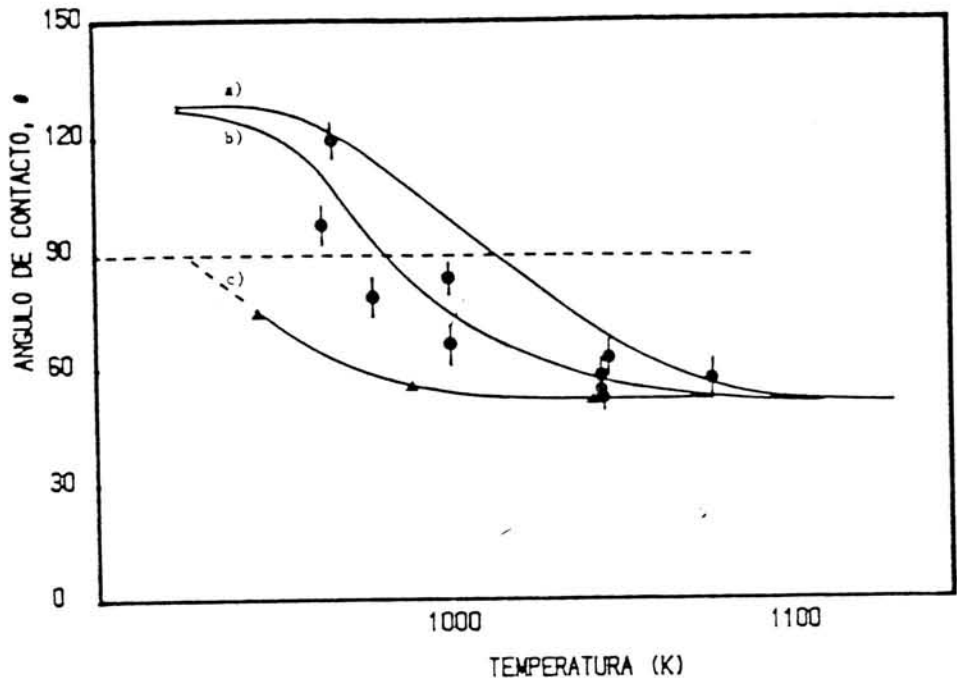


Fig.5.2- Influência da temperatura no ângulo de contacto para tempos de A-15 min; B-30 min; C-60 min. Pressão $10^{-4} / 10^{-5}$ Pa. Sistema Al(99,9999%)/SiC.

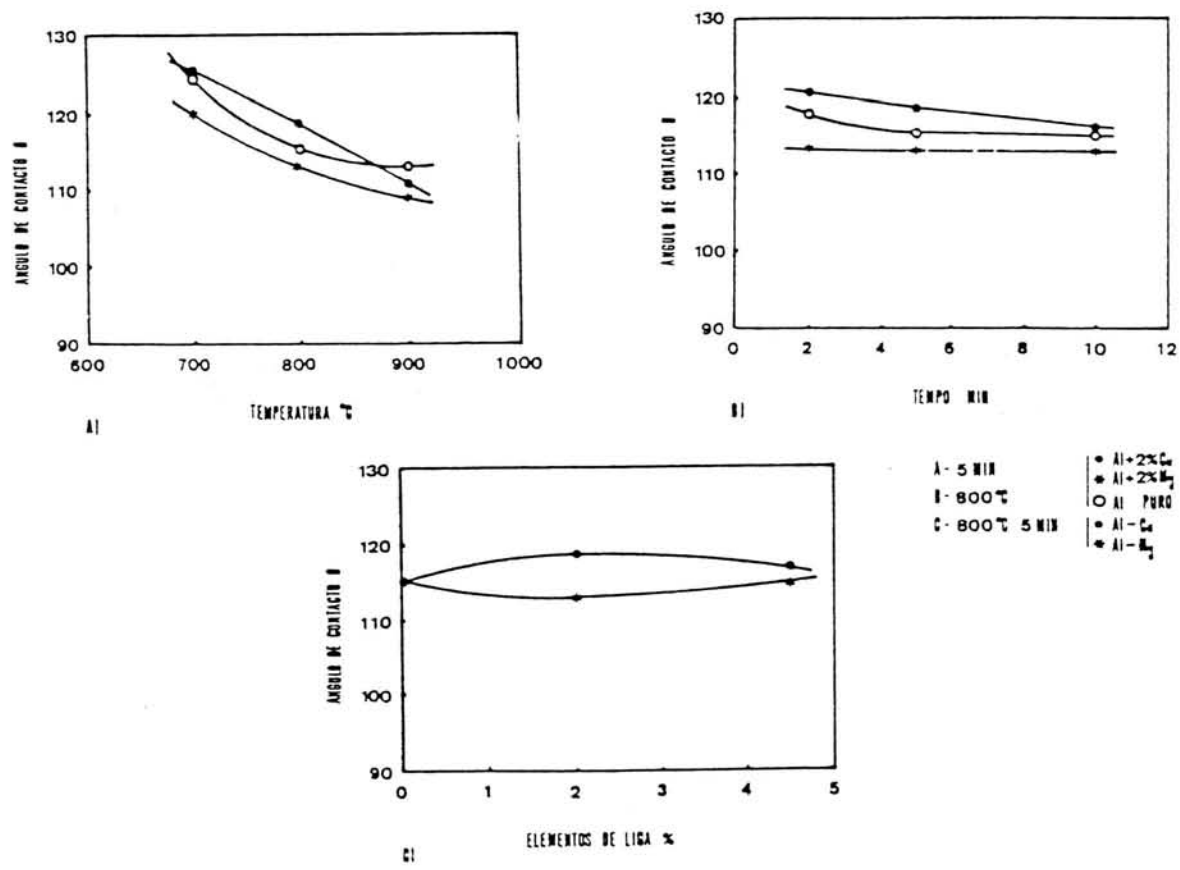


Fig.5.3- Influência de vários factores na molhagem: A- temperatura; B- tempo; C- elementos de liga.

5.2- Interações matriz-reforço

[8] Um dos motivos de importância do conhecimento das interações entre a matriz-reforço é devido a estas poderem ser a causa da degradação do compósito.

As reacções que se desenvolvem entre os dois elementos matriz-reforço, são em primeiro lugar dependentes do próprio sistema e em segundo lugar função das condições do compósito, principalmente do ciclo tempo-temperatura.

No processamento dos compósitos de matriz em alumínio, a interação entre esta e o reforço é influenciada pela formação da já referida película de Al_2O_3 na superfície do alumínio líquido.

5.2.1- Classificação das interfaces

[3] A classificação das interfaces é baseada no tipo de reacção química que ocorre entre os reforços e a matriz.

O termo "reactivo" é restringido a sistemas que resultam da formação de um novo composto químico ou compostos que se situam entre a composição da matriz e a dos reforços. Metcalf propôs a seguinte classificação :

- classe 1- matriz e reforços são mutuamente não reactivos e insolúveis;
- classe 2- matriz e reforços são mutuamente não reactivos mas insolúveis;
- classe 3- matriz e reforço reagem para formar um, ou vários compostos na interface.

A tabela seguinte, dá-nos exemplos para cada classe mas, devido aos limites entre as três classes propostas, não serem exactamente definidos, torna-se difícil a classificação das interfaces se utilizarmos esta divisão em 3 classes.

Class I	Class II	Class III
Copper/tungsten	Copper (chromium)/tungsten	Copper (titanium)/tungsten
Copper/alumina	Eutectics	Aluminum/carbon (<700°C)
Silver/alumina	Columbium/tungsten	Titanium/alumina
Aluminum/BN coated B	Nickel/carbon	Titanium/boron
Magnesium/boron	Nickel/tungsten ^a	Titanium/silicon carbide
Aluminum/boron ^b		Aluminum/silica
Aluminum/stainless steel ^b		
Aluminum/SiC ^b		

^aBecomes reactive at lower temperatures with formation of Ni₄W.

^bPseudo-Class I system.

Tabela 5.1- Classificação das interfaces dos compósitos (exemplos).

Uma nova classificação mais precisa, é proposta também por Metcalf, baseando nos seguintes tipos de ligações :

- ligações mecânicas (classe 1): ligação puramente mecânica, é o caso em que nenhuma reacção química ocorre e requer que todas as fontes químicas de ligação estejam ausentes, apresentando por isso propriedades mecânicas medíocres;

- ligações com molhagem e/ou dissolução (classe 1-2): a matriz molha e/ou dissolve parcialmente os elementos reforçadores. Não ocorre qualquer reacção química. É o tipo de ligação que se dá quando os elementos não são óxidos;

- ligações com reacção simples (classe 3): a reacção ocorre quando um novo componente é formado na interface, caso da formação de TiB₂ no sistema Ti-B;

- Ligação com reacção complexa (classe 3): é um caso especial da ligação com reacção em que duas ou mais reacções podem ocorrer;

- ligações de óxidos (classe 1-2): a ligação de óxidos pode não envolver nenhum processo além dos já referidos, contudo este grupo apresenta em alguns casos, problemas particulares. A presença de O₂ pode favorecer o desenvolvimento de reacções;

- ligações mistas (classe 1-2-3): este tipo permite classificar as ligações situadas entre os dois tipos anteriormente referidos. São das mais importantes categorias, já que ocorre com muita frequência.

5.2.2- Estabilidade da interface

A estabilidade interfacial condiciona a duração de vida dos compósitos. É possível identificar tipos de instabilidade que estão ligadas ao tipo de ligações :

- instabilidade devida à dissolução. Este fenómeno é mais usual nos C.M.M. reforçados por fibras metálicas. O principal inconveniente é a perda parcial do reforço. A dissolução pode ocorrer tanto durante o fabrico do compósito como durante a sua utilização, caso esteja exposto a altas temperaturas.

- instabilidade devida às reacções na interface. Nestes casos, é mais importante a degradação das propriedades dos compósitos que no caso da dissolução, uma vez que a resistência da zona de reacção é, em geral mais fraca que a dos elementos reforçadores, o que facilita a ocorrência de fissuras nesta zona.

-instabilidade devida à decomposição na interface. Este fenómeno ocorre principalmente em compósitos sujeitos a ciclos térmicos, em que decomposições localizadas conduzem a um decréscimo das propriedades mecânicas.

De salientar, todos os tipos de instabilidades provocam uma diminuição das propriedades mecânicas. As instabilidades podem ser reduzidas, ou mesmo suprimidas se as reacções na interface forem controladas.

5.2.3- Interfaces nos sistemas com matriz de alumínio

Vamos referir alguns aspectos relativos às interfaces dos compósitos de matriz de Al e suas ligas. Serão referidos os sistemas Al/Al₂O₃, Al/SiC, que são actualmente os mais utilizados.

5.2.3.1- Sistema Al/Al₂O₃

[3] Pode estabelecer-se como princípio básico, que a molhagem dos óxidos pelos metais líquidos é pobre. A molhagem pode ser relacionada com a tendência dos metais reagirem com os aniões oxigénio da superfície. Resulta daqui, que os sistemas que envolvem um reforço óxido, como é o caso apresentam níveis baixos de reacção química na interface.

A molhagem da alumina pelo alumínio é influenciada pela formação da camada de alumina na superfície do alumínio líquido, penetrando este através desta barreira de óxido apenas para temperaturas superiores a 950°C.

O sistema Al/Al₂O₃ apresenta-se como muito pouco reactivo, com excepção para as ligas de alumínio contendo lítio.

5.2.3.2- Sistema Al/SiC

Este sistema apresenta-se reactivo para temperaturas superiores a 920.K, no qual aparece a formação de carboneto de alumínio, Al₄C₃, na interface. Abaixo desta temperatura não ocorre nenhuma reacção química.

Note-se que, embora na molhagem a formação dos carbonetos de alumínio não tenha uma influência notória, estes vão influenciar negativamente as propriedades dos compósitos.

A formação de Al₄C₃ na interface pode ser evitada de duas maneiras :

- trabalhar a temperaturas inferiores a 923 K (em fase sólida);

- trabalhando em fase líquida, mas com ligas de Al/Si e não Al puro. Este procedimento não afecta a molhagem.

5.2.4- Controlo dos fenómenos na interface

[3] Os dois fenómenos mais importantes na interface são a molhagem e as interacções entre a matriz e o reforço.

Para se obterem compósitos adaptados às condições de funcionamento pretendidas é necessário controlar o tipo, a extensão, e a velocidade das reacções que se desenvolvem nas interfaces, procurando obter :

- melhoramento das reacções. Em princípio, os óxidos utilizados como reforços (por exemplo a alumina), não são

molháveis pela maior parte dos metais. Será então necessário encontrar um ponto óptimo entre a reacção (que aumenta a resistência da liga) e o ataque dos elementos reforçadores (que reduz a eficácia dos reforços). Uma solução consiste em adicionar à matriz, elementos de adição activos que actuarão sobre a interface;

- a supressão dos compostos indesejáveis. Sempre que se dá uma reacção interfacial, formam-se compostos que podem ser frágeis e assim limitar a resistência da ligação. Uma forma de agir consiste na deposição de um filme metálico (ou outro) sobre os elementos reforçadores, permitindo diminuir ou suprimir o aparecimento de certos compostos;

- controlo do potencial químico na interface. O potencial químico ao longo da interface depende das relações entre a matriz e os reforços e também do tipo de ligação. Esta última determina a

actividade dos elementos na reacção. Em todos os casos, procura-se atingir o equilíbrio das reacções.

Dispõe-se actualmente de informações unicamente sobre as ligações com dissolução, dentro das quais o potencial químico é controlado por adição de elementos à matriz. A adição de elementos à matriz permite também o controlo das velocidades de difusão.

6- MÉTODOS DE FABRICO DE COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA

De todos os processos de fabrico o método de infiltração sob grande pressão é, em alguns aspectos, o mais largamente desenvolvido, trazendo vantagens para aplicações comerciais [2].

Outro processo muito difundido, é a metalurgia dos pós ou pulverometalurgia.

Além destes, outros métodos são possíveis de encontrar, mas por não terem uma aplicabilidade tão generalizada como os dois métodos supracitados (isto é, estes dois métodos são dentro das suas características de processamento, os mais importantes), apenas lhes faremos uma breve referência.

6.1- Infiltração sob grande pressão (Squeeze Casting)

A infiltração de pré-formas sob elevada pressão é uma variante de um processo já existente para obter fundições de qualidade.

O princípio básico da infiltração sob elevada pressão, ver figs.6.1 e 6.2, consiste num vazamento para um molde metálico, onde previamente foi colocada uma pré-forma aquecida, submetendo em seguida o metal líquido a uma pressão elevada hidroestática, por deslocação de um êmbolo. Esta pressão é mantida durante toda a solidificação. O resultado é uma liga estruturalmente sã com um mínimo de porosidade e microrechupe [3].

Os parâmetros principais do processo são os seguintes [2] :

- temperatura de fusão;
- pré-aquecimento da pré-forma e do molde,
- tempo de aplicação da pressão;
- velocidade de impregnação;
- desenho do molde.

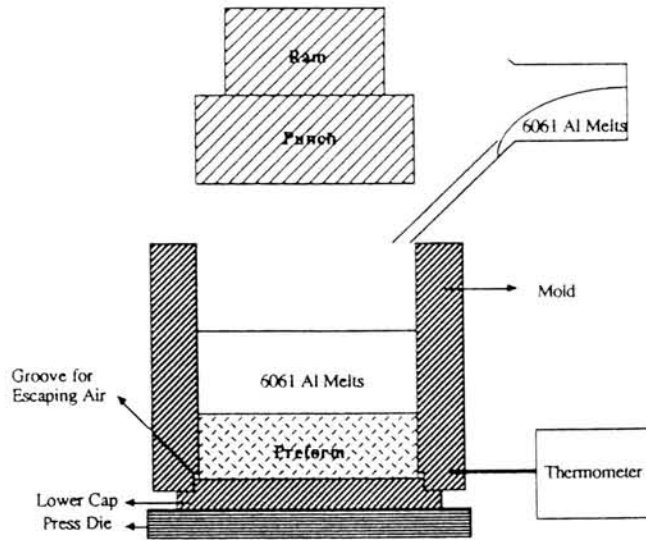


Fig.6.1-Infiltração sob elevada pressão [2].

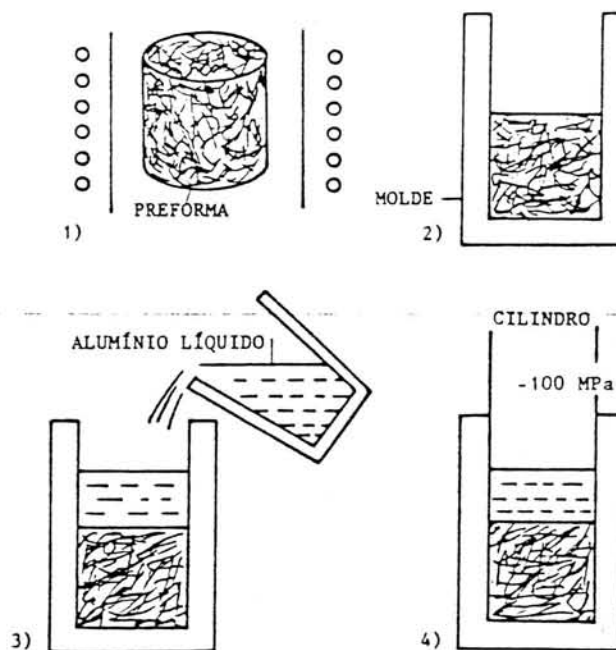


Fig.6.2- Princípio básico da infiltração sob elevada pressão:

1) aquecimento da pré-forma; 2) colocação da pré-forma no molde aquecido; 3) vazamento; 4) infiltração seguida de compressão a elevada pressão [3].

A temperatura como parâmetro mais importante que é, necessita de um controlo mais cuidado para que uma fabricação tenha sucesso.

Se o metal líquido começa a sua solidificação antes da infiltração da pré-forma, não se consegue obter uma perfeita infiltração e serão causados estragos severos nos reforços pelas partículas sólidas. A temperatura óptima (imediatamente antes do vazamento) pode ser usada como se sugere a seguir :

- alumínio líquido : $770 \pm 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$
- pré-forma : $700 \pm 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$
- molde : $450 \pm 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$
- tampa inferior (base) : $770 \pm 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$

As temperaturas da pré-forma, do molde e do metal líquido estabelecem o desenvolvimento térmico do processo. A estrutura do C.M.M. depende directamente deste ciclo térmico que em geral é muito pequeno [3].

Para uma deterioração mínima das fibras e infiltração da pré-forma, a pressão aplicada deve ser tão baixa quanto possível, .25 é o mínimo para a aplicação perfeita até uma fracção volúmica igual a 0.2 [2].

A importância do desenho do molde reside no facto de que um desenho adequado pode ajudar a aplicar a pressão uniformemente e assim obter "billets" com uma infiltração perfeita e rugosidade reduzida [2].

Uma vez que se trata de um método largamente desenvolvido, a infiltração sob grande pressão tem grandes vantagens para aplicações comerciais. As suas maiores vantagens são os seguintes [2] :

- aptidão à produção em massa;
- condições técnicas bem conhecidas;
- melhorias na molhabilidade dos reforços pelo metal líquido;
- melhores qualidades das matrizes devido à solidificação sob pressão;
- capacidade para reforçar regiões bem determinadas.

Apesar de ser o método mais largamente usado na fabricação de "C.M.M.", apresenta alguns problemas, tais como :

- danificação das fibras devido à pressão utilizada;
- variações de volume das fibras num pequeno lingote;
- formação de pré-forma;
- incorporação de pequenas fracções volúmicas de fibras (<15%).

6.2- Fusão centrífuga (centrifugal castings)

[7] A solidificação em moldes rotativos de metal fundido contendo partículas dispersas de grafite, mica, alumina porosa, zircônio e microbalões de carbono, exibe duas zonas distintas :

- uma zona rica em partículas, próxima do centro da circunferência, para partículas de baixa densidade;
- uma zona empobrecida de partículas, próxima da periferia da circunferência.

A zona exterior é rica em partículas se estas forem mais densas que o metal fundido, este é o caso das partículas de zircônio e carboneto de silício no alumínio.

Como resultado da aceleração centrífuga nos moldes rotativos, a maior leveza da grafite, mica e alumina porosa não permitem a junção próxima do eixo de rotação, produzindo superfícies com elevada fracção volúmica de partículas.

Até 8% por peso de mica e grafite, e até 30% por peso de partículas de zircônio, podem ser incorporadas, em zonas seleccionadas de ligas de alumínio fundido, através desta técnica.

Assim, consoante a aplicação pretendida, pode-se, por exemplo, obter um aumento da resistência ao desgaste através de um reforço interior de grafite devido às suas propriedades de lubrificação sólida (ver fig.6.3), ou um aumento da resistência à abrasão através de um reforço exterior de partículas de zircônio (ver fig.6.4).

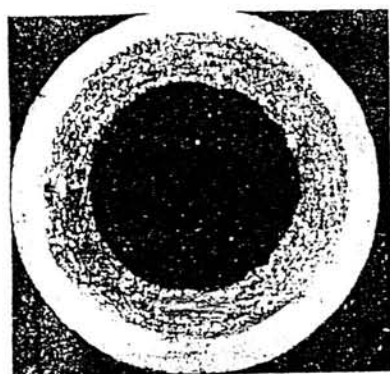


Fig.6.3-Fusão centrífuga de Al/grafite [9].

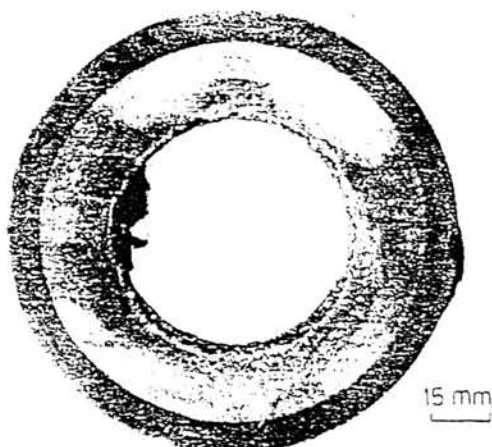


Fig.6.4- Fusão centrífuga de Al/Zr [9].

6.3- Fabricação no estado semi-sólido (Compocasting)

É vantajosa a obtenção de "C.M.M." no estado semi-sólido, comparativamente à obtenção do mesmo no estado líquido. Este facto torna-se verdadeiro graças às menores temperaturas postas em jogo, que possibilitam por seu lado menores contracções no arrefecimento e assim a eliminação de tensões que estas poderiam originar [8].

Partículas e fibras descontínuas de SiC, alumina, TiC, grafite, mica, vidro, lã mineral ("slag"), MgO e carboneto de boro, têm sido incorporados em ligas de alumínio vigorosamente agitadas e parcialmente solidificadas, através da técnica de compocasting. A fase descontínua cerâmica é mecânicamente mantida entre as temperaturas de "liquidus" e "solidus" da liga. Este processo de semi-fusão permite a fabricação por extrusão ou forjagem, desde que a resistência à deformação seja consideravelmente reduzida como resultado do estado de semi-fusão do composto semi-líquido [9].

O processo de fabricação é constituído basicamente por duas fases [3] :

- elaboração da mistura semi-sólida, metal-reforço (compound);
- transformação da mistura no estado semi-sólido em produto final.

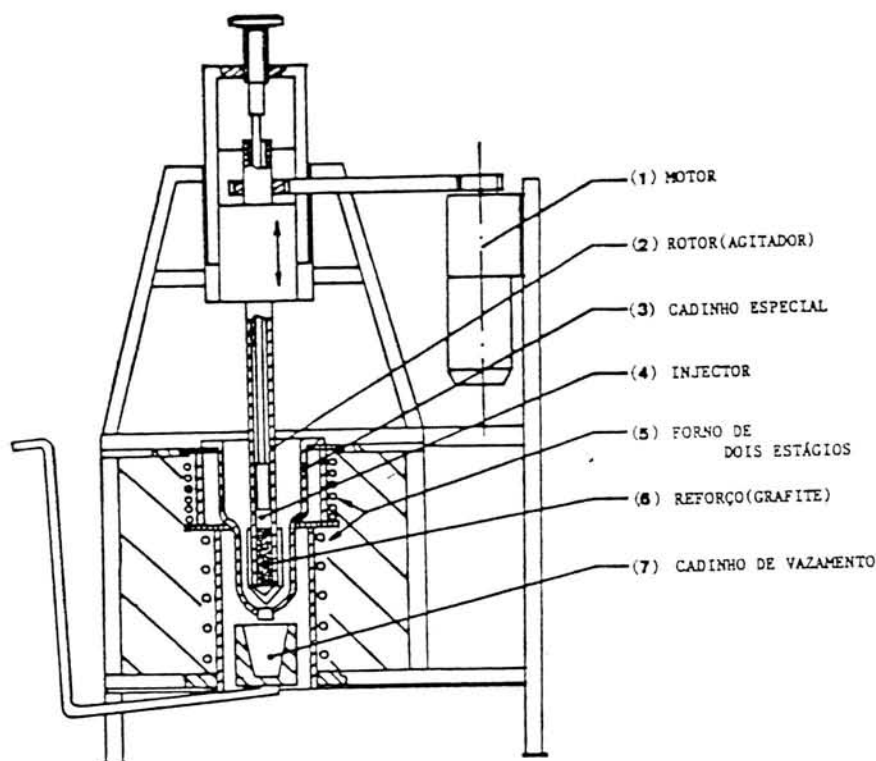


Fig.6.5- Diagrama esquemática de um equipamento de compocasting [3].

As dificuldades deste processo estão associados por um lado à incorporação dos reforços e por outro à transformação da mistura pastosa em peça final [3].

6.4- Pulverometalurgia (Powdermetallurgy)

Várias técnicas de pulverometalurgia têm sido utilizadas para a elaboração de C.M.M. À priori todos os compósitos podem ser elaborados por este processo, sendo no entanto mais aplicado à produção com fibras curtas e partículas.

Os processos de elaboração por estas técnicas são baseados nas três fases seguintes (fig.6.6) [3] :

- mistura dos pós de matriz e dos reforços por via húmida ou a seco com ou sem atmosfera controlada;
- prensagem isostática que permite compactar a mistura (pós-reforço);
- fritagem conduz à coalescência dos pós de matriz e à eliminação de uma grande parte da porosidade.

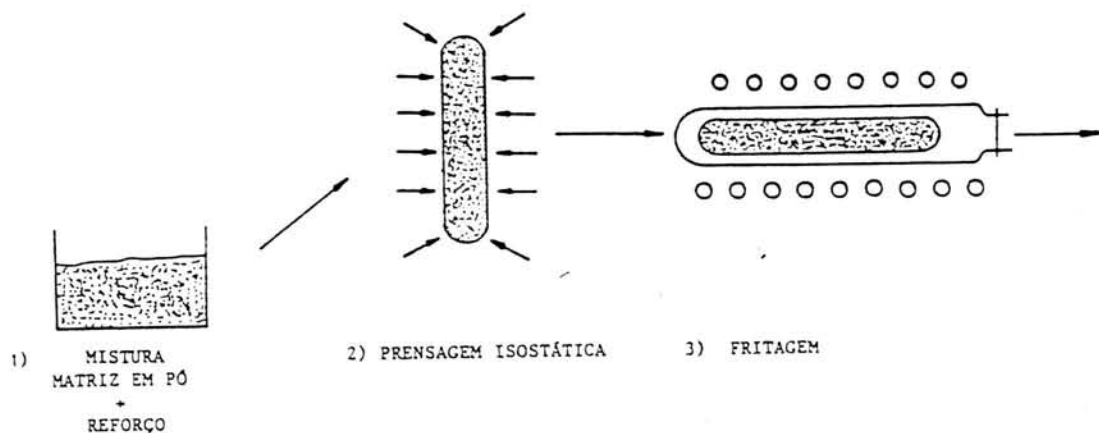


Fig.6.6- Sequência base da fabricação de um compósito por pulverometalurgia a partir de pós metálicos e reforços em partículas ou fibras curtas [3].

A finalidade destas três fases reside no seguinte [5] :

- reduzir a níveis mínimos os gases e a água adsorvida à superfície das partículas dos pós;
- eliminar completamente a porosidade;
- promover uma apreciável deformação plástica das partículas do pó, de modo a destruir a película superficial de óxido.

Este processo parece ser o ideal para a obtenção dos C.M.M. reforçados com partículas. Além disso, é possível submeter os compósitos obtidos, a tratamentos termomecânicos, nomeadamente extrusão a quente e laminagem, tendo como vantagens, compactar o material (eliminação de porosidades) e com isso melhorar as propriedades mecânicas, assim como obter as formas pretendidas (tubos, placas, perfis,...) [8].

Devido às suas características de processamento, a pulverometalurgia oferece um conjunto de possibilidades que a tornam numa tecnologia especialmente prometedora, dado que permite [11] :

- um mais eficiente aproveitamento das matérias-primas, dado o nível de perdas ser muito inferior ao das tecnologias alternativas. A pulverometalurgia produz em geral, directamente a partir dos pós, as peças com a forma final, sendo usada a exacta quantidade de material contida na peça;

- o aproveitamento de metais na forma de pó, obtidos por via hidrometalúrgica, e esta última como tecnologia adequada ao tratamento de minérios pobres e complexos e mesmo de sucatas diversas;

- uma redução substancial nos consumos de energia, quer de um modo indirecto, através de um melhor aproveitamento das matérias-primas, quer de um modo directo, dado envolver temperaturas de processamento de materiais inferiores às dos processos alternativos;

- elevada productividade e baixa incorporação de mão-de-obra;

- ser limpa no que diz respeito a efluentes sólidos, líquidos ou gasosos.

Apresenta-se de seguida (tabela 6.1) a correlação existente entre microestrutura-propriedades mecânicas-fractura, para C.M.M. fabricados por este processo.

Microestrutura

Propriedades

Adição de reforços

Aumento da resistência; módulo de Young; resistência à fadiga; propriedades de fluência; resistência ao abrasão; resistência ao impacto; resistência a elevada temperatura; diminuição da ductilidade; fractura tenaz.

Tipo de reforço

Em geral, reforços fibrosos dão melhores propriedades mecânicas para uma dada fracção volúmica. Em todo o caso, certos reforços diminuem a ductilidade e aumentam a susceptibilidade à fractura frágil.

Orientação dos reforços	Reforços fibrosos alinhados ao longo do eixo de ensaio dão aproximadamente um aumento de 25 % de resistência relativamente a reforços fibrosos orientados transversalmente. Propriedades de fluência e fadiga são aumentadas em compósitos fibrosos alinhados. Ductilidade e fractura tenaz são geralmente baixas em materiais alinhados.
Distribuição dos reforços	Agrupamentos aumentam a susceptibilidade à iniciação e crescimento de fendas, e assim a uma diminuição da resistência, ductilidade e tenacidade.
Dimensão das partículas	Não afecta o módulo. Propriedades de resistência diminuem quando o tamanho da partícula aumenta.
Fracção volúmica do reforço	Influência o módulo, resistência, fractura frágil, ductilidade, e mecanismos da fractura.
Condições de interface	Ligações fortes aumentam o módulo e resistência, mas diminuem a ductilidade.
Fases da matriz	Uma precipitação normal das fases aumenta a ductilidade e a resistência à tracção. Partículas de impurezas e uma precipitação preferencial diminuem a resistência, resistência à fractura, resistência à fadiga, fluência, e ductilidade.

Tratamento térmico	Aumenta as propriedades mecânicas, em todo o caso, um sobre-envelhecimento minimiza os benefícios. Precipitações cinéticas podem ser alteradas pela adição de reforços. Assim, tempos e temperaturas para o valor máximo de envelhecimento podem ser diferentes.
Processamento secundário	Afecta a microestrutura e assim, as propriedades mecânicas. A extrusão alinha as fibras de reforço mas induz a agrupamentos ou áreas não reforçadas. A laminagem homogeniza a microestrutura, dando superiores propriedades, mas pode danificar as ligações reforço-matriz, e conduz a um sobre-envelhecimento. O material tem de ser tratado termicamente para recuperar as propriedades.

Tabela 6.1- Correlações para C.M.M. entre microestrutura-propriedades mecânicas-fractura [9].

Principais diferenças do método Pulverometalurgia relativamente ao método Infiltração sob elevada pressão (Squeeze casting), no que diz respeito às possibilidades de ambos [3,8,9] :

	<u>Pulverometalurgia</u>	<u>Squeeze casting</u>
Vantagens :	Aumento da resistência à tracção para próximo do dobro; Aumento do módulo de Young de 50-70%; Superiores propriedades mecânicas.	Permite selecção espacial do reforço; Superiores propriedades a elevadas temperaturas.
Desvantagens :	Elevada redução da ductilidade com consequente aumento da susceptibilidade à ruptura frágil; Não permite a selecção espacial do reforço.	Inferiores propriedades mecânicas.

De referir ainda que não existe diferença de resistência entre os produtos fabricados por pulverometalurgia e os fabricados por "Squeeze casting" reforçados descontinuamente, desde que o tamanho das partículas, a fracção volúmica e a distribuição, sejam idênticos em ambos os processos [9].

As tabelas seguintes, 6.2 e 6.3 mostram as possibilidades dos métodos supracitados em termos de propriedades mecânicas para diferentes compósitos de matriz de alumínio.

Composite and Orientation	Volume Fraction (%)	Yield Strength (MPa)	Ultimate Tensile Strength (MPa)	Elastic Modulus (GPa)	% Elongation ϵ_p	Fracture Toughness (MPa/m ^{-1/2})
Whisker reinforced						
1100Al-SiC _w (L)	18	183	324		5.0	
6061Al-SiC _w (L)	20	443	584	122	1.8	7.1
6061Al-SiC _w (T)	20	409	480	91	3.8	6.3
2124Al-SiC _w (L)	15	573	718	114	5.3	55
2124Al-SiC _w (T)	15	386	559	95	8.5	59
7075Al-SiC _w (L)	18	437	617		2.8	
Particle reinforced						
1100Al-SiC _p (L)	19	110	199	95	16	
6061Al-SiC _p (L)	25	345	410	99	4.4	15.8
6061Al-SiC _p (T)	25	350	409	98	4.0	14.5
6061Al-B ₄ C _p (L)	20	396	464	101	4.7	

Tabela 6.2- Propriedades mecânicas de C.M.M. fabricados por pulverometalurgia [9].

Composite	Volume Fraction (%)	Yield Strength (MPa)	Ultimate Tensile Strength (MPa)	Elastic Modulus (GPa)	% Elongation ϵ
Fiber reinforced					
Al-Al ₂ O ₃	20	321	362	92	1.1
Al-Si-Al ₂ O ₃	20	283	312	95	
Al-Si-SiC _w	20	298	383	111	
Al-Cu-Al ₂ O ₃	20	335	384	86	2.2
Particle reinforced					
2014Al-SiC _p	10	461	484	94	6.9
6061Al-Al ₂ O _{3p}	15	317	359	87	5.7
2014Al-Al ₂ O _{3p}	15	476	504	92	2.2
A356-SiC _p	20	297	317	85	0.6

Tabela 6.3- Propriedades mecânicas de C.M.M. fabricados por "Squeeze casting" [9].

7- PROPRIEDADES TÍPICAS DOS MATERIAIS COMPÓSITOS DE MATRIZ DE ALUMÍNIO

[2] Propriedades mecânicas como o módulo de Young e a resistência à tracção, são aumentadas cerca de 80% com a adição de reforços. Como esperado, a resistência à tracção diminui com o aumento de temperatura.

Em todo o caso, estes compósitos têm uma razoável resistência à tracção para aplicações a altas temperaturas.

7.1- Dureza

[2] O efeito de reforços na dureza é ilustrada na fig.7.1. Observa-se que a dureza aumenta linearmente com a fracção volúmica dos reforços, devido à capacidade de carga e dureza relevante. Devido ao endurecimento por precipitação da matriz metálica, a dureza é beneficiada através do tratamento térmico T6.

Nos sistemas Al/Al₂O₃, a dureza é melhorada até cerca de 70% (como fabricado) e 20% (com tratamento T6) pela adição de reforços.

Para os sistemas Al/SiC, a dureza é aumentada até 120% (como fabricado) e 50% (com tratamento T6).

Pode-se pois concluir que, a dureza dos compósitos Al/SiC é superior aos compósitos Al/Al₂O₃ em cerca de 25% (valor médio).

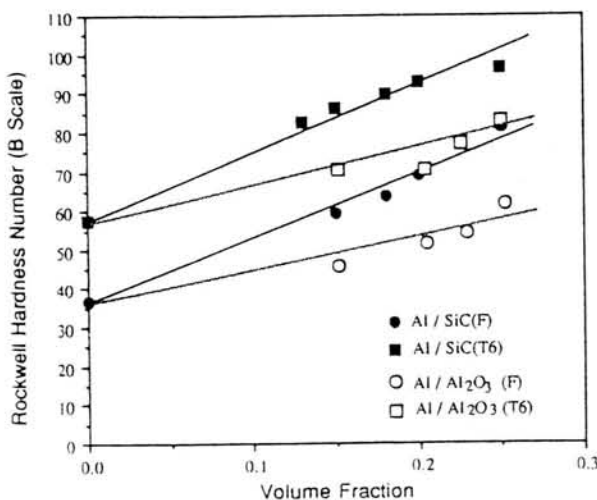


Fig.7.1- Influência da fracção volúmica dos reforços na dureza para os sistemas Al/SiC e Al/Al₂O₃ [2].

Condições de envelhecimento óptimo podem ser obtidas tendo em atenção a dureza dos C.M.M. com diferentes tempos de envelhecimento e fracção volúmica das fibras.

Na figura 7.2 pode-se observar o efeito dos tempos de envelhecimento na dureza de compósitos do sistema Al/Al₂O₃, com várias temperaturas de envelhecimento.

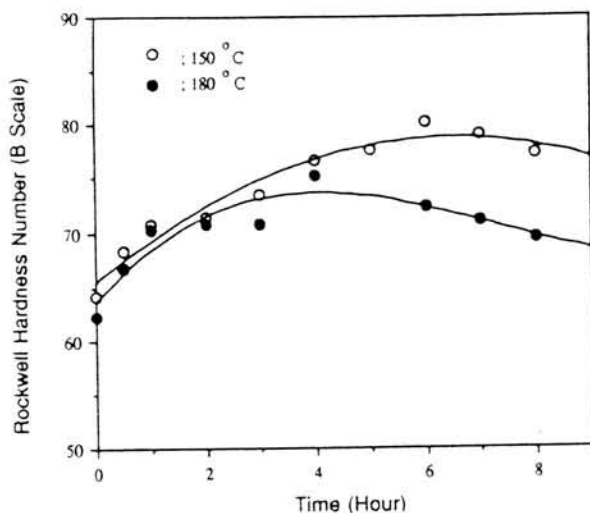


Fig.7.2- Efeito das condições de envelhecimento na dureza para compósitos Al/25% Al₂O₃ [2].

A mais elevada temperatura de envelhecimento dá-se para o tempo de envelhecimento óptimo, ou seja, quando as temperaturas de envelhecimento, dá a máxima dureza para 6 e 4 horas respectivamente.

A figura 7.3 representa o efeito da fracção volúmica da fibra na dureza de compósitos do sistema Al/Al₂O₃.

Quando a fracção volúmica se situa entre 0.05 e 0.25, o pico do tempo de envelhecimento dá a máxima dureza para 7-8 e 4 horas a 180°C.

Em face destes resultados, pode-se concluir que as condições óptimas de envelhecimento são fortemente dependentes das temperaturas de envelhecimento bem como das fracções volúmicas das fibras.

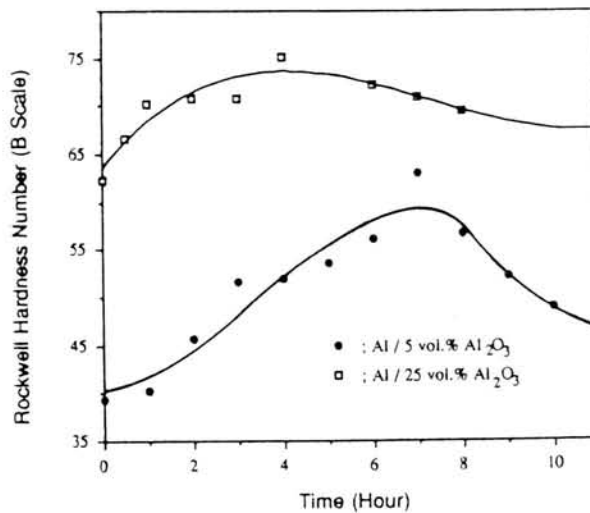


Fig.7.3- Efeito da fracção volúmica dos reforços nas condições de envelhecimento em compósitos do sistema Al/Al₂O₃. Temperatura de envelhecimento: 180°C [2].

7.2- Módulo de Young

[2] A rigidez efectiva de um C.M.M. depende de várias variáveis envolvidas, como :

- orientação das fibras;
- proporção de orientação da fibra (aspect ratio);
- propriedades mecânicas das fibras e da matriz;
- propriedades da interface.

Através da adição de whiskers de SiC e de fibras de Al₂O₃, o módulo de elasticidade pode ser aumentado até 70% e 40 %, respectivamente.

Nota: Os valores teóricos do módulo de Young, foram calculados recorrendo-se à Teoria dos Laminados.

Assim, segundo Tsai e Pagano, e uma vez que consideram compósitos de fibras aleatórias orientadas bidimensionalmente, o módulo de elasticidade foi calculado recorrendo-se à seguinte equação:

$$E = 1/8 * (3E_L + 5E_T) ;$$
 onde E_L, E_T são a rigidez longitudinal e transversal respectivamente.

Já Lim e Han, ao considerarem compósitos de fibras aleatórias orientadas tridimensionalmente, calculam o módulo de Young pela analogia dos Laminados transformados, através da seguinte equação:

$$E=1/8*[(3EL+5ET)-(EL+ET)^2/(2EL+3ET)]$$

Nas figs.7.4 e 7.5 apresenta-se uma comparação entre valores téóricos e valores experimentais, do módulo de elasticidade, para compósitos dos sistemas Al/SiC e Al/Al2O3, respectivamente.

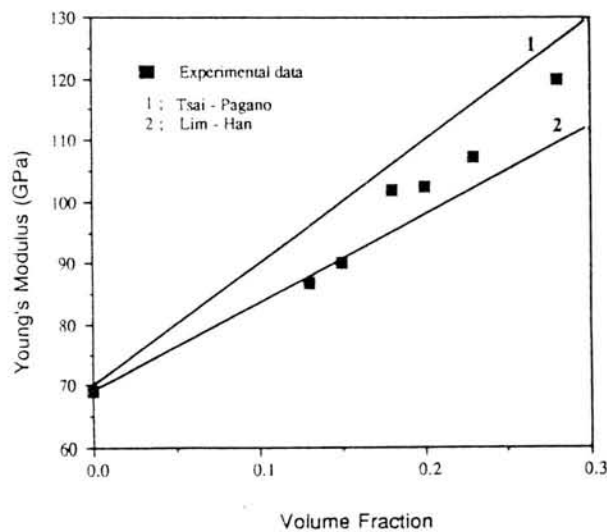


Fig.7.4- Comparação entre o valor teórico e medido do módulo de Young para compósitos do sistema Al/SiC [2].

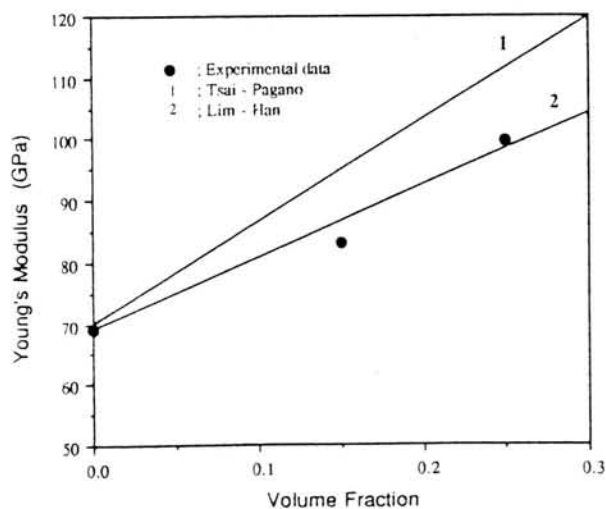


Fig.7.5- Comparação entre o valor teórico e medido do módulo de Young para compósitos do sistema Al/Al2O3 [2].

7.3- Resistência à tracção

[2] A resistência à tracção de um sistema de fibras curtas qualquer é uma função complicada de muitas variáveis, como:

- orientação das fibras;
- proporção de orientação das fibras;
- resistência das fibras e matriz;
- resistência ao cisalhamento interfacial;
- tensão residual;
- sensibilidade ao entalhe da matriz;
- condições ou propriedades da interface;
- composto da interface das fibras e matriz.

Devido a esta complexidade, a tensão de tracção de um compósito de fibras curtas qualquer, não pode ser prevista com precisão.

Dados experimentais e previsões teóricas da resistência à tracção são representados nas figs.7.6 e 7.7.

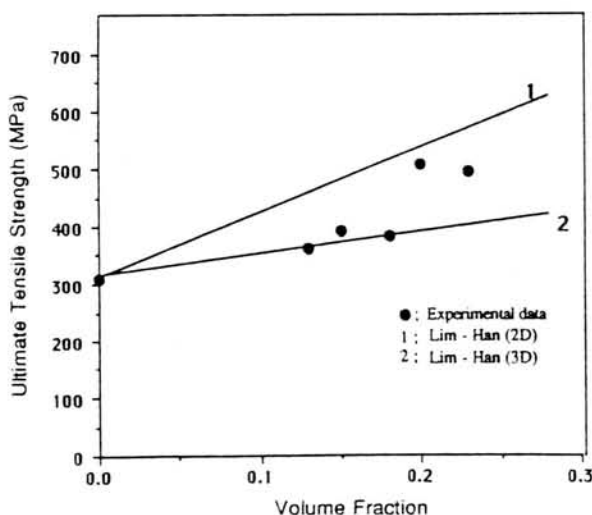


Fig.7.6- Comparação entre valores teóricos e experimentais da resistência à tracção para compósitos do sistema Al/SiC [2].

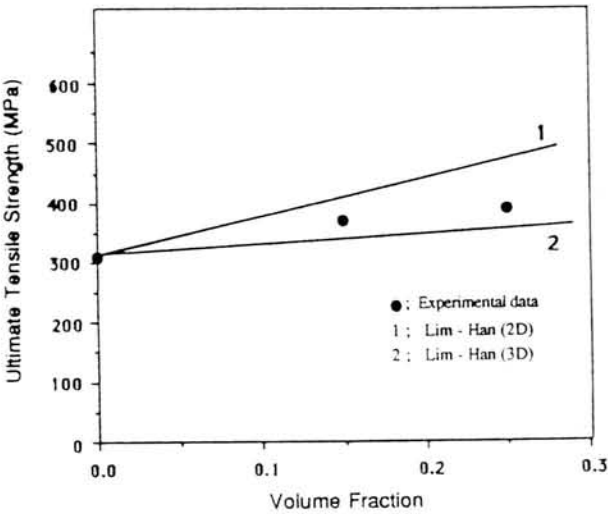


Fig.7.7- Comparação entre valores téóricos e experimentais da resistência à tracção para compósitos do sistema Al/Al₂O₃ [2].

Como se pode observar nas figuras anteriores, a resistência do compósito é melhorada linearmente até 60% no sistema Al/SiC, enquanto que no sistema Al/Al₂O₃ houve um aumento de 25% com a incorporação de reforço.

MATRIZ	REFORÇO	σ_{rm}	σ_{rc}	K	E_{rm}	E_{rc}	ϵ_r	Ref.
Al-2.5Si	15% SiCw	145	430	198	-	-	-	6
2014-T6	20% SiCp	480	497	4	-	108	2.5	1
2124-T6	25% SiCp	452	574	27	-	115.5	5.4	1
2924-T4	15% SiCw	490	653	33	-	-	-	6
6061-T6	15% SiCw	314	441	41	-	-	-	6
6061-T6	25% SiCp	314	498	59	-	123	3.9	1
7075-T6	15% SiCw	552	602	9	-	-	-	6
7075-T6	15% SiCp	552	610	11	-	99.4	2.5	1
7090-T6	25% SiCp	620	785	27	74	123	-	7
7090-T6	20% SiCw	620	916	48	74	127	-	7
AS12UNG	20% SiCw	297	384	29	72	111	-	7
AS12UNG	Al ₂ O ₃ /SiO ₂	297	312	5	72	95	-	7
Al4Zn2Mg	25% Saffil	273	266	-3	-	-	-	13
Al12Si	25% Saffil	143	165	15	-	-	-	13
Al (pu. Co.)	25% Saffil	55	178	224	-	-	-	13
LMO	20% Saffil	40	142	255	68	83	1.1	88
2618A T6	20% Saffil	431	383	-11	77	102	0.8	88

Tabela 7.1- Propriedades mecânicas de alguns C.M.M.[3].

[3] Na tabela 7.1 podemos ver o aumento da resistência conseguido em relação a algumas ligas pela introdução de reforços. Como se pode observar, o aumento relativo da resistência é superior para as matrizes de baixa resistência. Na maior parte dos casos de reforços com partículas, o aumento é menos significativo relativamente aos reforços com fibras

Na figura 7.8, é possível observar a influência da fracção volúmica do reforço nas propriedades mecânicas de um compósito Al6061/SiCw (T6) à temperatura ambiente.

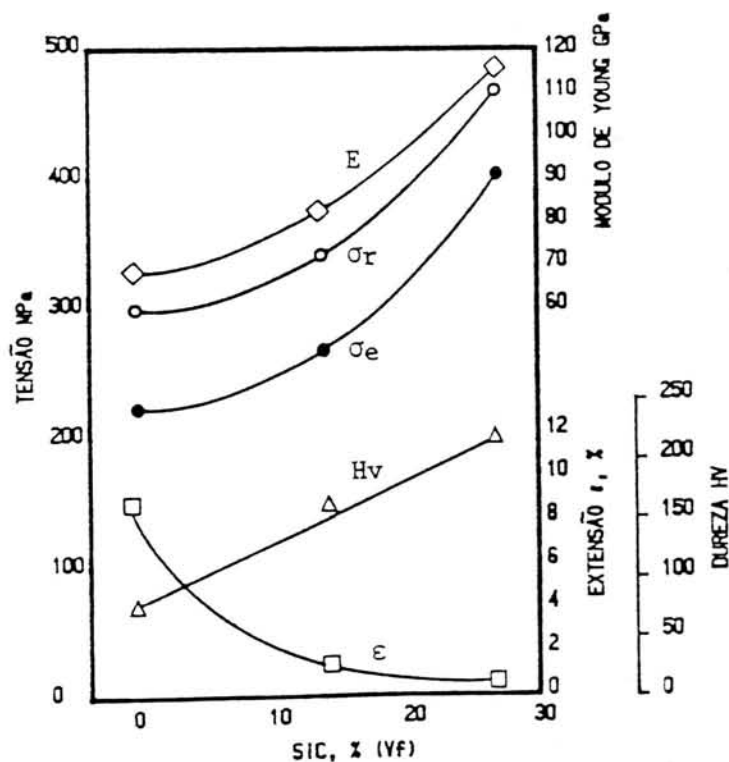


Fig.7.8- Influência da fracção volúmica (vf) de whiskers de SiC nas propriedades mecânicas de um compósito Al6061/SiCw (T6) à temperatura ambiente [3].

[2] Compósitos de matriz metálica reforçados com fibras cerâmicas, como os compósitos Al/SiC e Al/Al₂O₃, têm superiores propriedades a alta temperatura quando comparados com a matriz não reforçada, uma vez que os reforços cerâmicos exibem uma boa estabilidade térmica.

A fig.7.9 mostra o efeito da temperatura na resistência à tracção dos compósitos Al/SiC e Al/Al₂O₃. Nesta figura é possível observar que os compósitos Al/SiC e Al/Al₂O₃ evidenciam uma melhor resistência à tracção a todas as temperaturas do que a matriz metálica não reforçada.

A resistência à tracção dos C.M.M. descontínuos a 150°C e 300°C mantém níveis de resistência à tracção de 85% e 70 % respectivamente para os compósitos Al/SiC, e 80 e 40% respectivamente para os compósitos Al/Al₂O₃.

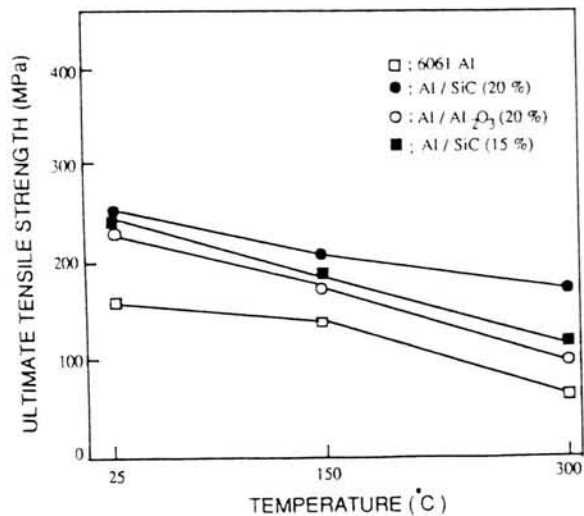


Fig.7.9- Influência da temperatura na resistência à tracção [2].

É um dado adquirido que os C.M.M. reforçados descontínuamente apresentam valores razoáveis para aplicações a elevadas temperaturas. Aumentando a fracção volúmica, a resistência à tracção a alta temperatura vai ser superior devido à boa estabilidade térmica dos reforços e à redução da importância da matriz metálica que tende a atenuar-se a elevadas temperaturas.

O efeito dos tratamentos térmicos na resistência à tracção dos C.M.M. está exposto na figura 7.10.

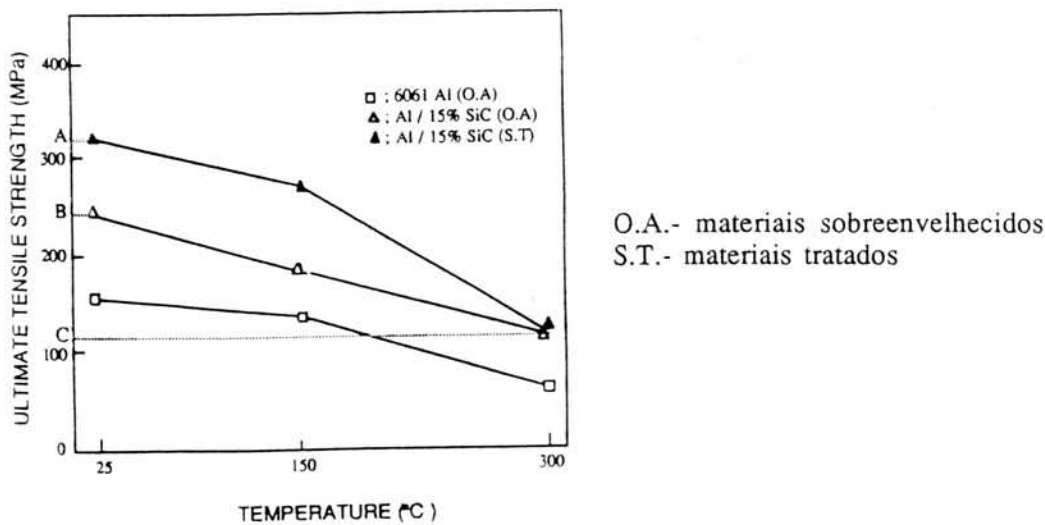


Fig.7.10- Influência dos tratamentos térmicos na resistência à tracção [2].

Como se pode ver na fig.7.10, a 150°C, a resistência à tracção de materiais tratados é maior do que para materiais sobreenvelhados, devido aos materiais tratados ainda estarem no processo de endurecimento durante o aquecimento, e o endurecimento compensar a redução da resistência.

A 300°C, a tensão de tracção do material tratado é sensivelmente a mesma do material sobreenvelhado durante a elevação de temperatura e do subsequente ensaio.

A redução da resistência a alta temperatura, A-C (na fig.7.10), pode ser explicada como a soma das reduções da resistência devido ao sobreenvelhamento, A-B (na fig 7.10), e ao amaciamento da matriz, B-C (na fig.7.10).

7.4- Comportamento tribológico

[3] No comportamento tribológico podem ser considerados dois ramos diferentes: o desgaste e o atrito.

7.4.1- Desgaste

[3,4] O desgaste pode ser traduzido de muitas formas, entre as quais :

- estabelecimento de fórmulas referentes à taxa de desgaste;
- perda de peso em função da distância;
- variação de uma dimensão em função da distância.

Nas mesmas condições operatórias (carga, velocidade, distância de deslizamento, condições ambientais, lubrificação, etc..) o desgaste nos C.M.M., é quase sempre menor quando comparado com a matriz ou mesmo com outros materiais.

Podem considerar-se os seguintes aspectos relativos ao desgaste dos C.M.M.[3,8] :

- a incorporação de elementos reforçadores numa matriz metálica resulta num aumento da resistência ao desgaste (fig.7.11);
- a qualidade do reforço influencia a resistência ao desgaste;
- o aumento da carga provoca um aumento de desgaste (fig.7.12);
- a fracção volúmica e dimensão do reforço apresentam grande influência na resistência ao desgaste (fig.7.13).

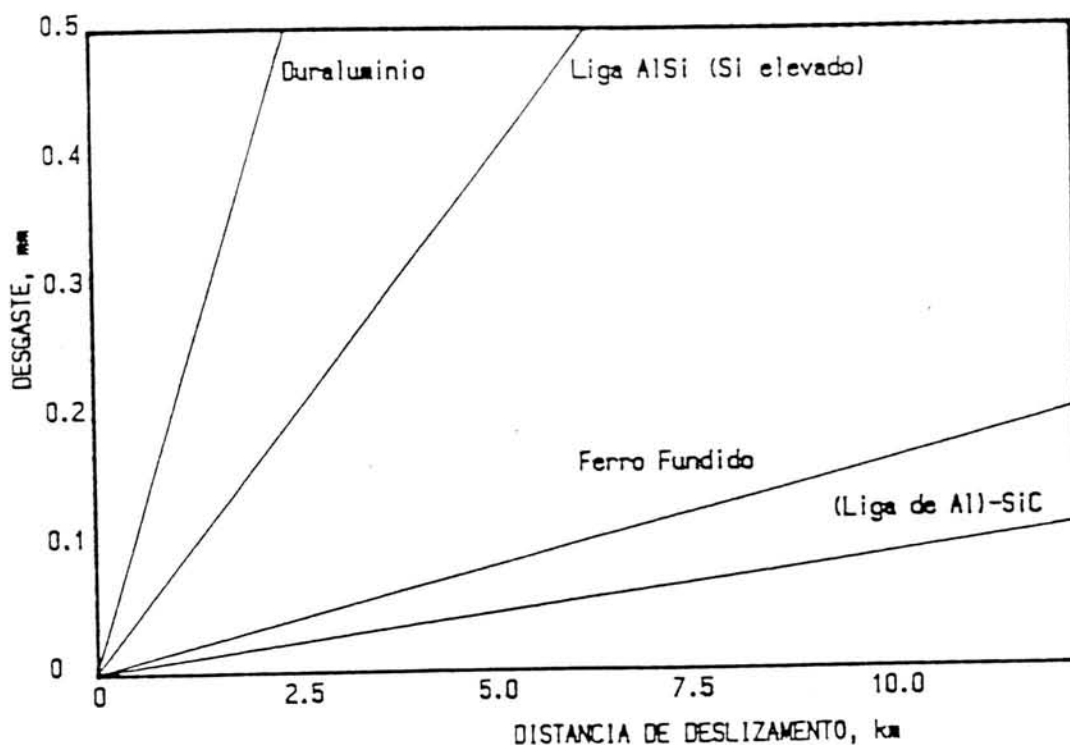


Fig.7.11- Comparação da resistência ao desgaste de um compósito Al/SiCw com outros materiais. Ensaio de desgaste utilizado pino-disco (disco em ferro fundido) [3].

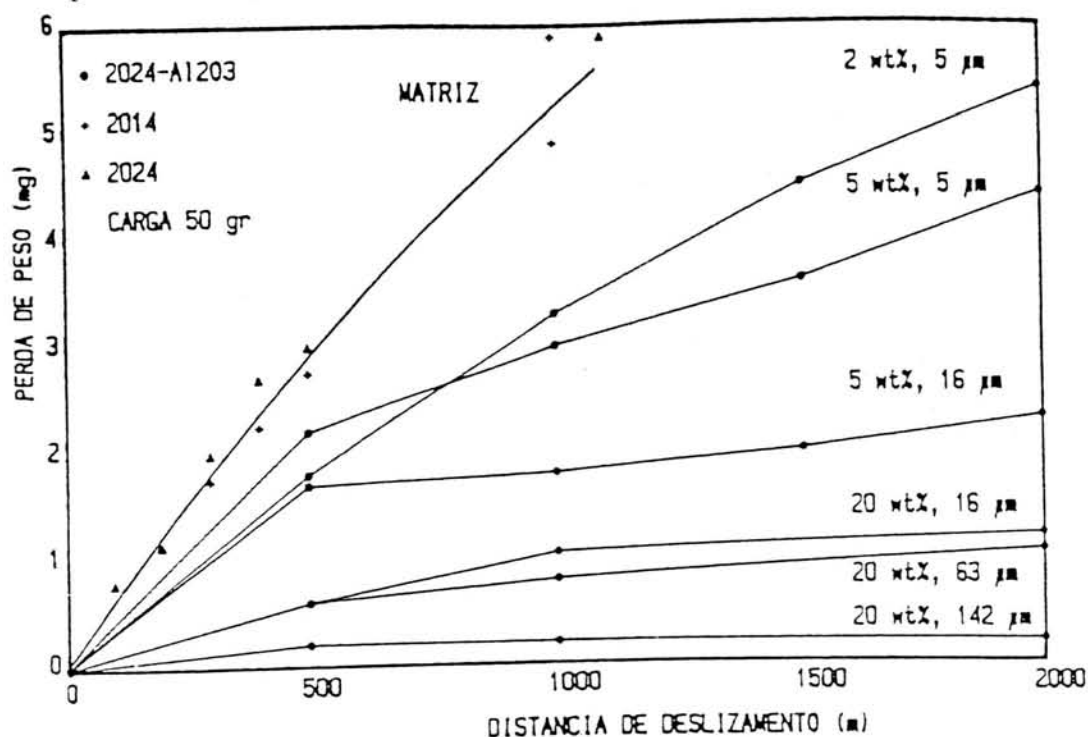


Fig.7.12- Influência da percentagem e dimensão do reforço, partículas de Al_2O_3 , no desgaste de compósitos com matriz em liga de alumínio 2024 (ASTM). Ensaio de desgaste pino-disco, pino-esfera de rolamento AISI tipo E-52100 de 6.4 mm de diâmetro [8].

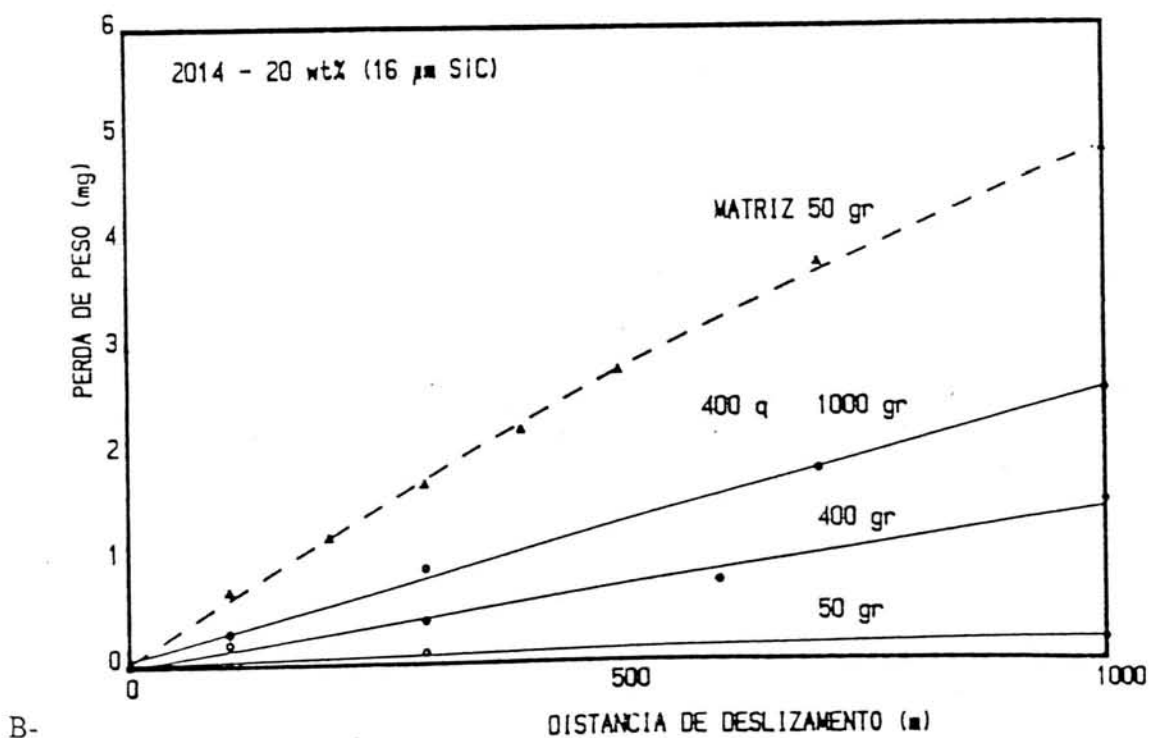
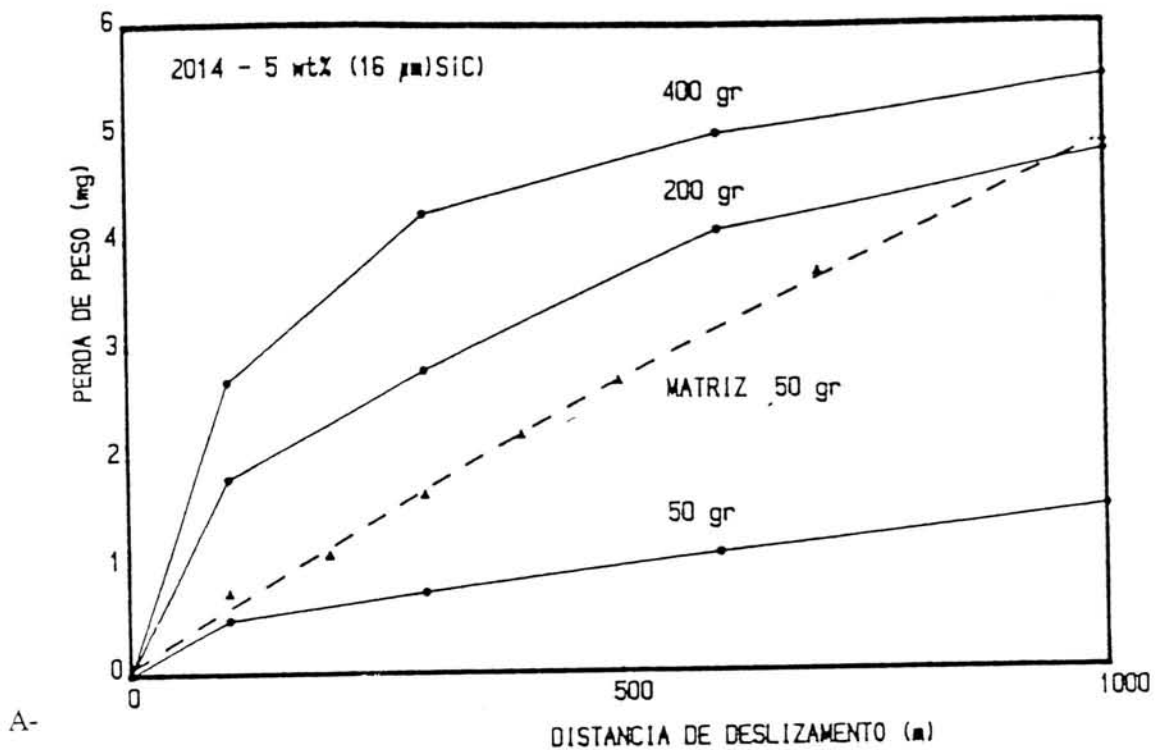


Fig.7.13- Influência da carga aplicada e da distância no desgaste de dois compósitos com matriz em liga de alumínio 2014 e com reforço de partículas de 16 μ m de SiC. Ensaio de desgaste pino-disco, pino-esfera de rolamento AISI tipo E-52100 de 6.4 mm de diâmetro [3].

A- 5% de SiC ; B-20% de SiC.

7.4.2- Atrito

[3,8] A caracterização do atrito é feita sempre através do coeficiente de atrito.

Podem considerar-se os seguintes aspectos quanto ao atrito dos C.M.M.:

- a introdução do reforço provoca, para cargas idênticas, um aumento ou uma diminuição do coeficiente de atrito;

- no caso de o reforço ser lubrificante, como é o caso da grafite, o coeficiente de atrito diminui com o aumento da fracção volúmica;

- o aumento da carga provoca uma diminuição do coeficiente de atrito, o que é comum a muitos materiais.

7.5- Exemplos de aplicações

<u>Compósito</u>	<u>Aplicações</u>	<u>Características especiais</u>
Al/Grafite	Rolamentos	Barato, leve, auto-lubrificante, compatível com Cu, Pb, Sn, Zn, etc..
Al/Grafite, Al/SiC-Al ₂ O ₃	Indústria automóvel: pistões, bielas, camisas de cilindros, segmentos	Desgaste reduzido, arranque a frio, antigripagem, leveza, compatível com combustível, melhora eficiência
Al/SiC	Rótor, blindagens, turbocarregador, ferramentas de corte	Capacidade de trabalho a alta temperatura, dureza, resistência à abrasão.

Tabela 7.2- Principais propriedades e exemplos de aplicações de alguns compósitos obtidos pelo processo de "casting" [9].

2^a Parte

1- INTRODUÇÃO

As acções de contacto entre corpos sólidos, nomeadamente entre órgãos de máquinas, envolvem fenómenos complexos cujas manifestações mais facilmente observáveis são precisamente o atrito (no duplo sentido de resistência ao movimento relativo e de dissipação de energia) e o desgaste [14].

O desgaste é, sem dúvida, uma das maiores causas de desperdício de materiais e o atrito é a principal causa da dissipação de energia. Assim, uma diminuição do desgaste ou do atrito pode levar a economias notáveis [15].

2- OBJECTIVOS DO TRABALHO PRÁTICO

O objectivo deste trabalho reside no estudo do comportamento tribológico (atrito e desgaste a seco lubrificado) de alumínios reforçados com partículas cerâmicas e, na sua comparação com o comportamento da matriz não reforçada.

3- ENSAIOS TRIBOLÓGICOS

3.1- Caracterização

Todos os ensaios foram realizados no tribômetro de Blouet existente no laboratório de tribologia do G.M.P.T., o qual pode ser visto na fig.1.

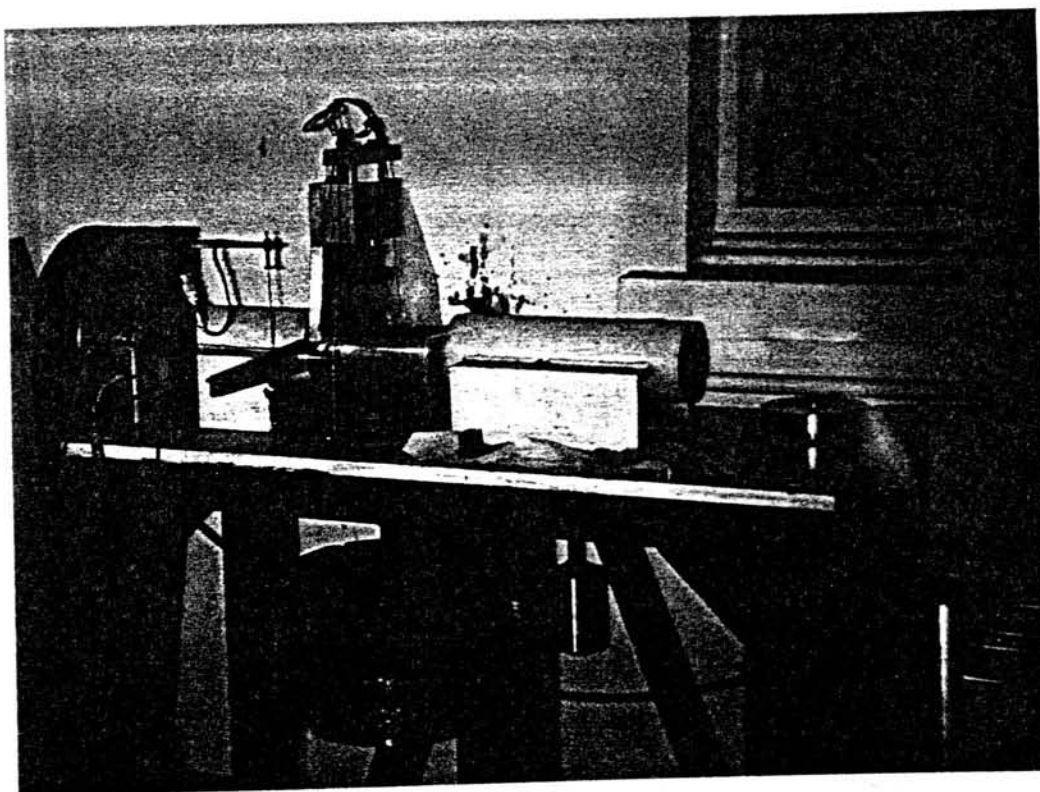


Fig.1- Tribômetro de Blouet.

3.1.1.- Condições de ensaio comuns a todos os ensaios

- velocidade de rotação : $240 \pm 2\%$ r.p.m. ($v=1,5$ m/s);
- temperatura : 19 a 26°C ;
- humidade : 57 a 61%;
- lubrificação : óleo Shell Helix SAE15W50 (nova designação:"Standard");
- antagonista (pista) : aço ck 45;
- percurso : cada provete foi submetido numa face a um ensaio ininterrupto de 5000 rotações, e na outra a ensaios interrompidos às 250, 500, 1250, 2500 e 5000 rotações, perfazendo assim, em ambos os casos, um percurso de 1800 metros;

3.1.2.- Condições de ensaio variáveis

- Força : foram usadas cargas de 67,3 Kg e de 120 Kg para os provetes reforçados. Para os provetes não reforçados apenas foi usada uma carga de 67,3 Kg;

3.2.- Material ensaiado

O material ensaiado é a liga Al6061 reforçada com 20% de SiC e sobreenvelhada, obtida pelo processo de pulverometalurgia (PM).

Pese embora o nosso trabalho incida sobre alumínio reforçados, havia a necessidade de estabelecer uma comparação com a matriz não reforçada, assim foram ensaiados previamente quatro provetes de liga Al6061E PM sobreenvelhados mas não reforçados.

Em ambos os casos supõe-se que o material apresenta uma percentagem de deformação nula.

Nota: Uma vez que os provetes não reforçados foram submetidos a uma carga de 673 N e os reforçados a cargas de 673 N e 1200 N, para uma melhor identificação, atribuímos mediante o material e a carga três grupos, assim temos:

grupo 1: Al6061E PM não reforçado e carga de 673 N;

grupo 2: Al 6061E PM reforçado com 20%SiC e carga de 673 N;

grupo 3: Al 6061E PM reforçado com 20%SiC e carga de 1200N.

PM- pulverometalurgia.

3.2.1.- Geometria dos provetes

Os provetes utilizados têm uma forma paralelepípedica conforme se pode ver na figura 2.

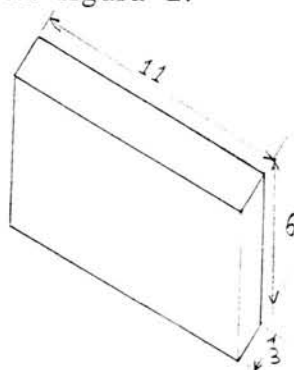


Fig.2- Geometria dos provetes utilizados

Nomenclatura utilizada na identificação das superfícies ensaiadas :

Conforme pode ser visto na fig.2, cada provete pode ser ensaiado duas vezes, já que tem duas faces que podem ser usadas (áreas 3×11). Consequentemente, cada provete terá duas designações, isto é, se referente a ensaios interrompidos terá no final da referência a designação A, se o ensaio for contínuo terá a designação B.

3.3.- Modo de obtenção dos resultados

3.3.1.- Coeficiente de atrito

É obtido pelo quociente entre a força de atrito e o valor da carga utilizada no ensaio. De referir, que o registrador foi regulado para dar o registo da força de atrito.

3.3.2.- Taxa de desgaste

É calculada através da determinação do volume desgastado e respectiva conversão em massa perdida.

Recorrendo à seguinte expressão para calcular o volume desgastado:

$$V = B \cdot [R^2 \cdot \arcsen(A/(2 \cdot R)) - R \cdot A/2 \cdot \sqrt{1 - (A/(2 \cdot R))^2}] ; \quad [\text{mm}^3]$$

e com o conhecimento da densidade do material (ver notal), calcula-se a massa perdida : $mp = d \cdot V$;

Daqui resulta que a taxa de desgaste vai ser :

$$Txd = mp / (n \cdot 2\pi R) \quad [\mu\text{g/Km}]$$

Notal: As massas específicas para cada um dos materiais são as seguintes :

material Al6061: $d = 2,7 \text{ mg/mm}^3$

Para o alumínio reforçado, uma vez que não se conhecia o seu valor, este teve de ser calculado do seguinte modo :

$$d_{\text{compósito}} = f \cdot d_{\text{Al}} + f_i \cdot d_{\text{reforço}} ;$$

considerando : $d_{\text{Al}} = 2,7 \text{ mg/mm}^3$

$$d_{\text{reforço}}(\text{SiC}) = 3,2 \text{ mg/mm}^3 ; \quad f_i = 20\%$$

Assim :

$$d_{\text{compósito}} = (1 - 0,2) * 2,7 + 0,2 * 3,2 = 2,8 \text{ mg/mm}^3$$

Nomenclatura :

A= média de A1 e A2 [mm]

B= largura da zona desgastada [mm]

R= raio da pista [60 mm]

V= volume desgastado [mm³]

mp= massa perdida [mg]

Txd= taxa de desgaste [μg/Km]

Nota 2 : os valores de A1 e A2 para os ensaios interrompidos foram lidos com uma lupa (MITUTOYO), não se conseguindo assim aproximar a valores superiores às décimas de milímetros.

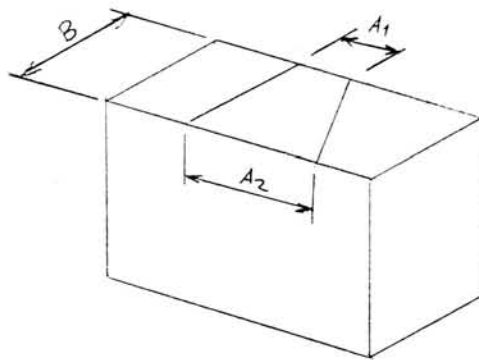


Fig.3- Variáveis necessárias para a determinação da taxa de desgaste.

Nota3 : Uma vez que os ensaios realizados sobre as faces A dos provetes foram interrompidos às 250, 500, 1250, 2500, 5000 rotações, as taxas de desgaste tiveram que ser afectadas daquelas que as precederam, procedendo-se do seguinte modo :

$$Txd_i = (m_{pi} - m_{p(i-1)}) / (2\pi R * n_i) * 10^6 \quad [\mu\text{g/Km}]$$

4- RESULTADOS DOS ENSAIOS EFECTUADOS

4.1.- Coeficiente de atrito

Nas tabelas 4.1.1 e 4.1.2 apresentam-se os coeficientes de atrito obtidos nos ensaios tribológicos realizados.

Coeficientes de atrito e outros dados que caracterizam o ensaio							
REF.	CARGA	ROT.	Atrito	Atrito	Atrito	Temperatura	Humidade
	N	ENSAIO	mínimo	médio	máximo	ambiente	relativa
11J10A	673	250	0,10	0,12	0,13	18°C	58%
	673	500	0,01	0,05	0,06		
	673	1250	0,07	0,08	0,09		
	673	2500	0,08	0,08	0,08		
	673	5000	0,07	0,08	0,08		
12J10A	673	250	0,04	0,13	0,17	21°C	58%
	673	500	0,04	0,04	0,05		
	673	1250	0,00	0,03	0,13		
	673	2500	0,04	0,04	0,10		
	673	5000	0,05	0,05	0,16		
13J10A	673	250	0,10	0,11	0,12	20°C	59%
	673	500	0,01	0,05	0,08		
	673	1250	0,02	0,04	0,10		
	673	2500	0,02	0,02	0,02		
	673	5000	0,01	0,01	0,02		
14J10A	673	250	0,00	0,06	0,12	20°C	58%
	673	500	0,02	0,04	0,10		
	673	1250	0,02	0,05	0,11		
	673	2500	0,02	0,02	0,08		
	673	5000	0,02	0,02	0,08		
14J13AA	673	250	0,08	0,10	0,12	21°C	60%
	673	500	0,04	0,06	0,10		
	673	1250	0,04	0,04	0,04		
	673	2500	0,04	0,04	0,06		
	673	5000	0,04	0,04	0,06		
15J13AA	673	250	0,09	0,10	0,11	22°C	59%
	673	500	0,09	0,10	0,10		
	673	1250	0,07	0,11	0,11		
	673	2500	0,09	0,11	0,12		
	673	5000	0,11	0,12	0,12		
16J13AA	673	250	0,01	0,05	0,07	22°C	56%
	673	500	0,02	0,04	0,07		
	673	1250	0,02	0,02	0,03		
	673	2500	0,02	0,02	0,04		
	673	5000	0,02	0,02	0,02		

(continua na página seguinte)

(cont.)

17J13AA	1200	250	0,08	0,10	0,11	23°C	56%
	1200	500	0,10	0,11	0,12		
	1200	1250	0,08	0,10	0,11		
	1200	2500	0,03	0,03	0,05		
	1200	5000	0,03	0,03	0,04		
18J13AA	1200	250	0,10	0,11	0,12	29°C	49%
	1200	500	0,07	0,10	0,11		
	1200	1250	0,06	0,08	0,11		
	1200	2500	0,10	0,12	0,13		
	1200	5000	0,11	0,12	0,13		
19J13AA	1200	250	0,08	0,10	0,10	25°C	37%
	1200	500	0,08	0,09	0,09		
	1200	1250	0,06	0,07	0,07		
	1200	2500	0,05	0,06	0,06		
	1200	5000	0,06	0,12	0,12		

Tabela 4.1.1 - Tabela de coeficientes de atrito referentes aos ensaios interrompidos.

Coeficientes de atrito e outros dados que caracterizam o ensaio							Humidade
REF.	CARGA	ROT.	Atrito	Atrito	Atrito	Temperatura	relativa
	N	ENSAIO	mínimo	médio	máximo	ambiente	
11J10AB	673	5000	0,05	0,07	0,17	18°C	58%
12J10AB	673	5000	0,08	0,10	0,18	21°C	58%
13J10AB	673	5000	0,00	0,08	0,12	20°C	59%
14J10AB	673	5000	0,00	0,02	0,15	20°C	58%
14J13AB	673	5000	0,05	0,13	0,14	21°C	60%
15J13AB	673	5000	0,09	0,12	0,12	22°C	59%
16J13AB	673	5000	0,04	0,06	0,11	22°C	56%
17J13AB	1200	5000	0,05	0,12	0,13	23°C	56%
18J13AB	1200	5000	0,10	0,12	0,13	30°C	49%
19J13AB	1200	5000	0,11	0,13	0,13	25°C	37%

Tabela 4.1.2 - Tabela de coeficientes de atrito referentes aos ensaios directos.

Nas figuras seguintes mostram-se também os tipos de perfil dos gráficos da força de atrito que caracterizam os ensaios realizados.

Assim, temos basicamente dois tipos de perfil :

↔ material Al6061E PM- tipo A

• carga= 673 N $\equiv$ 67,3 Kg

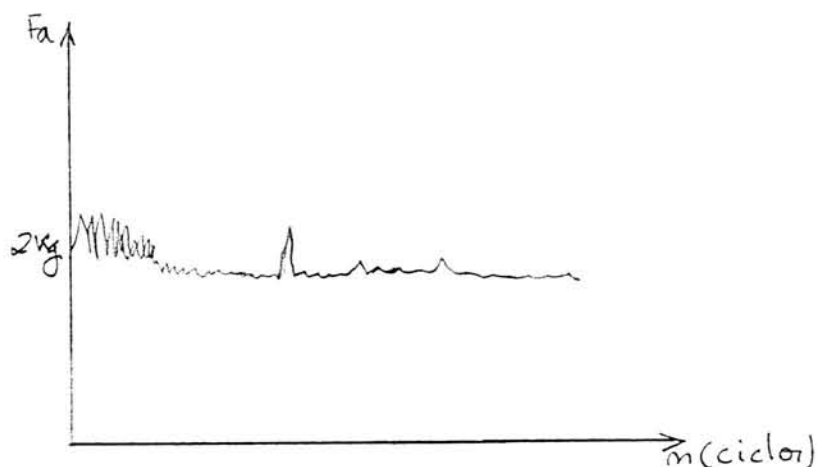


Fig.4.1- Perfil tipo A.

↔ material Al6061E PM + 20% SiC- tipo B

• carga= 673 N $\equiv$ 67,3 Kg

• carga= 1200 N $\equiv$ 120 Kg

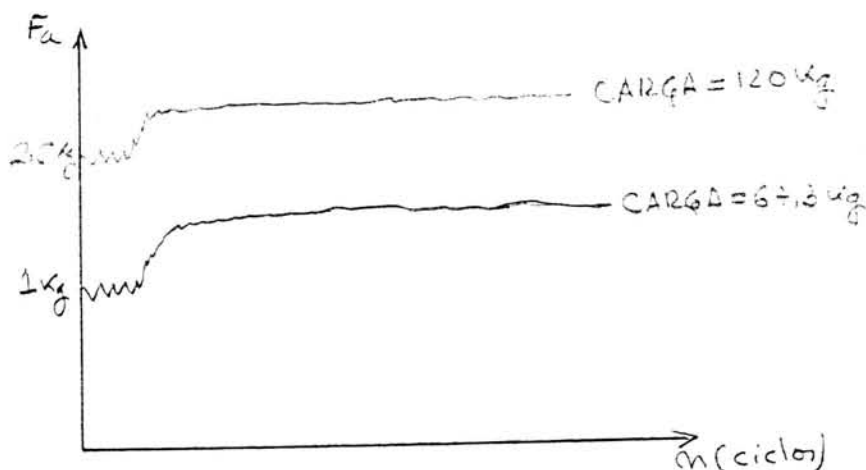


Fig.4.2-Perfil tipo B.

Dentro de cada um destes grupos (material reforçado e não reforçado) houveram dois casos em que o tipo de perfil se apresenta diferente daqueles que são possíveis de observar nas duas figuras anteriores, assim, estas duas excepções foram classificadas da seguinte forma :

- Perfil tipo C (Fig.4.3);
- Perfil tipo D (Fig.4.4).

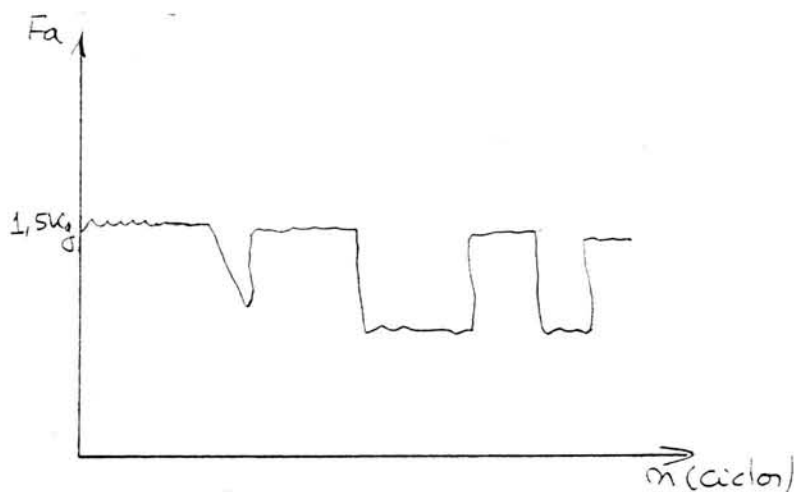


Fig.4.3- Perfil tipo C (provete 13J10).

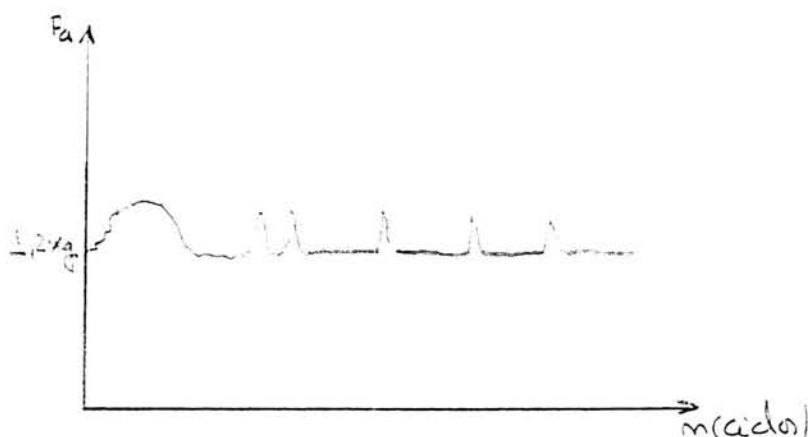


Fig.4.4- Perfil tipo D (provete 16J13A).

Nota: Em todos os casos só se consideraram ensaios directos de 5000 ciclos.

4.2- Taxa de desgaste

Nas tabelas 4.2.1 e 4.2.2 apresentam-se vários parâmetros que caracterizam o desgaste.

Taxa de desgaste e outros dados que caracterizam o ensaio						
REF.	CARGA	ROT.	A	Área desgaste	Volume desgaste	Taxa desgaste
	N	ENSAIO	(mm)	(mm ²)	(mm ³)	(µg/Km)
11J10A	673	250	2,8	8,5568	0,093189267	2669,97
	673	500	2,85	8,7096	0,098271807	72,68
	673	1250	2,95	9,0152	0,108984731	61,54
	673	2500	3,05	9,3208	0,120449377	32,78
	673	5000	3,2	9,7792	0,139111638	26,74
12J10A	673	250	5	15,655	0,543859765	15580,43
	673	500	5,2	16,2812	0,611794308	973,1
	673	1250	5,35	16,7509	0,666301954	312,3
	673	2500	5,4	16,9074	0,685166137	54,04
	673	5000	5,55	17,3771	0,743889529	84,115
13J10A	673	250	2,25	6,9435	0,048826634	1398,78
	673	500	3,4	10,4924	0,1685019	1714,2
	673	1250	3,65	11,2639	0,208479137	229,1
	673	2500	3,7	11,4182	0,217166338	24,89
	673	5000	3,75	11,5725	0,226091644	12,78
14J10A	673	250	3,15	9,6737	0,133342558	3819,98
	673	500	3,25	9,9808	0,146451221	187,8
	673	1250	3,45	10,595	0,175191218	164,7
	673	2500	3,6	11,0556	0,199054556	68,33
	673	5000	3,75	11,5163	0,224992689	37,19
14J13AA	673	250	2,3	6,9069	0,050752123	1507,8
	673	500	2,35	7,0571	0,054134783	50,39
	673	1250	2,4	7,2072	0,05766452	21,01
	673	2500	2,45	7,3574	0,061344468	10,93
	673	5000	2,5	7,5075	0,065177758	5,676
15J13AA	673	250	2,1	6,1845	0,037883543	1125,5
	673	500	2,6	7,657	0,071900849	505,05
	673	1250	2,65	7,8043	0,076129675	25,25
	673	2500	2,7	7,9515	0,080521168	13,051
	673	5000	2,75	8,0988	0,085078402	6,737
16J13AA	673	250	1,9	5,8634	0,029400647	873,46
	673	500	2	6,172	0,034291747	72,68
	673	1250	2,05	6,3263	0,036928616	15,7
	673	2500	2,1	6,4806	0,039697322	8,276
	673	5000	2,2	6,7892	0,045643114	8,806

(continua na página seguinte)

(cont.)

17J13AA	1200	250	2,85	7,1507	0,052543573	2859
	1200	500	3	8,5498	0,089816214	237,8
	1200	1250	3,25	9,0161	0,105331514	181,1
	1200	2500	3,35	9,1716	0,110874846	40,4
	1200	5000	3,45	10,4152	0,162376889	21
18J13AA	1200	250	2,3	7,1507	0,052543573	1561,01
	1200	500	2,75	8,5498	0,089816214	553,8
	1200	1250	2,9	9,0161	0,105331514	92,2
	1200	2500	2,95	9,1716	0,110874846	16,5
	1200	5000	3,35	10,4152	0,162376889	76,5
19J13AA	1200	250	2,005	6,0872	0,033989813	1079,3
	1200	500	2,1	6,3756	0,039054138	40,59
	1200	1250	2,25	6,831	0,048035535	53,37
	1200	2500	2,3	6,9828	0,051309839	9,37
	1200	5000	2,35	7,1346	0,05472967	5,06

Tabela 4.2.1- Parâmetros que caracterizam o desgaste (ensaio interrompidos).

Taxa de desgaste e outros dados que caracterizam o ensaio						
REF.	CARGA	ROT.	A	Área desgaste	Volume desgaste	Taxa desgaste
	N	ENSAIO	(mm)	(mm^2)	(mm^3)	(µg/Km)
11J10B	673	250	4,92	15,0208	0,505252851	723,7
12J10B	673	250	3,87	11,7996	0,24552368	351,7
13J10B	673	250	5,678	17,6911	0,792552938	1135,2
14J10B	673	250	4,786	14,8542	0,472692279	677,1
14J13AB	673	250	2,274	6,7659	0,048577155	72,2
15J13AB	673	250	3,135	9,3251	0,127276497	189,1
16J13AB	673	250	1,807	5,4665	0,024778776	36,8
17J13AB	1200	250	3,719	11,1421	0,214098209	318
18J13AB	1200	250	4,055	13,0028	0,296979984	441,1
19J13AB	1200	250	3,06	9,3269	0,121319744	180,2

Tabela 4.2.2- Parâmetros que caracterizam o desgaste (ensaio directos).

5- ANÁLISE DE RESULTADOS

5.1.- Taxa de desgaste

Nas tabelas 5.1 e 5.2, apresentam-se os valores da taxa de desgaste e a sua variância (ou variação), quer para provetes reforçados, quer para os não reforçados, bem como para ensaios directos e interrompidos.

Material	Carga (N)	ROT. ENSAIO	Nº ensaios	Taxa média desgaste	Desvio-padrão	Variação desvio/tx.méd.desg.
Al 6061E PM	673	250	4	5867,215	6550,5	111,60%
Al 6061E PM	673	250	3	1168,9	319,4	27,30%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	1200	250	3	1833,1	920,5	50,20%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	673	500	4	736,945	764,5	103,70%
Al 6061E PM	673	500	3	209,4	256,3	122,40%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	1200	500	3	277,4	258,9	93,30%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	673	1250	4	191,91	105,85	55,20%
Al 6061E PM	673	1250	3	20,65	4,78	23,10%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	1200	1250	3	108,9	65,5	60,10%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	673	2500	4	45,01	19,83	44,10%
Al 6061E PM	673	2500	3	10,75	2,39	22,20%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	1200	2500	3	22,09	16,25	73,60%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	673	5000	4	40,2	30,9	76,90%
Al 6061E PM	673	5000	3	7,073	1,59	22,50%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	1200	5000	3	34,19	37,5	109,70%

Tabela 5.1- Taxa de desgaste e variância (ensaios interrompidos).

Material	Carga	ROT.	Nº ensaios	Taxa média	Desvio-padrão	Variação
	(N)	ENSAIO		desgaste		desvio/tx.méd.desg.
Al 6061E PM	673	5000	4	721,7	321,7	44,6%
Al 6061E PM	673	5000	3	99,36	79,7	80,20%
c/ 20%SiC						
Al 6061E PM	1200	5000	3	313,1	130,52	41,70%
c/ 20%SiC						

Tabela 5.2- Taxa de desgaste e variância (ensaio directos).

Como se pode ver nestas tabelas, a taxa média de desgaste mais elevada aparece, como era de esperar, para os provetes não reforçados, sendo esta diferença bastante elevada quando se utilizaram cargas de igual valor tanto para a matriz não reforçada como para o compósito de matriz metálica.

Nota-se ainda um aumento da taxa de desgaste com o aumento da carga nos C.M.M., mas ainda assim bastante inferior à encontrada para os provetes não reforçados, sendo que estes últimos foram apenas sujeitos a uma carga de 67,3 Kg.

Da análise da tabela 5.2 constata-se que os provetes sofreram um desgaste muito elevado na fase inicial do ensaio, diminuindo depois progressivamente à medida que o ensaio se efectuava. Pode ainda observar-se que houve uma grande dispersão dos resultados, chegando mesmo em alguns casos a ultrapassar os 100%, como atesta a coluna da variância nas tabelas 5.1 e 5.2.

Este facto não tem uma fácil explicação e apenas se poderá especular acerca dele, uma vez que para cada grupo de ensaios, as condições em que os mesmos se realizaram foram iguais e o nº da amostra bastante pequeno (3 e 4). Assim, e por hipótese, poderemos referir por exemplo, defeitos de fabricação da "bolacha" de onde resultaram os provetes não reforçados, o mesmo sucedendo no caso dos provetes reforçados, traduzindo-se pela existência de áreas em que a repartição do reforço não é homogênea. No entanto, estas hipóteses não poderão ser aqui fundamentadas, uma vez que para isso ter-se-ia que analisar a estrutura de cada provete no microscópio electrónico, o que por manifesta falta de tempo, não nos foi possível realizar.

Nas figs. 5.1, 5.2 e 5.3 mostra-se a evolução das taxas de desgaste para cada provete ao longo dos ensaios interrompidos. Analisando cada uma destas figuras, conclui-se que todos os provetes sofreram um desgaste muito rápido na fase inicial dos ensaios (fase de rodagem), diminuindo depois para um valor aproximadamente constante à medida

que os ensaios se efectuavam, conforme pode ser visto nas respectivas curvas de desgaste.

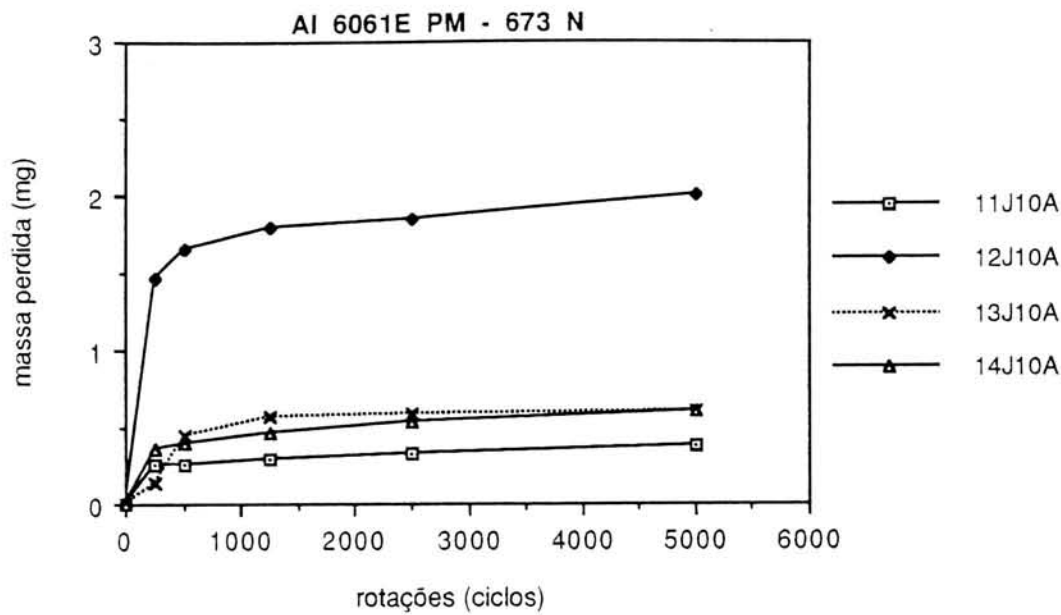


Fig.5.1 - Massa perdida em função do nº de ciclos (provetes do grupo 1).

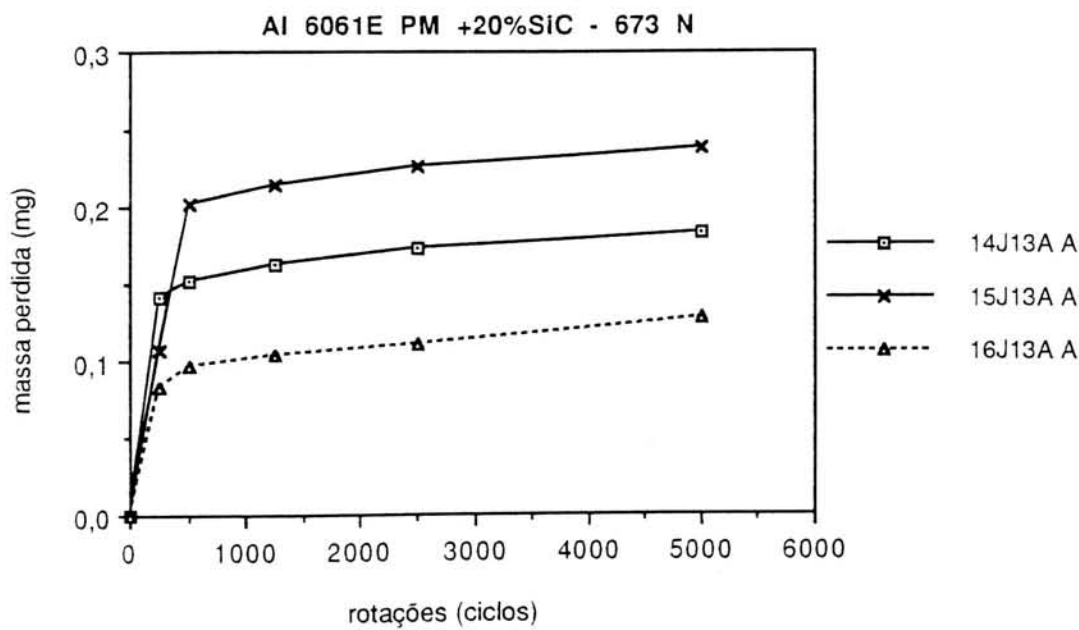


Fig.5.2 - Massa perdida em fução do nº de ciclos (provetes do grupo 2).

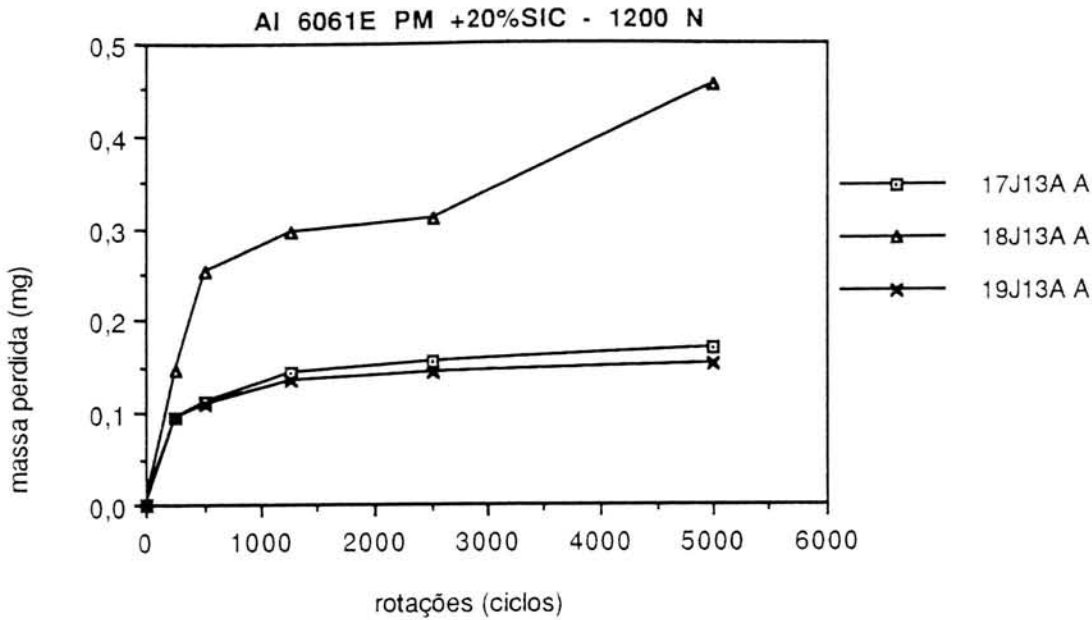


Fig.5.3 - Massa perdida em função do nº de ciclos (provetes do grupo 3).

Da análise da fig.5.1 nota-se que o provete 12J10 (lado A) sofreu um desgaste elevadíssimo durante a fase de rodagem relativamente aos outros provetes do mesmo grupo (grupo 1).

O elevado valor de desgaste evidenciado na fig.5.1 pelo provete 13J10 (lado A) entre as 250 e as 500 rotações, relativamente ao período de 0 a 250 rotações, deve-se a um erro de leitura aquando da medição da área desgastada no final dos primeiros 250 ciclos.

Na fig.5.2 é possível observar que o provete 15J13A (lado A), teve um período de rodagem que se estendeu até final dos 500 ciclos.

Analisando a fig.5.3, constatamos que o provete 18J13A (lado A), sofreu um desgaste significativo no período entre os 2500 e os 5000 ciclos. Este facto anormal poderá ter-se ficado a dever a heterogeneidades estruturais motivadas por uma má distribuição das partículas de reforço na matriz. Assim, as partículas tiveram uma maior propensão para se libertarem da matriz, advindo daqui duas consequências, a primeira é que a matriz ao perder partículas de reforço ficou mais sujeita ao desgaste, e a segunda diz respeito ao facto de estas partículas abrasivas se introduzirem no filme lubrificante originando uma abrasão a três corpos.

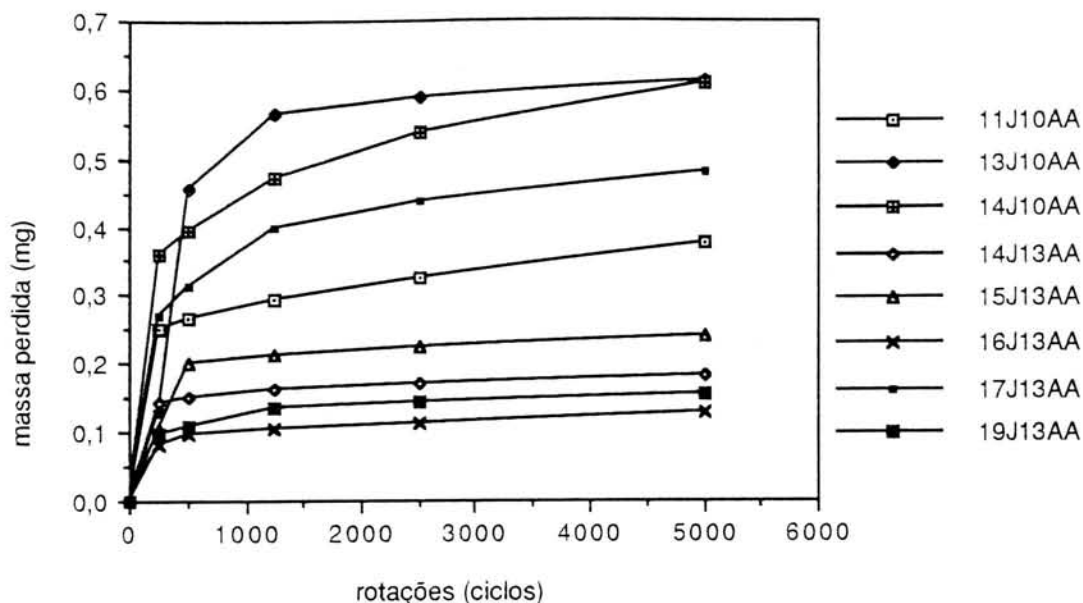


Fig.5.4 - Comparação das curvas de desgaste dos provetes ensaiados.

Na fig.5.4 é possível comparar as curvas de desgaste dos provetes ensaiados onde se constata que o provete 17J13A (lado A), sofreu um desgaste superior ao provete 11J10 (lado A), no entanto convém não esquecer que este último esteve sujeito a uma carga 1,78 vezes inferior ao primeiro.

Nesta figura foram omitidas as curvas de desgaste dos provetes 12J10 e 18J13A.

Analisando individualmente cada provete (ver figuras 1 a 10 em Anexos) e por comparação entre os dois tipos de ensaios a que cada um foi submetido (directo e interrompido) verificou-se que na maioria dos casos o ponto correspondente ao desgaste provocado pelo ensaio directo apresenta um valor bastante superior ao evidenciado pelo seu equivalente obtido nos ensaios interrompidos.

Duas excepções passaram-se com o provete 12J10 e 14J13A, ao apresentarem um valor, no final do ensaio directo, inferior ao do ensaio interrompido.

5.2- Coeficiente de atrito médio

Nas figuras 5.5, 5.6 e 5.7 apresenta-se a variação do coeficiente de atrito médio para os ensaios interrompidos.

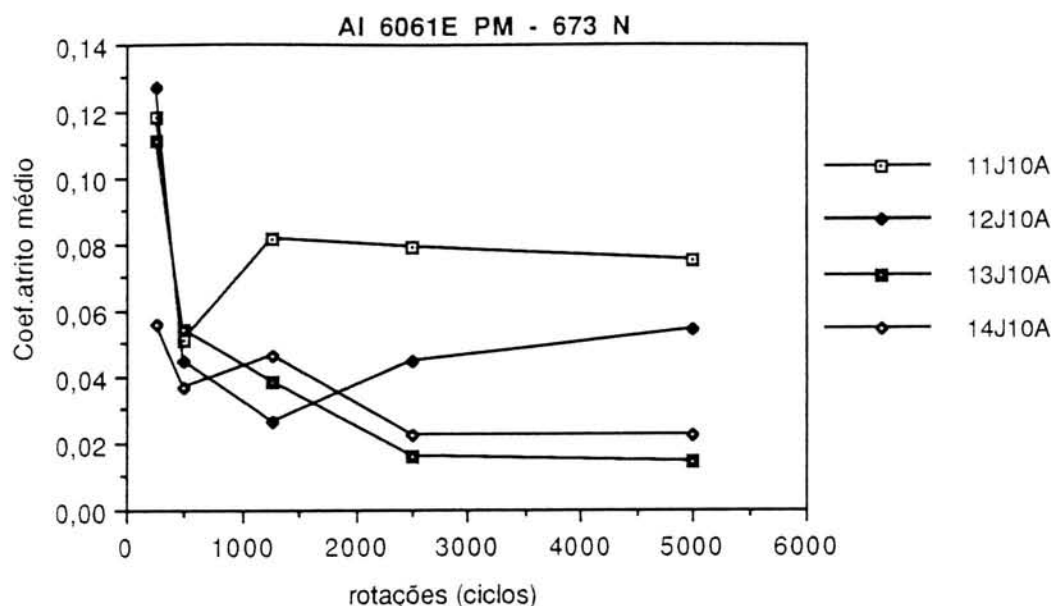


Fig.5.5- Coef.atrito médio em função do n° de ciclos para os provetes do grupo 1.

Da análise da fig.5.5 verifica-se que para cada provete, o valor mais elevado do coeficiente de atrito se situa, como era de esperar, no início de cada ensaio.

Como se pode observar, quase todos os provetes evidenciaram uma tendência para diminuir o seu coeficiente de atrito médio a partir das 1250 rotações, à excepção do provete 12J10 (lado A) que manteve uma evolução positiva desde os 1250 até ao final do ensaio.

Este facto deve-se a que durante os dois últimos períodos de ensaio tenham havido alguns "agarramentos" originando a perda do regime de sustentação hidrodinâmica durante um ligeiro n° de ciclos e provocando assim, o aumento do valor do coef.atrito.

De notar ainda que para o provete 11J10 (lado A) não se conseguiu estabelecer o regime hidrodinâmico, o que justifica o elevado valor do coef.atrito médio.

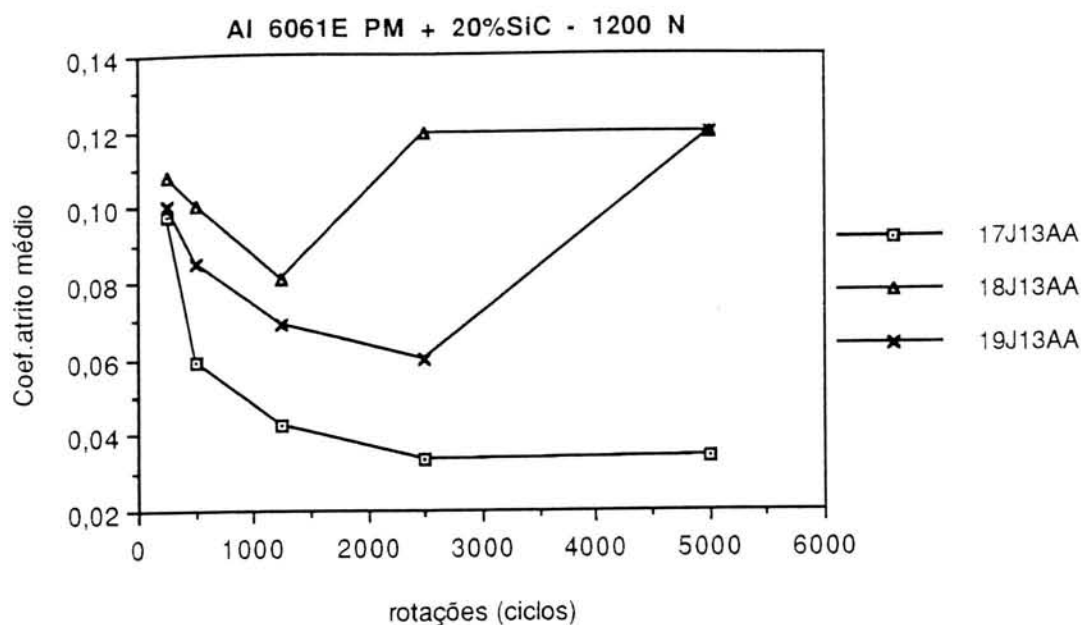


Fig.5.7- Coeficiente de atrito médio em função do nº de ciclos para os provetes do grupo 3.

Como se pode observar na figura 5.7 os provetes 18J13A (lado A) e 19J13A (lado A) apresentam os valores mais elevados dos seus coeficientes de atrito médio na fase final dos respectivos ensaios. Este facto deve-se a que além de nunca terem atingido um regime de sustentação hidrodinâmica, o facto já referido da contaminação do filme lubrificante com partículas de desgaste venha acentuar ainda mais essa falha, motivada pelo "roçar" destas entre o provete e a pista opondo assim uma maior resistência ao movimento.

Na figura 5.8 apresenta-se o coeficiente de atrito médio para todas as cargas e materiais ensaiados.

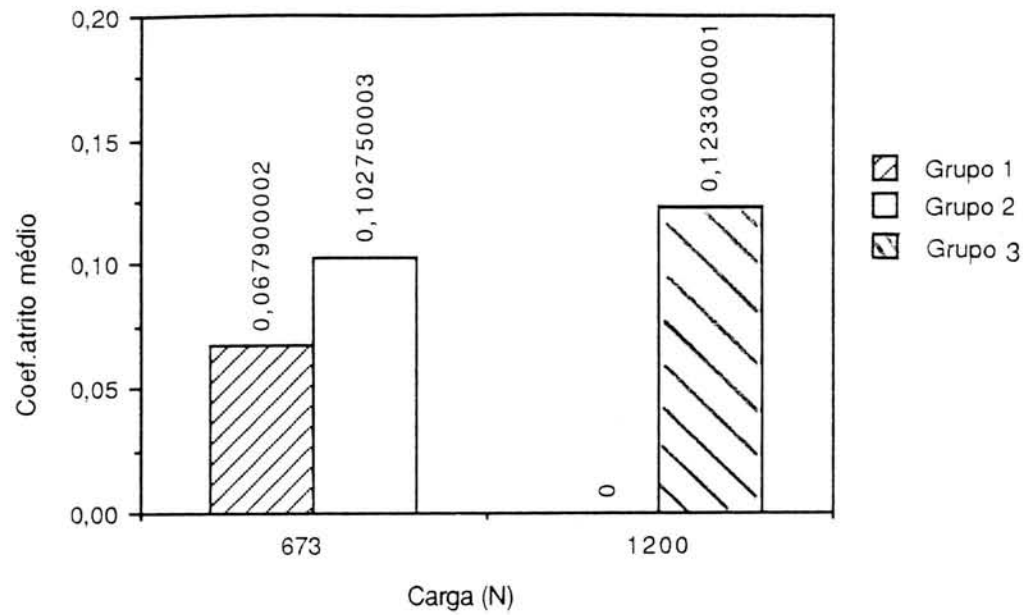


Fig. 5.8- Coeficiente de atrito médio para todas as cargas e provetes ensaiados.

Nesta figura é possível observar que o material que apresentou um coeficiente de atrito médio mais baixo foi o pertencente ao grupo 1, isto é, o não reforçado.

Comparando os resultados dos grupos 2 e 3, verifica-se que o coeficiente de atrito médio dos provetes reforçados aumentou com o aumento da carga.

Na tabela seguinte é mostrada a dispersão de resultados apresentados na figura 5.8 através da respectiva variância.

Grupo	Carga [N]	rot. ensaio	nº ensaios	coef. atrit médio	desvio-padrão do coef. atrito médio	variância desv. padrão/média
1	673	5000	4	0,0679	3,40E-02	50,10%
2	673	5000	3	0,1028	3,90E-02	37,90%
3	1200	5000	3	0,1233	7,45E-02	6,04%

Tabela 5.8- Coeficiente de atrito médio e variância.

5.3- Antagonista

O material constituinte do antagonista (pista) foi igual para todos os ensaios, o que nos permitiu retirar algumas conclusões no final dos mesmos. Assim, verificou-se por inspecção visual e pelo tacto, entre os ensaios realizados, que a pista apresentava um desgaste visível quando os provetes ensaiados pertenciam ao grupo 2 e 3. Este facto deve-se a que o material constituinte dos provetes dos grupos 2 e 3 possuam uma dureza superior à da pista (Al6061+20% SiC contra aço ck45).

De referir ainda que o desgaste evidenciado na pista, após ensaiados os provetes do grupo3, é bastante mais demarcado do que aquele que era possível de observar no final dos ensaios aos provetes do grupo2, o que se justifica pela carga superior a que foram submetidos os primeiros.

Para os ensaios realizados com provetes do grupo1 o aspecto do desgaste na pista é praticamente imperceptível. Isto deve-se ao material da pista ser mais duro que o material constituinte dos provetes do grupo1.

Nas figuras seguintes observar-se o desgaste evidenciado pela pista após os ensaios a cada um dos três grupos.

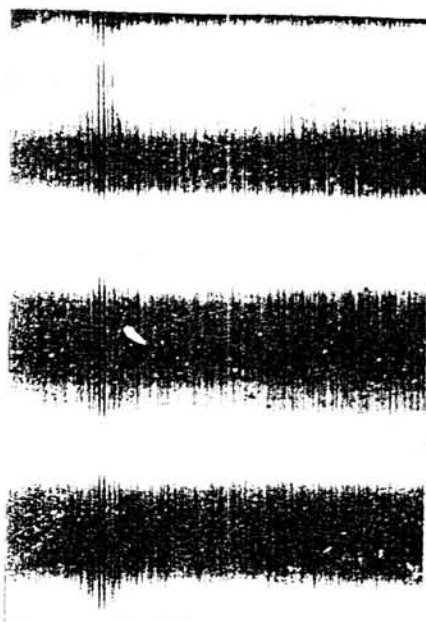


Fig.5.9 - Aspecto da pista após ensaiar provetes do grupo1.



Fig.5.10 - Aspecto da pista após ensaiar provetes do grupo2.



Fig.5.11 - Aspecto da pista após ensaiar provetes do grupo3.

5.4- Lubrificante

No fim de cada ensaio observamos que o óleo apresentava uma coloração mais carregada relativamente à sua cor original. Este facto ficou-se a dever essencialmente à forma como foi processado o tratamento térmico de sobreenvelhecimento dos provetes.

No entanto, para os ensaios realizados aos provetes dos grupos 2 e 3, e fundamentalmente para estes últimos, a coloração apresentada foi ainda mais carregada, o que se terá ficado a dever ao pormenor supracitado, aliado a uma oxidação fundamentada pela elevada temperatura que o óleo atingiu no decorrer desses ensaios. O próprio cheiro acre emanado pelo óleo no final dos ensaios também ajuda a fundamentar esta conclusão.[16]

5.5 - Tipo de perfil

Nas figuras 5.12 e 5.13 mostra-se a taxa média de desgaste em função do tipo de perfil.

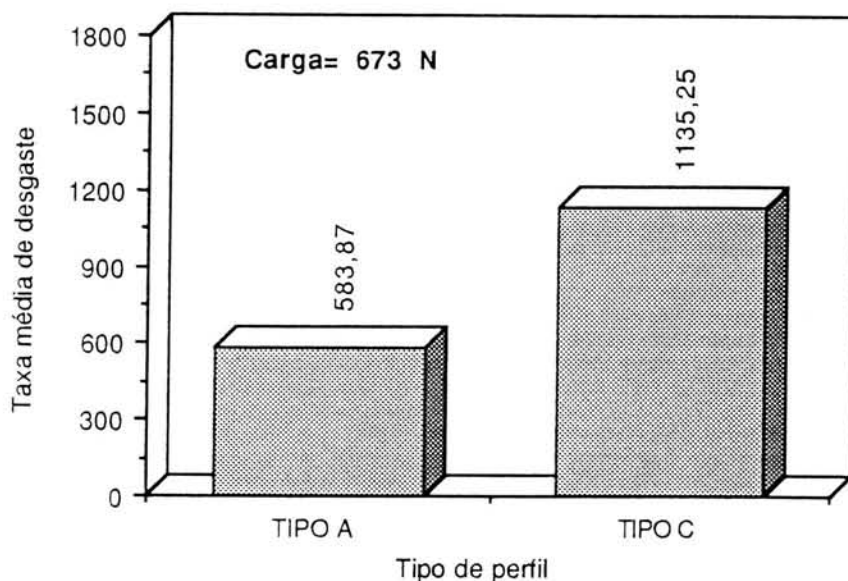


Fig.5.12 - Taxa de desgaste em função do tipo de perfil (grupos 1).

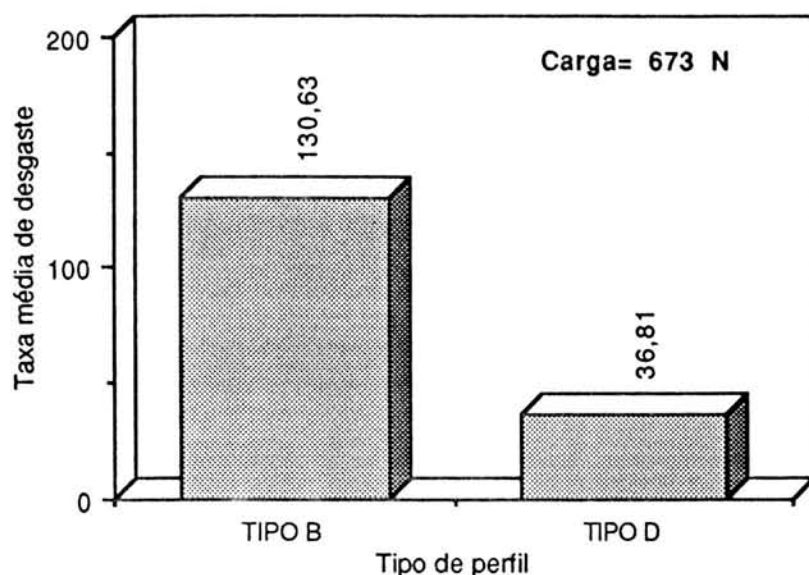


Fig.5.13 - Taxa de desgaste em função do tipo de perfil (grupos 2 e 3).

Como se pode observar, o tipo de perfil condicionou fortemente o desgaste. Assim, vê-se na figura 5.13, que o perfil tipo D, evidenciou um desgaste inferior ao evidenciado pelo perfil tipo B.

Da análise da figura 5.12, constata-se que os provetes que tiveram um perfil do tipo A sofreram um desgaste bastante inferior ao proporcionado pelo perfil tipo C.

Nas figuras 5.14 e 5.15 apresentam-se os coeficientes de atrito (mínimo, médio e máximo) em função do tipo de perfil para a mesma carga.

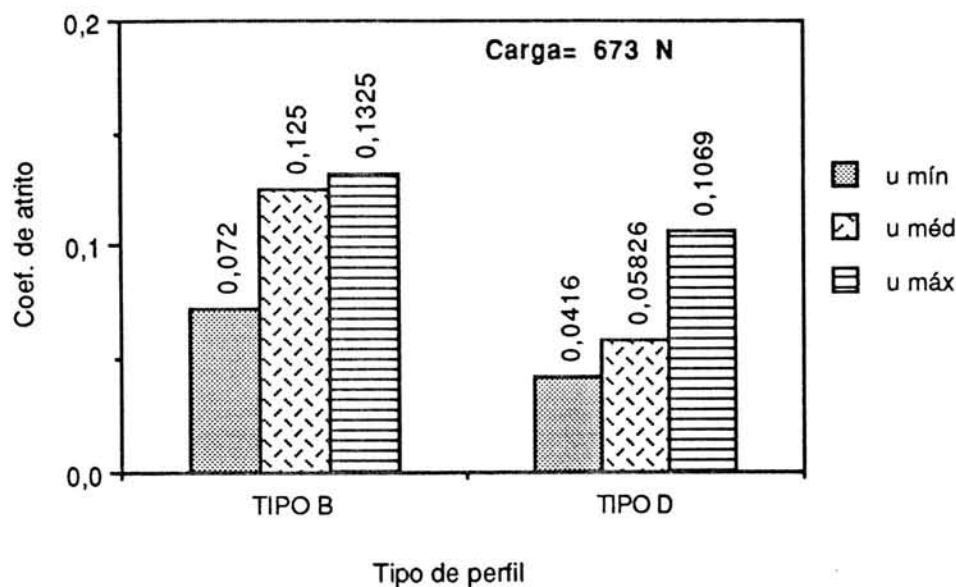


Fig.5.14 - Coeficiente de atrito em função do tipo de perfil (provetes do grupo 2 e 3).

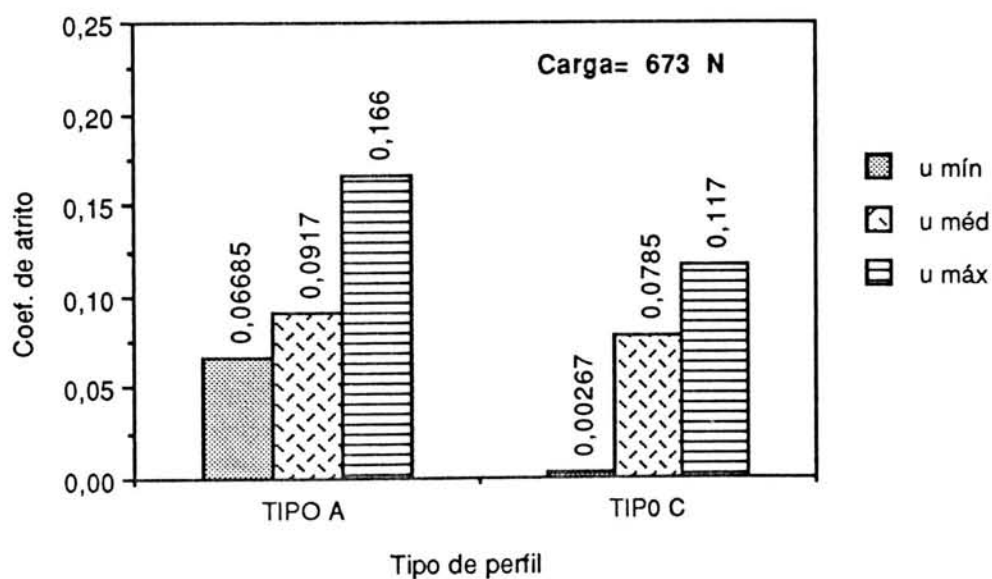


Fig.5.15 - Coeficiente de atrito em função do tipo de perfil (provetes dos grupos 1).

Analisando a figura 5.14 constata-se que os coeficientes de atrito são maiores quando o perfil é do tipo B.

Da figura 5.15 verifica-se que os coeficientes de atrito são mais elevados para os casos em que o perfil evidenciado é do tipo A.

6 - CONCLUSÕES

Devido ao reduzido número de amostras, dentro de cada grupo de provetes ensaiados (grupos 1,2 e 3), não podemos afirmar com a convicção desejada os resultados anteriormente analisados, no entanto, em face aos resultados obtidos podemos tecer algumas conclusões.

Em relação à taxa de desgaste, e como era de esperar, os C.M.M. têm um comportamento melhor quando comparados como os seus congêneres não reforçados, todavia o desgaste imposto à pista é maior devido, como já foi referido anteriormente, à menor dureza desta, isto é, enquanto que aquando dos ensaios dos provetes reforçados a relação de desgaste provete-pista favoreceu o primeiro, no ensaio aos provetes não reforçadas já favoreceu a segunda (ver secções 5.1 e 5.3)..

No que diz respeito ao coeficiente de atrito, os valores obtidos aquando dos ensaios dos provetes não reforçados foram sempre inferiores aos obtidos pelos provetes reforçados.

Foi ainda possível observar, que no caso do material reforçado existe uma tendência para o aumento do coeficiente de atrito com o aumento da carga.

ANEXOS

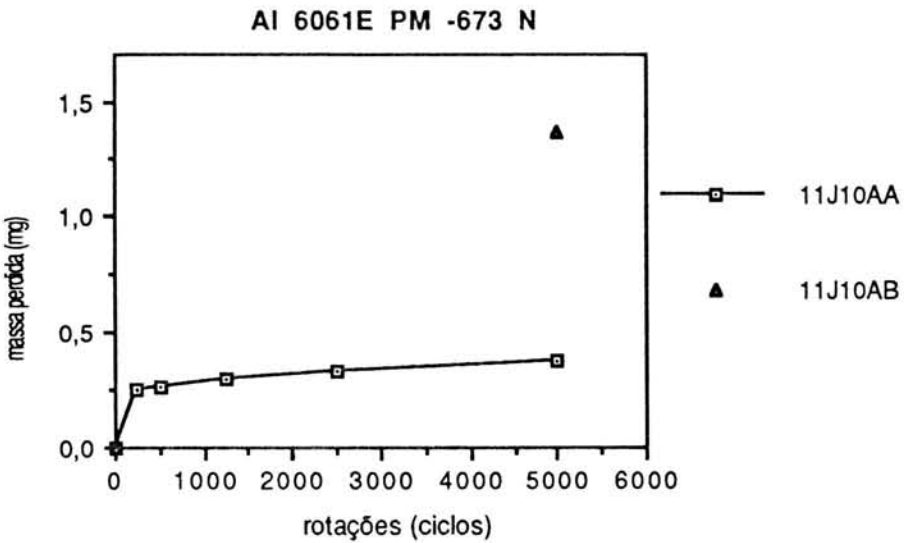


Fig.1

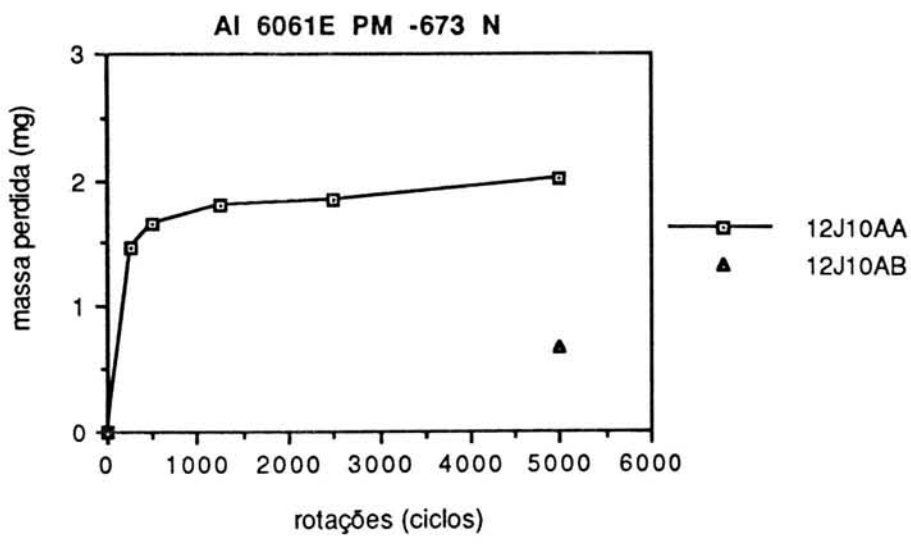


Fig.2

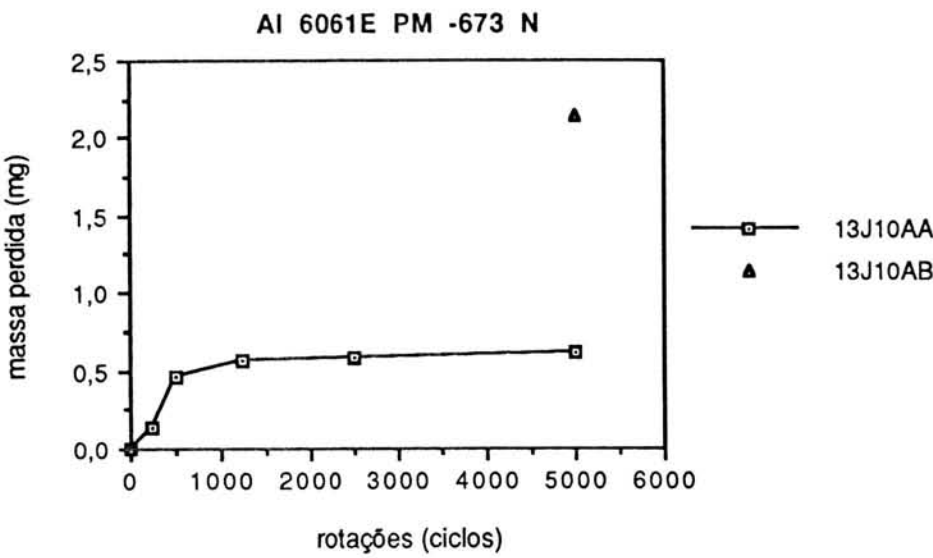


Fig.3

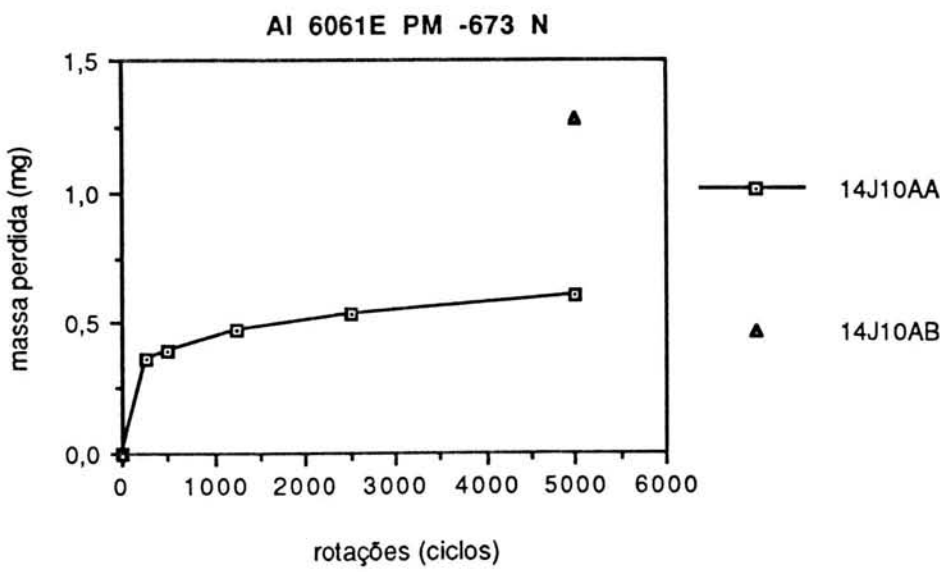


Fig.4

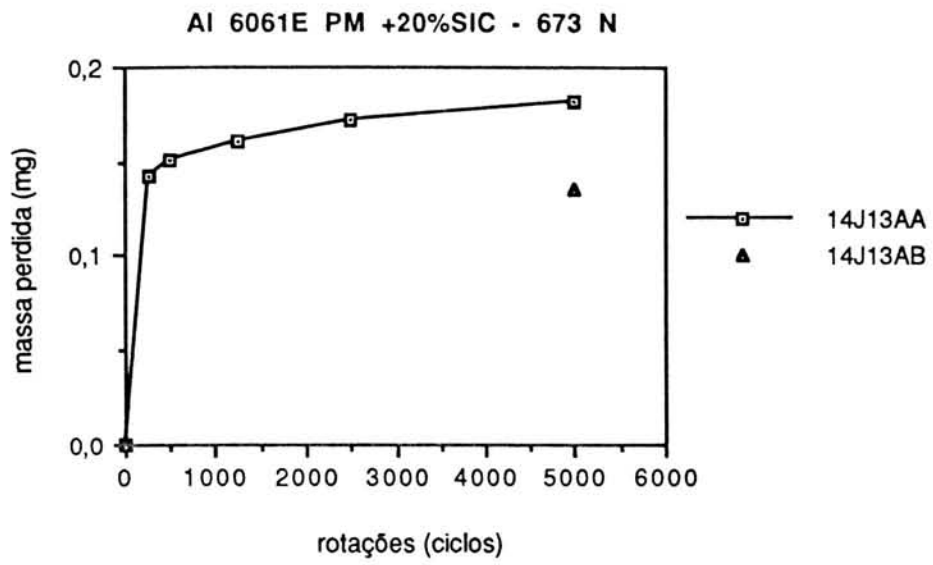


Fig.5

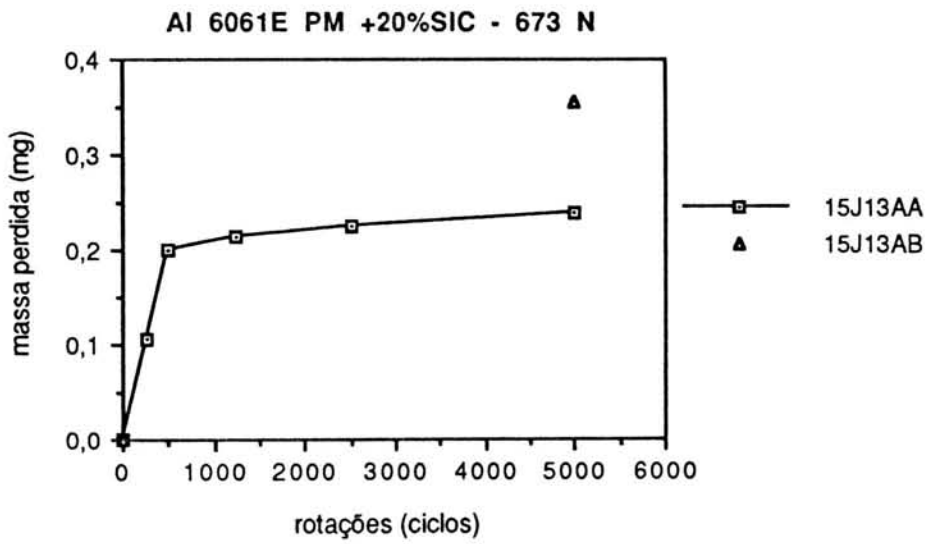


Fig.6

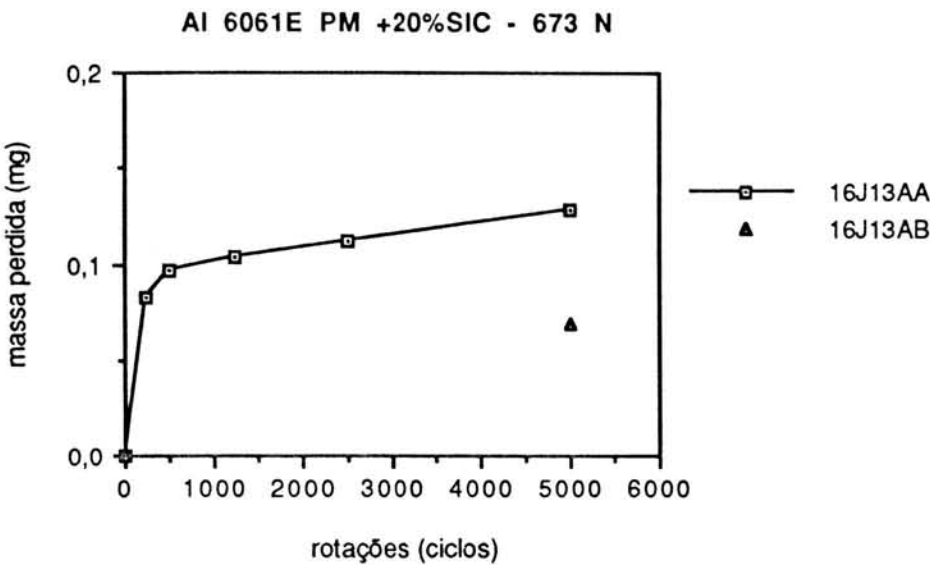


Fig.7

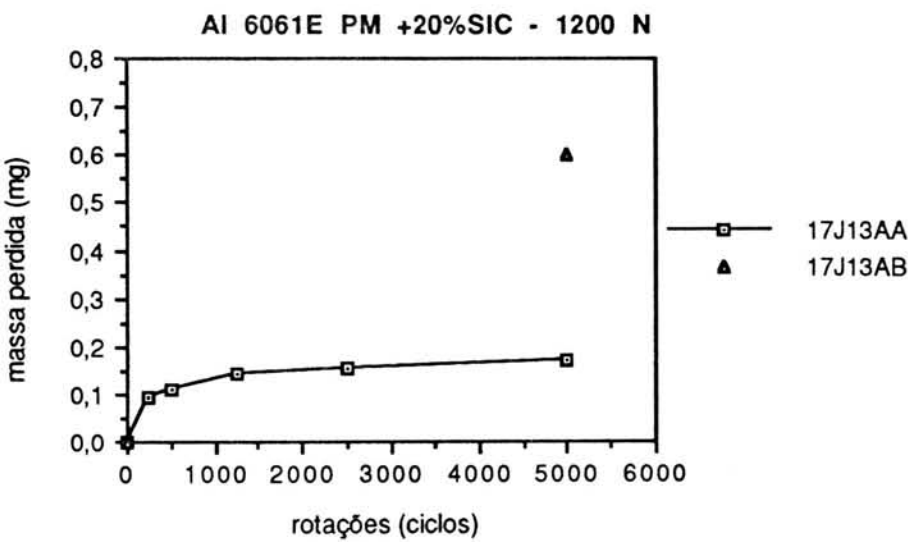


Fig.8

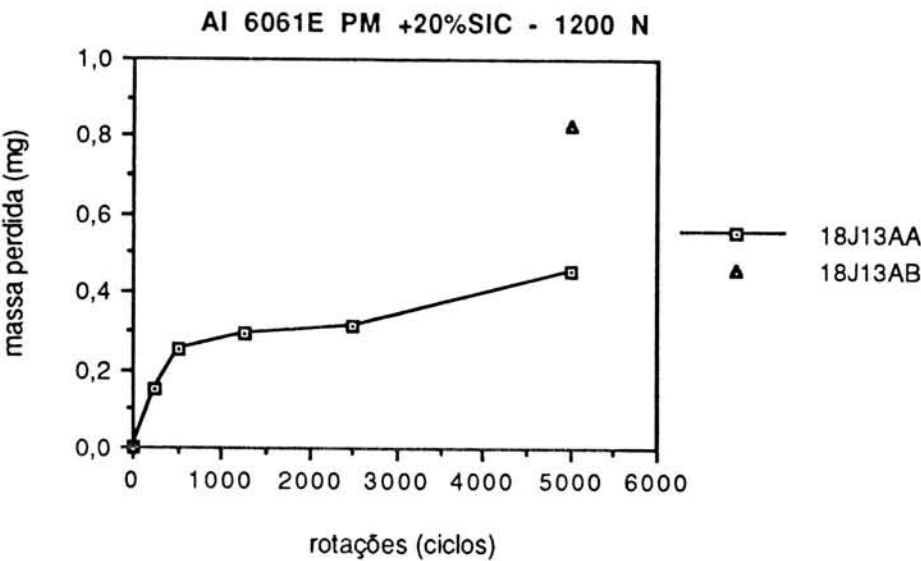


Fig.9

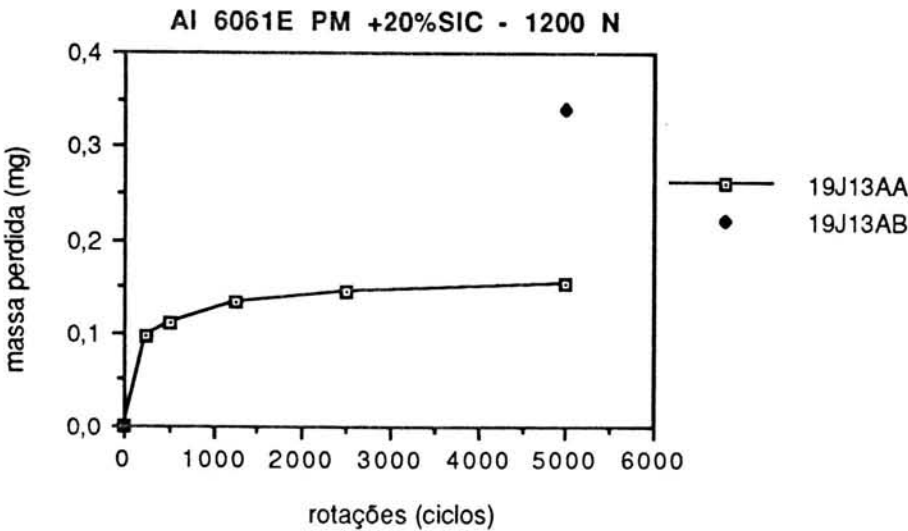


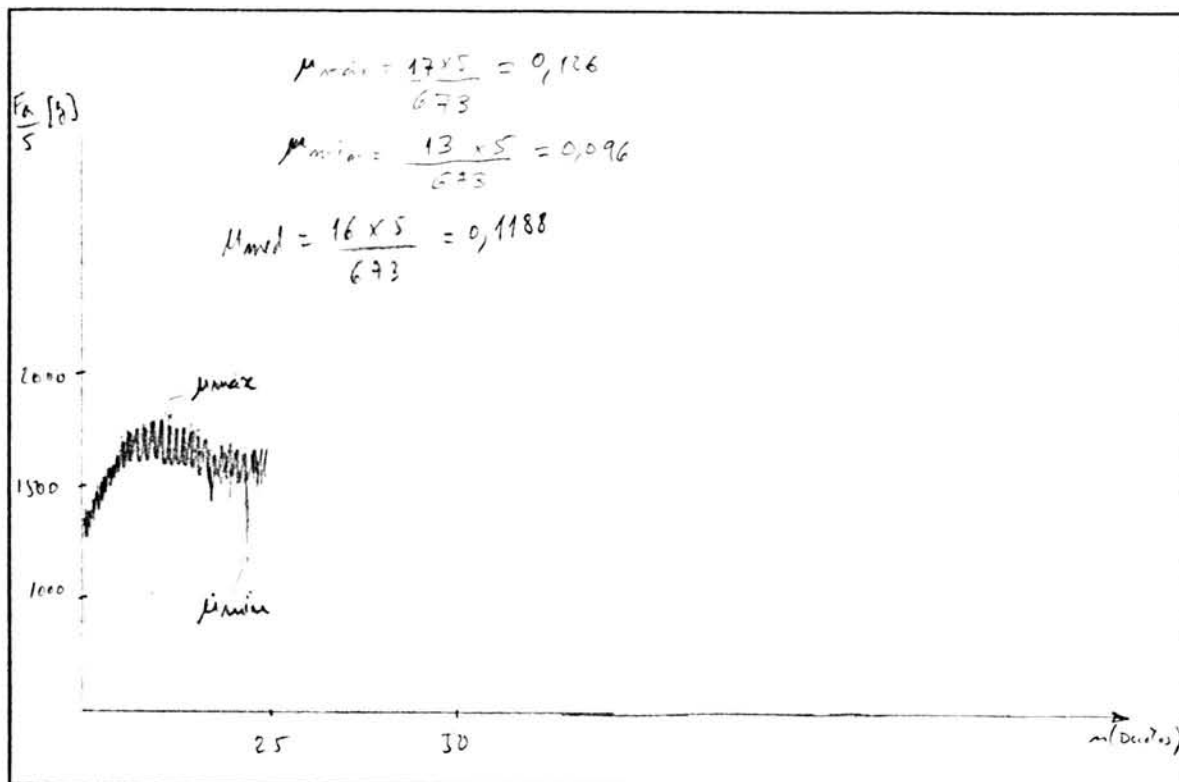
Fig.10

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 11 J10 A
MATERIAL: 286061 E PPS (Sal)

TEMP. 15°C
HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

curva = 673 N
m = 250 m/s
210

RESULTADOS:

A1= 2,8
A2= 2,8

A= 2,830 (mm)

B= 3,056 (mm)

AREA= 8,557 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 9,319 x 10⁻² (mm³)

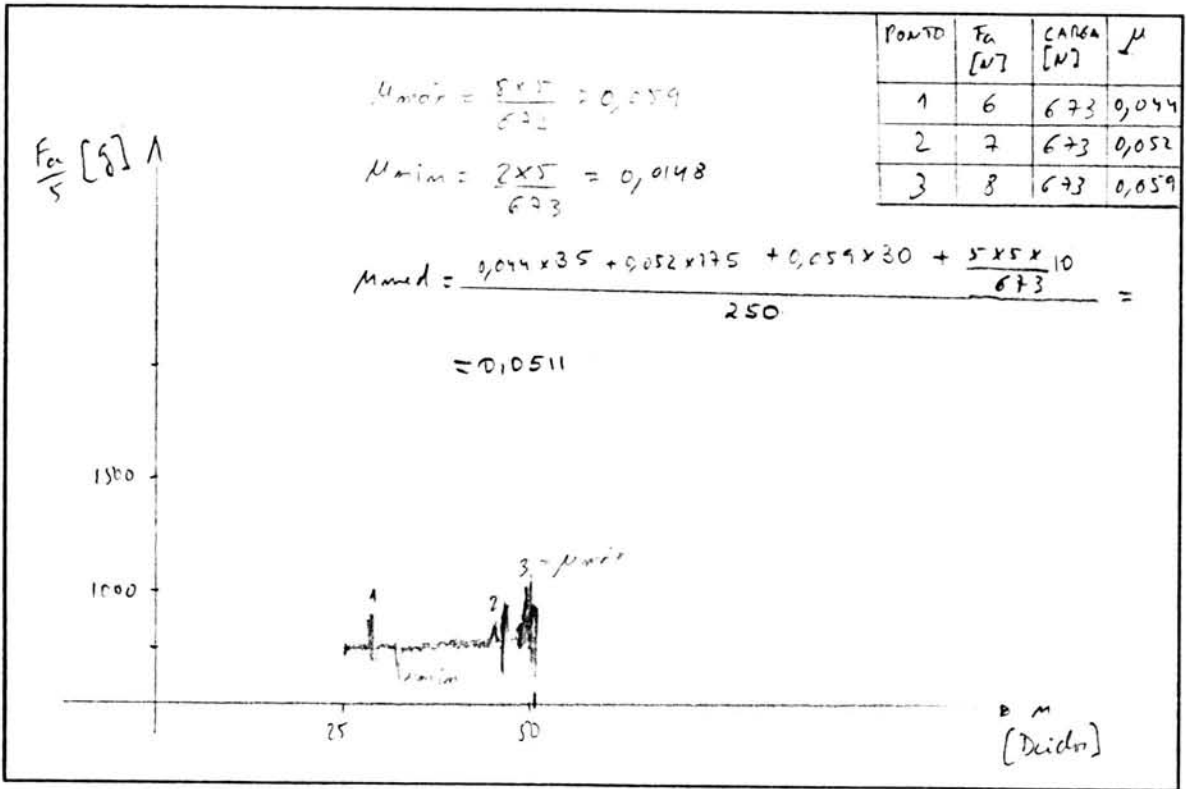
TAXA DE DESGASTE= 2669,67 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 11 J10A
 MATERIAL: A66061E P15 (calor)

TEMP. 18°C
 HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carga = 673 N
 n = 250 ciclos (500 teleg)

RESULTADOS:

A1= 2,8
 A2= 2,9

A= 2,85 (mm)

B= 3,056 (mm)

AREA= 8,709 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 9,527 x 10⁻² (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 22,68 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

11 J10A

MATERIAL:

AC 6061 EPM (6061)

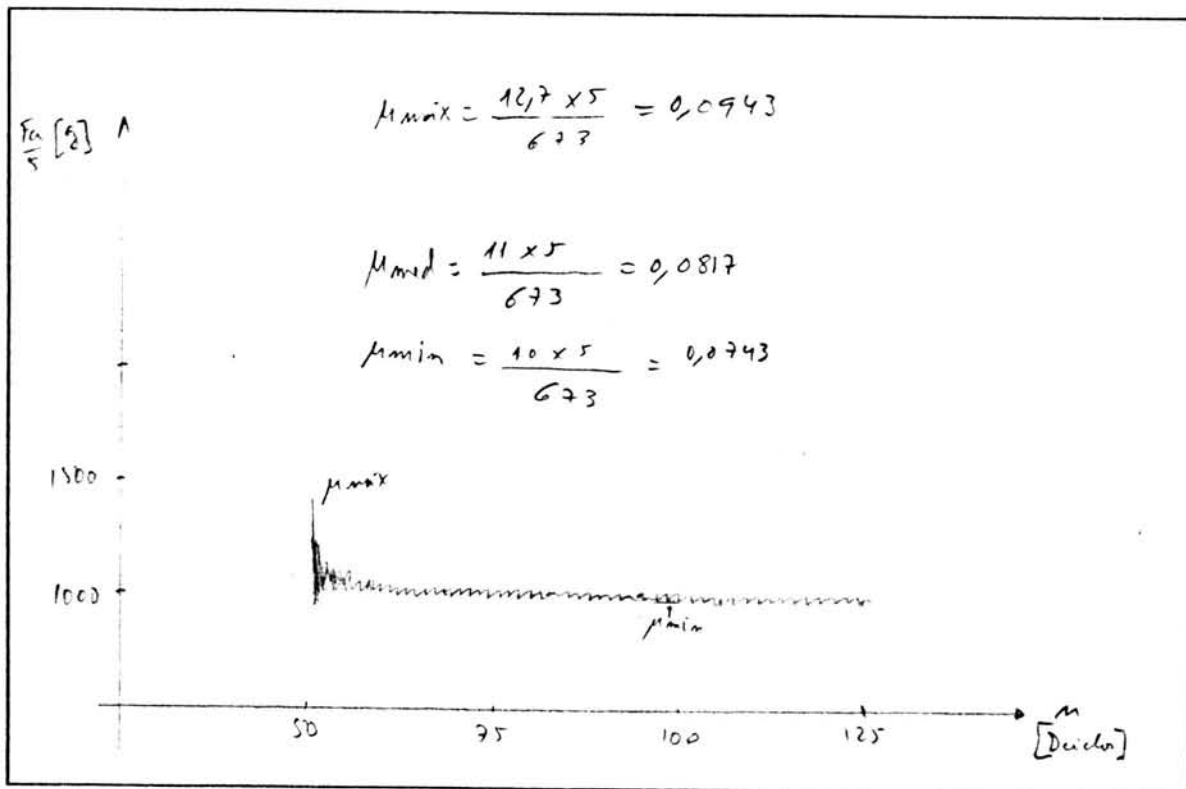
TEMP.

18°

HUMID.

58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

config = 673 N
m = 750 ciclos (1250 tolas)

RESULTADOS:

A1= 2,9

A= 2,95 (mm)

A2= 3,2

B= 3,058 (mm)

AREA= 9,0152 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,1059 (mm³)

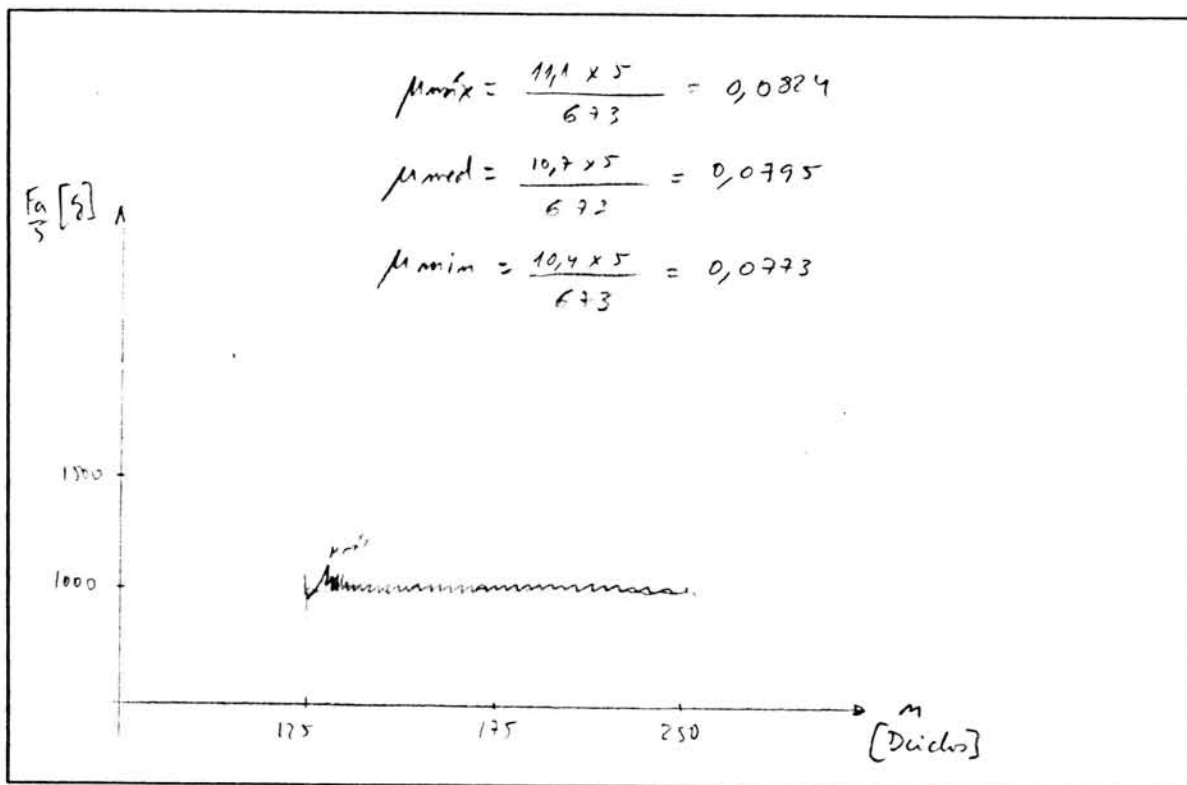
TAXA DE DESGASTE= 61,54 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 11 J10A
MATERIAL: AC 6061 T6 PT7 (EN14)

TEMP. 18°C
HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

Carga = 673 N
m = 1250 dígitos (2000 dígitos)

RESULTADOS:

A1= 2,9
A2= 3,2

A= 3,05 (mm)

B= 3,056 (mm)

AREA= 9,3208 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,1704 (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 32,78 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

11-110 A

MATERIAL:

AC 6061 E PT1 (5052)

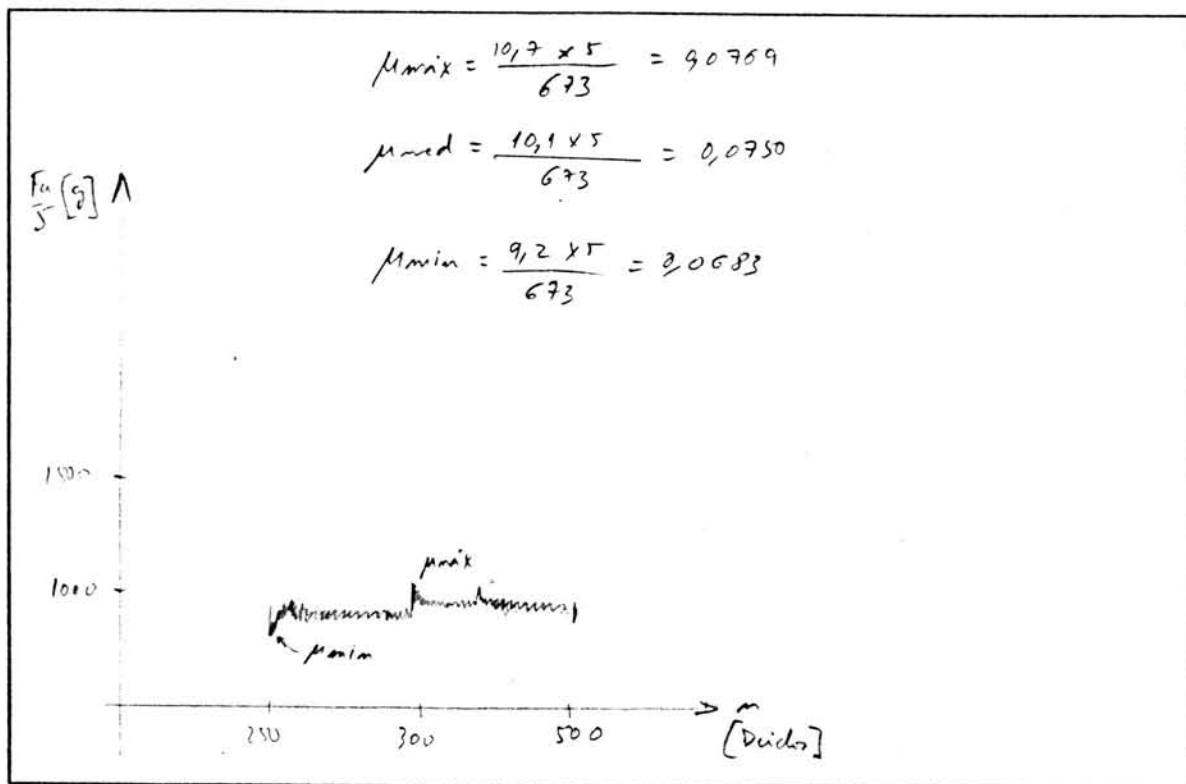
TEMP.

18°C

HUMID.

58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

Carga = 673 N
n = 2500 ciclos (4000 totais)

RESULTADOS:

A1= 2,9

A= 3,2 (mm)

A2= 3,5

B= 3,056 (mm)

AREA= 9,978 (mm²)VOLUME DESGASTADO= 0,1391 (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 26,74 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

18-100

MATERIAL:

AC 60E1E P11 (6001)

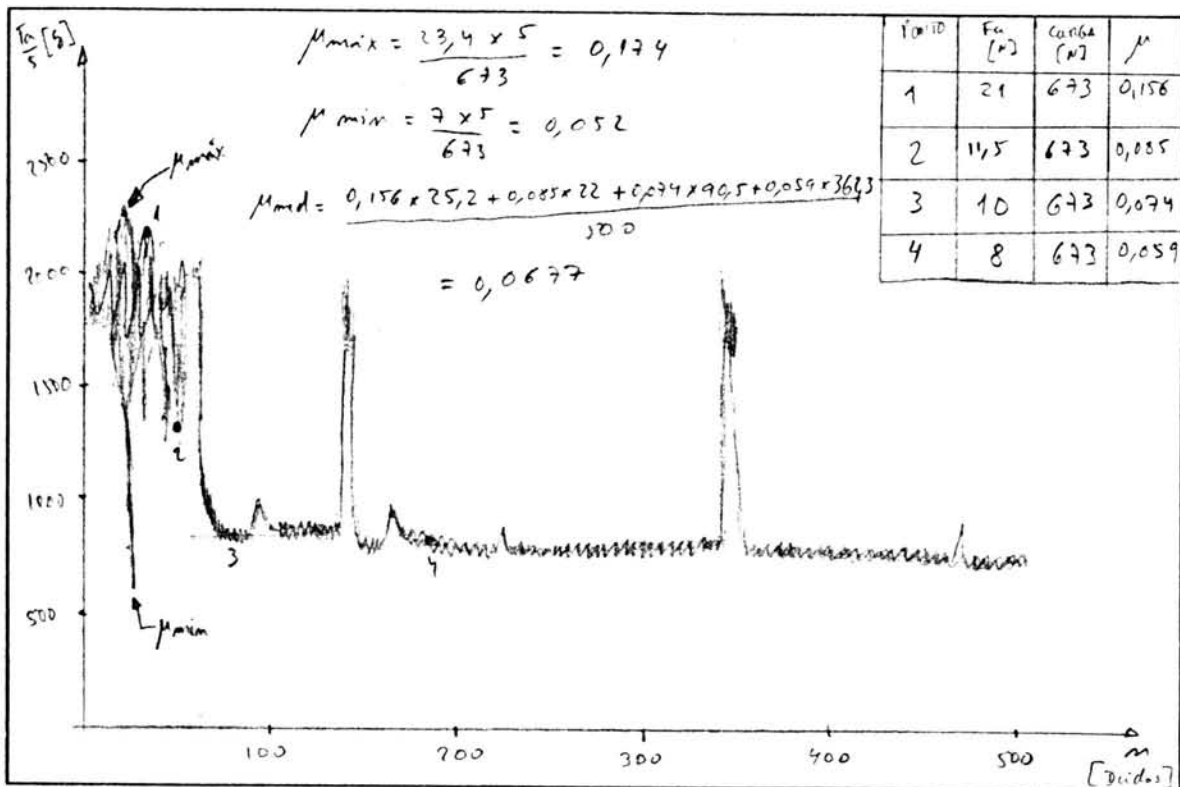
TEMP.

18°C

HUMID.

58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carga = 673 N

d = 2,2 mm / mm

n = 5 mm / mm

RESULTADOS:

A1=

4,155

A=

4,9195

(mm)

A2=

5,684

B=

3,053

(mm)

AREA=

15,019

(mm²)

VOLUME DESGASTADO=

0,1505

(mm³)

TAXA DE DESGASTE=

22,5

(μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

12310 A

MATERIAL:

AL 6061 E PM (sem)

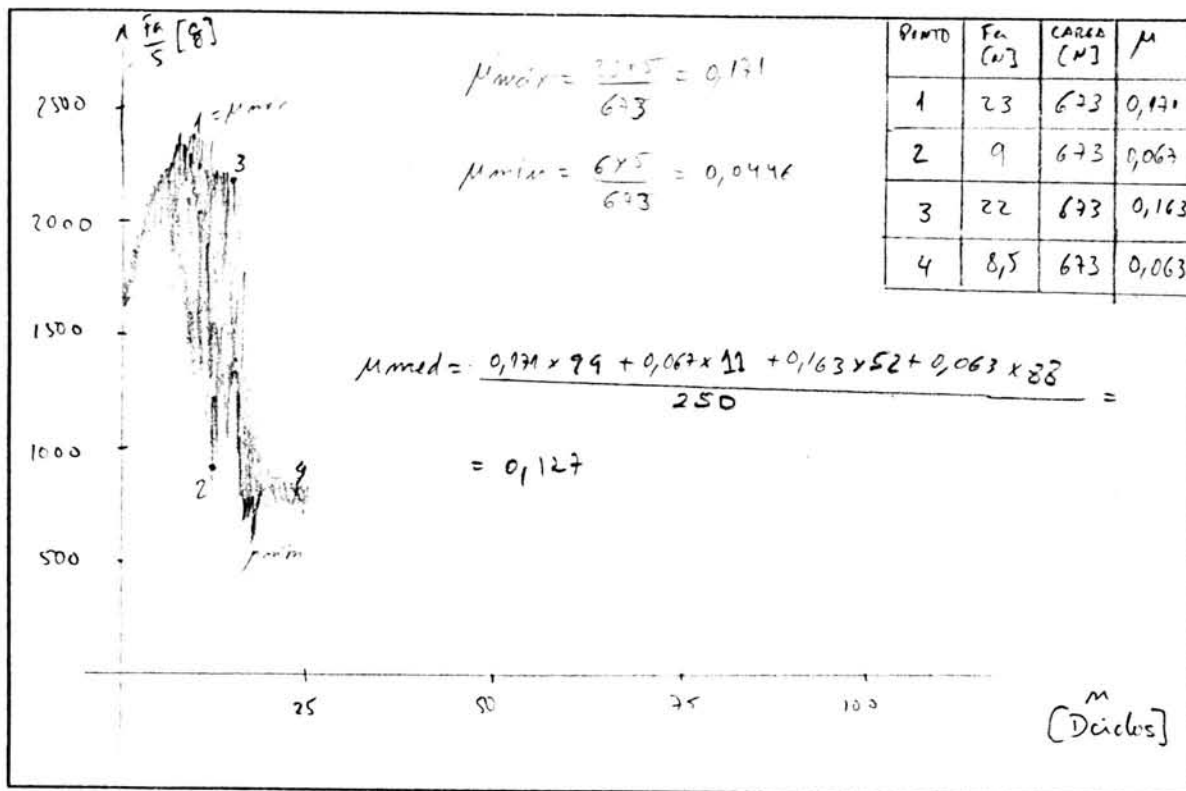
TEMP.

21°C

HUMID.

58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$Carga = 673 \text{ N}$
 $n = 250 \text{ ciclos}$
 $d = 2,2 \text{ mm/mm}^3$

RESULTADOS:

A1= 4,9

A= 5 (mm)

A2= 5,1

B= 3,131 (mm)

AREA= 15,655 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,54356 (mm³)

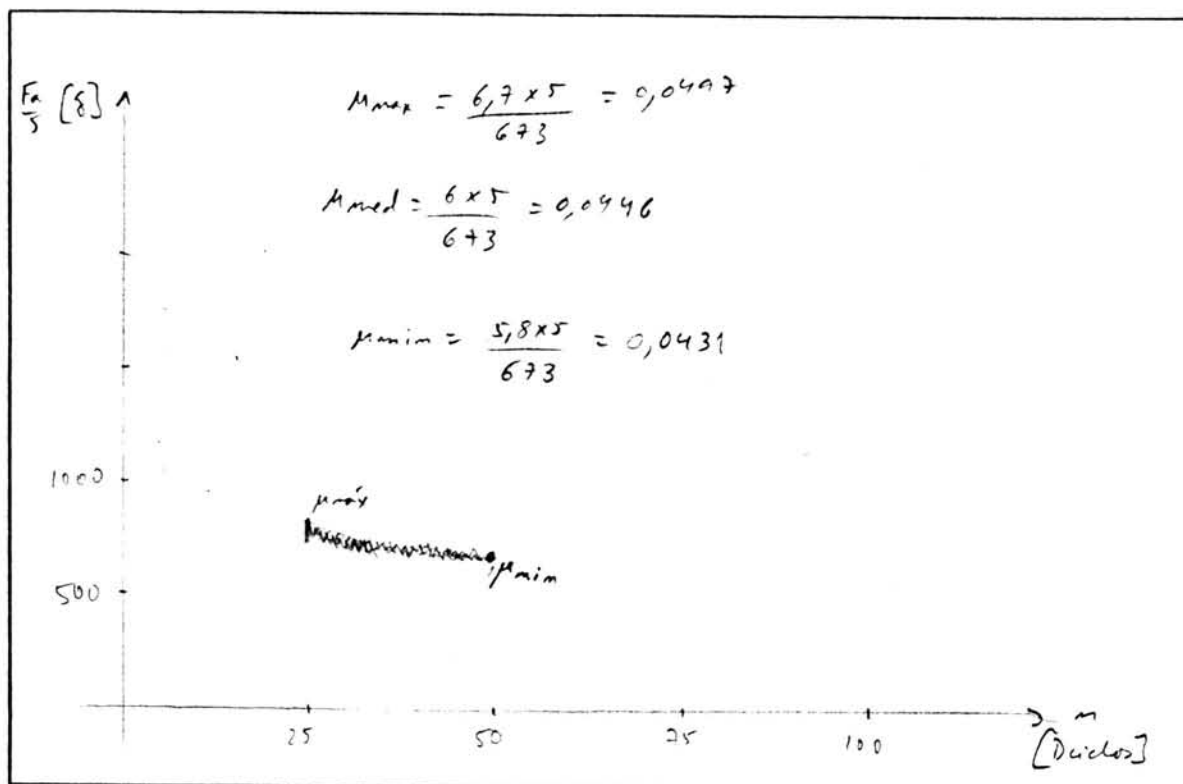
TAXA DE DESGASTE= 15580,4 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 12 J10 A
MATERIAL: AC 6061 E PM (Solu)

TEMP. 21°C
HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carga = 673 N
n = 250 ciclos (500 botas)
d = 2,2 mg/mm³

RESULTADOS:

A1= 5,2
A2= 5,2

A= 5,2 (mm)

B= 3,731 (mm)

AREA= 16,2812 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,61179 (mm³)

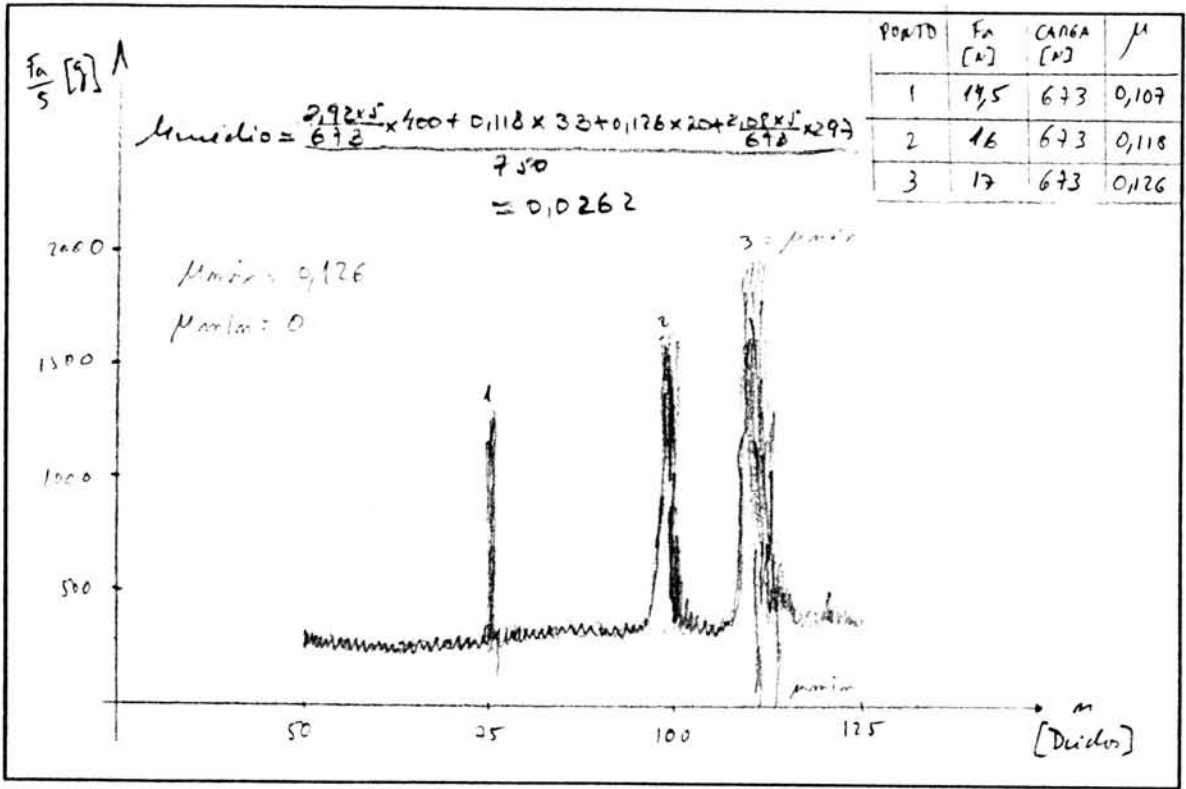
TAXA DE DESGASTE= 973,1 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 12J10 A
 MATERIAL: AR 6061 E PH (4014)

TEMP. 218
 HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carga = 673N
 m = 750 ciclos (1250 totais)

RESULTADOS:

A1= 5,3
 A2= 5,7

A= 5,35 (mm)

B= 3,131 (mm)

AREA= 16,751 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,6663 (mm³)

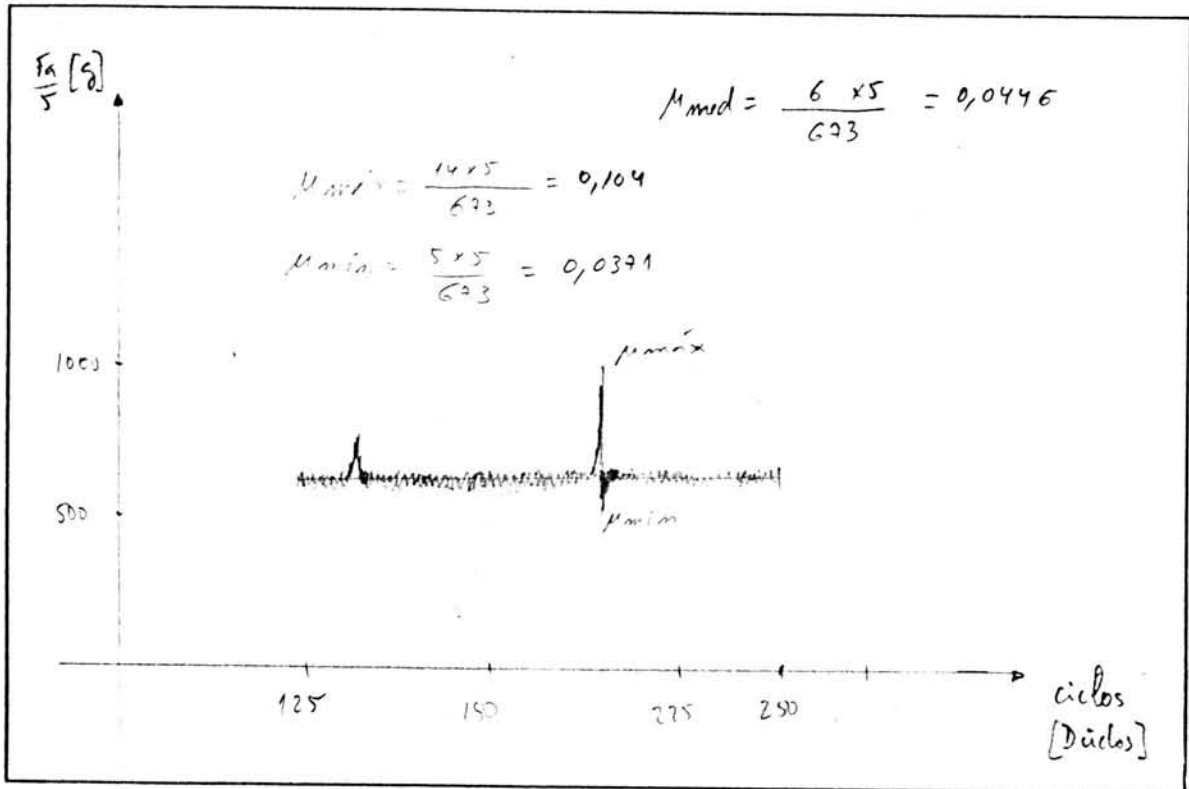
TAXA DE DESGASTE= 312,3 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 12 J10 A
MATERIAL: AL 6061 E PM (Solu)

TEMP. 21°C
HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carga = 673 N
n = 1250 ciclos (2000000)

RESULTADOS:

A1= 5,3
A2= 5,5

A= 5,4 (mm)

B= 3,131 (mm)

AREA= 16,9074 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,6852 (mm³)

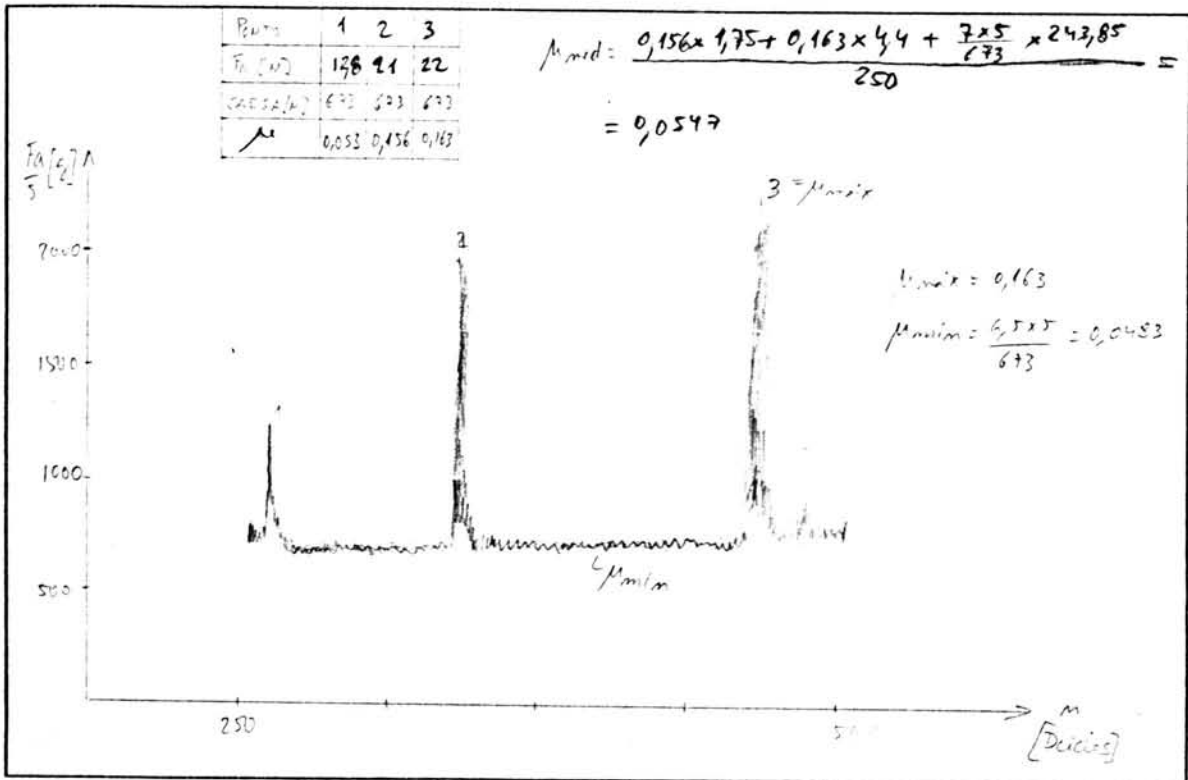
TAXA DE DESGASTE= 54,04 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 12 J10A
MATERIAL: AL 6061 E PH (solu)

TEMP. 21°C
HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

Carga = 673 N
n = 2000 rpm (2000 totais)

RESULTADOS:

A1 = 5,5
A2 = 5,6

A = 5,55 (mm)

B = 3,631 (mm)

AREA = 17,377 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = 0,74389 (mm³)

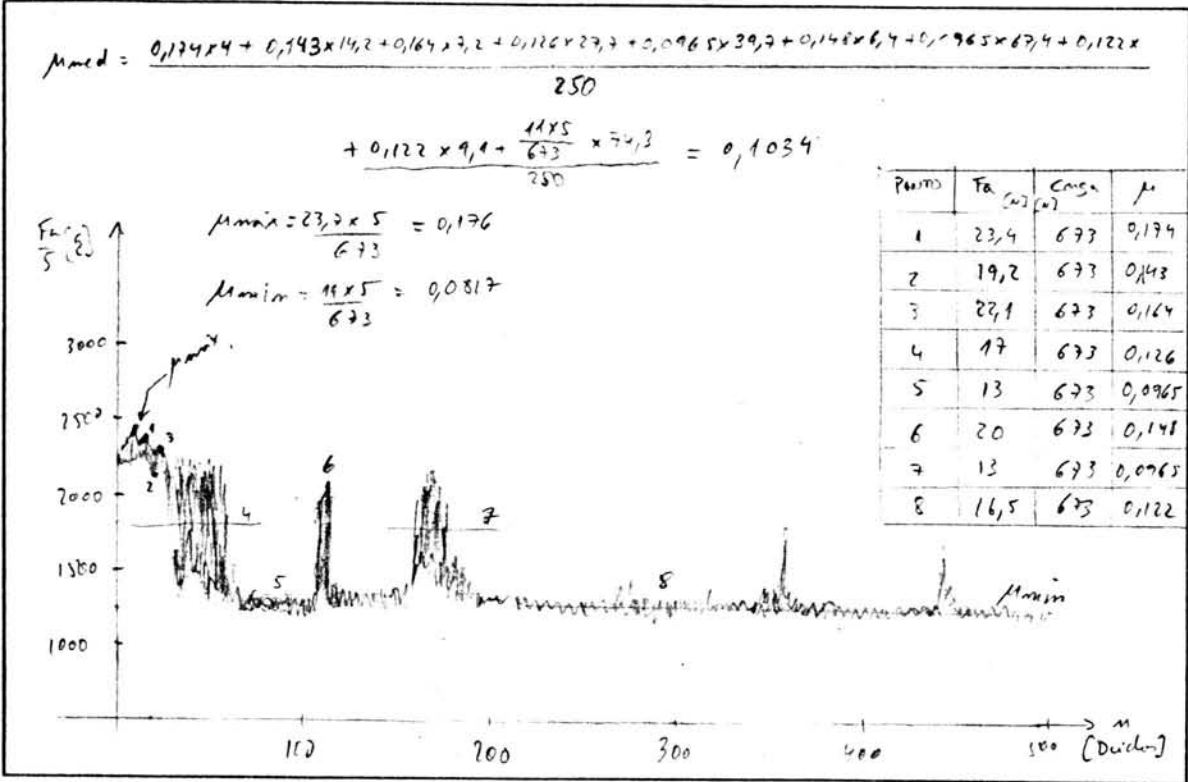
TAXA DE DESGASTE = 84,115 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 12J10R
MATERIAL: AE 6061 E PT (solu)

TEMP. 21°C
HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

causa = 673 μ
m = 5000 ciclos

RESULTADOS:

A1= 3,032
A2= 4,703

A= 3,6675 (mm)

B= 3,049 (mm)

AREA= 11,772 (mm2)

VOLUME DESGASTADO= 0,24505 (mm3)

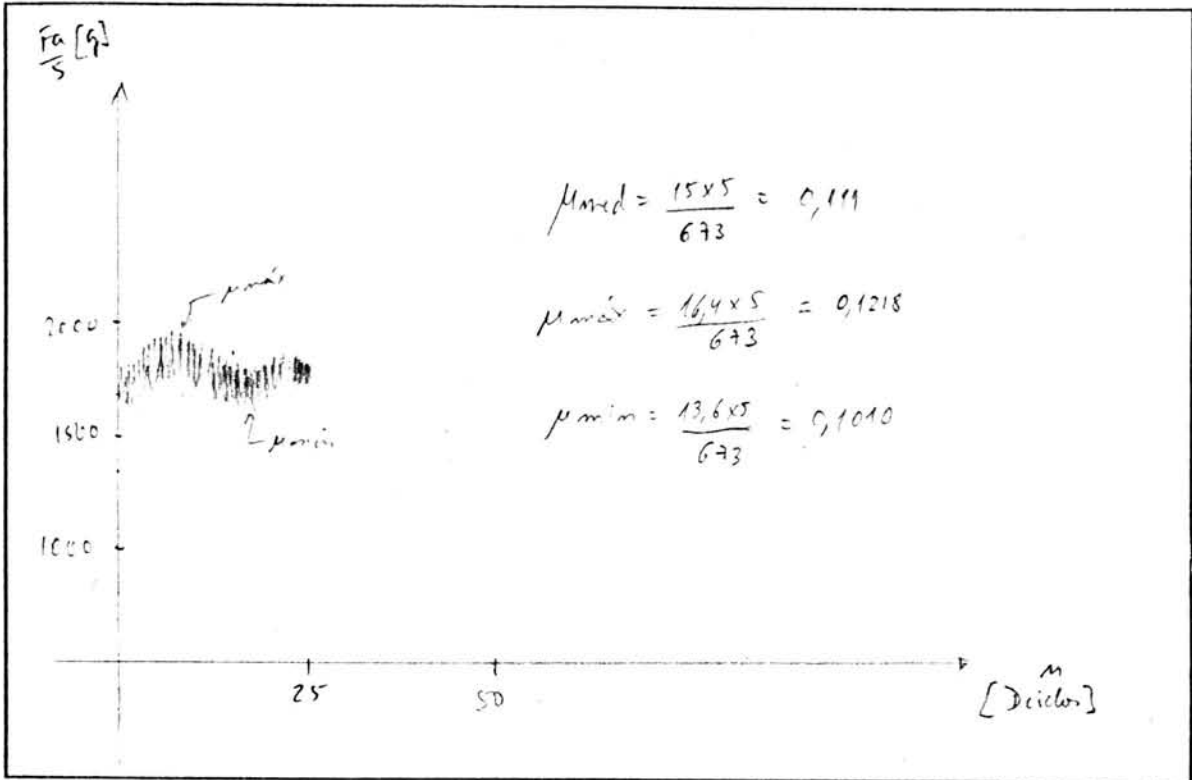
TAXA DE DESGASTE= 351,005 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 13 J10 A
MATERIAL:

TEMP. 20°C
HUMID. 59%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carga = 673 N
m = 250 ciclos

RESULTADOS:

A1= 1,6
A2= 2,9

A= 2,25 (mm)

B= 3,086 (mm)

AREA= 6,9425 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 4,88 x 10⁻² (mm³)

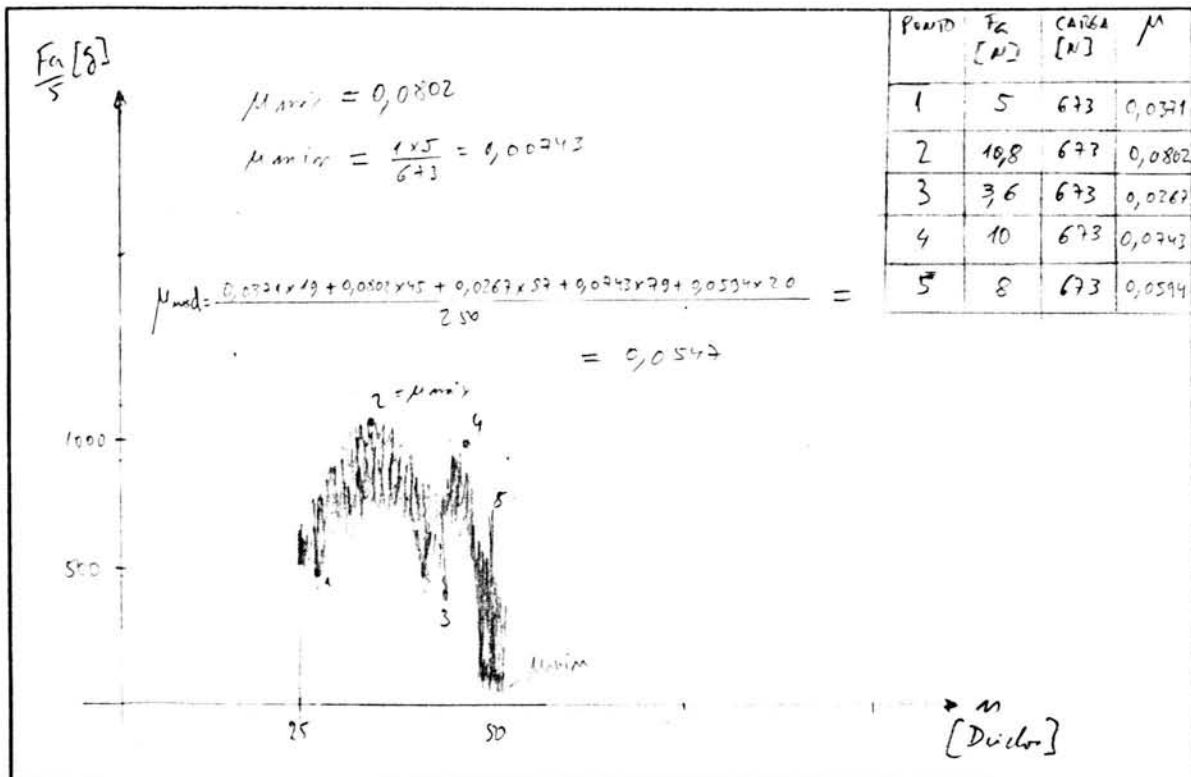
TAXA DE DESGASTE= 1398,78 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 13 J10 A
MATERIAL:

TEMP. 20°C
HUMID. 50%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

range = 673 N
n = 250 ciclos (rotations)

RESULTADOS:

A1= 2,3
A2= 4,5

A= 3,4 (mm)

B= 3,086 (mm)

AREA= 10,442 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,1685 (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 1714,2 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

13 J 10 A

TEMP.

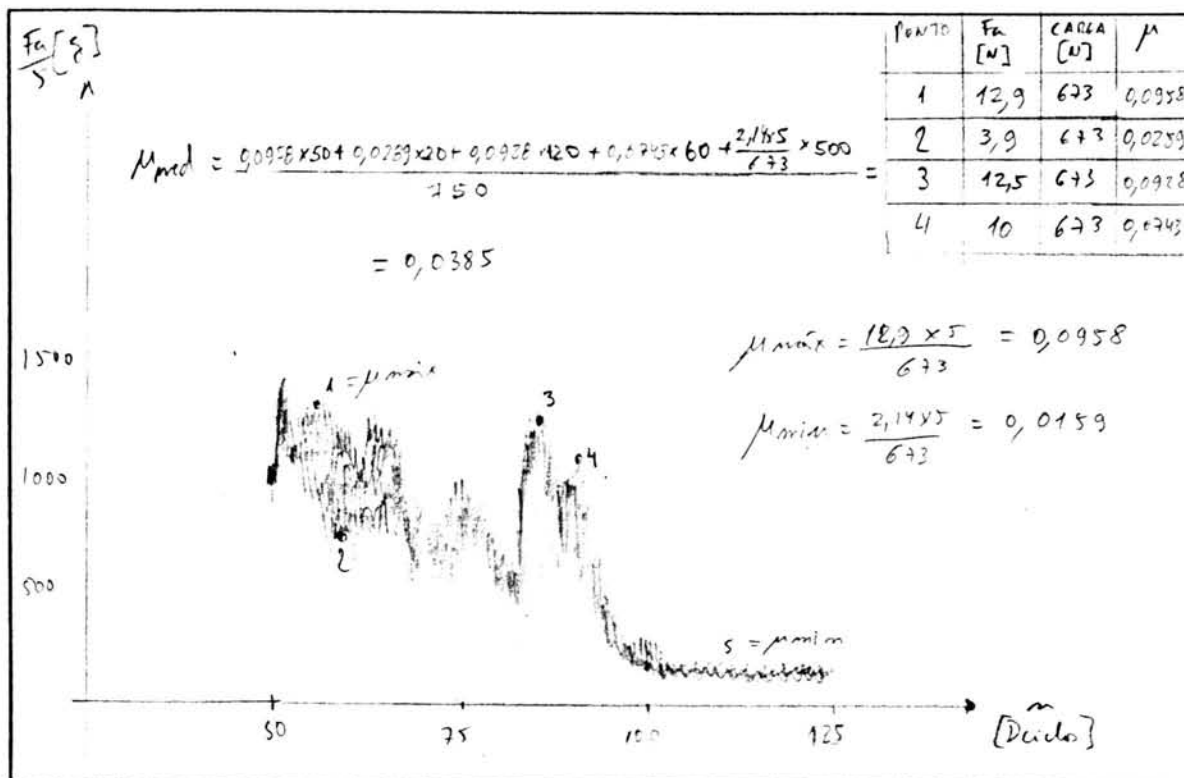
20°C

MATERIAL:

HUMID.

59%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$CARGA = 673 N$
 $n = 750 \text{ ciclos (1250 fotões)}$

RESULTADOS:

A1= 2,7

A= 3,65 (mm)

A2= 4,6

B= 3,086 (mm)

AREA= 11,264 (mm²)VOLUME DESGASTADO= 0,2085 (mm³)

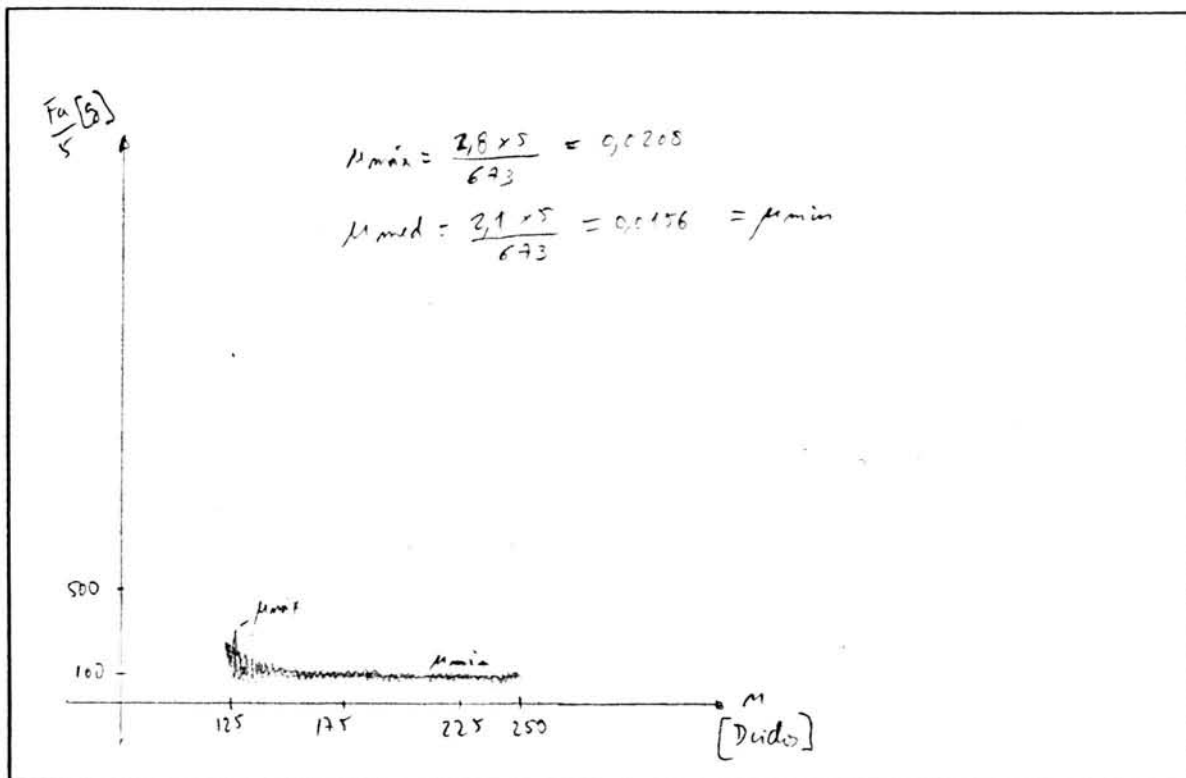
TAXA DE DESGASTE= 229,1 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 13J10A
MATERIAL:

TEMP. 208
HUMID. 59%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

Crus = 673 N
n = 1250 ciclos (2500 rotas)
d = 2,7 mm/mm²

RESULTADOS:

A1= 2,8
A2= 4,6

A= 3,7 (mm)

B= 3,086 (mm)

AREA= 11,42 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,21317 (mm³)

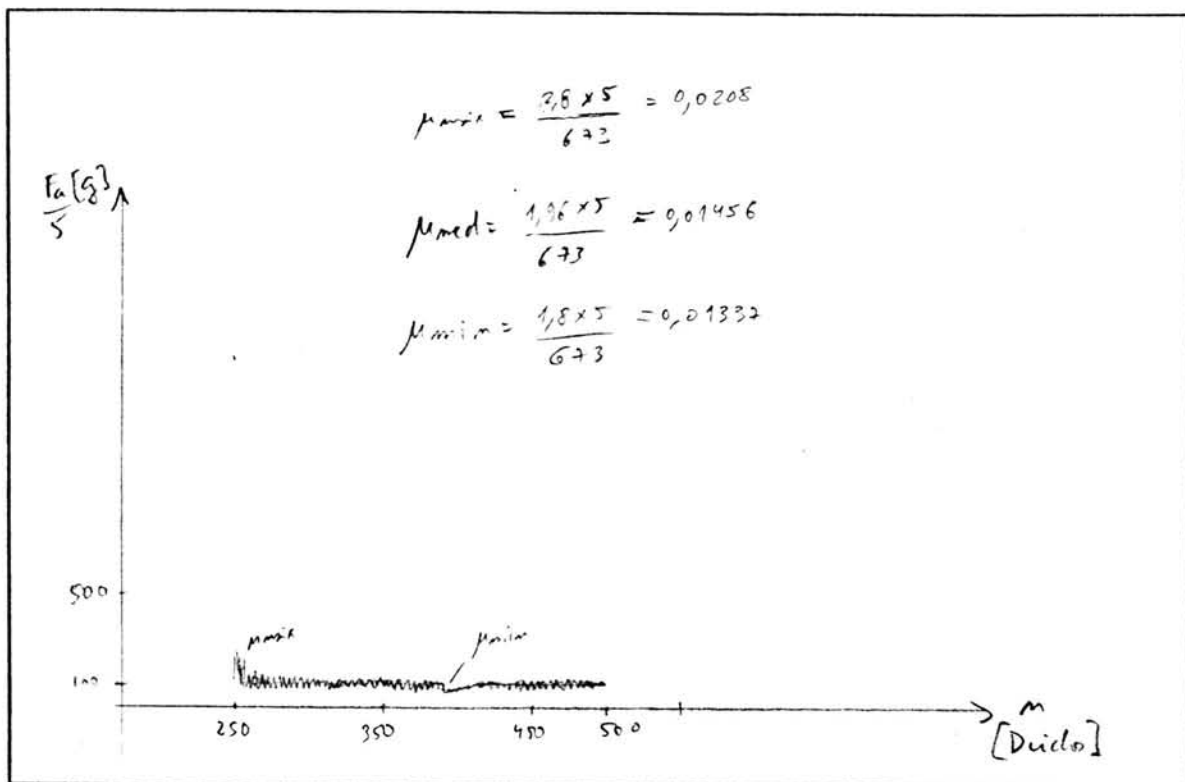
TAXA DE DESGASTE= 24,89 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 13 310 A
MATERIAL:

TEMP. 20°C
HUMID. 59%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$C_{carga} = 673 \text{ N}$
 $n = 2500 \text{ ciclos (5000 totais)}$

RESULTADOS:

A1= 2,9
A2= 4,6

A= 3,75 (mm)

B= 3,086 (mm)

AREA= 11,52 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,226 (mm³)

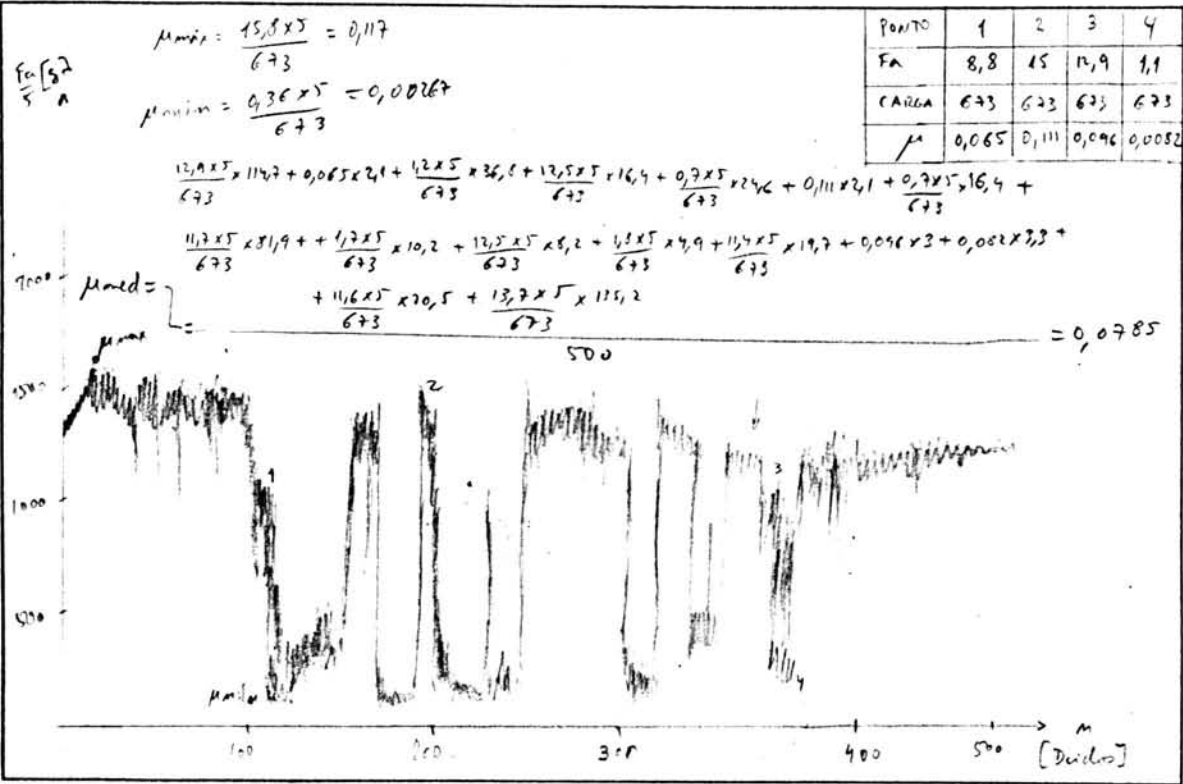
TAXA DE DESGASTE= 12,78 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: A3310 B
MATERIAL:

TEMP. 20°
HUMID. 57%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

Carga = 673 N
m = 5000 ciclos

RESULTADOS:

A1= 4,961
A2= 6,394
B= 3,116 (mm)
A= 5,6775 (mm)
AREA= 12,691 (mm²)
VOLUME DESGASTADO= 6,7925 (mm³)
TAXA DE DESGASTE= 1135,75 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

14 J10 A

MATERIAL:

Al 6061E PM (sole)

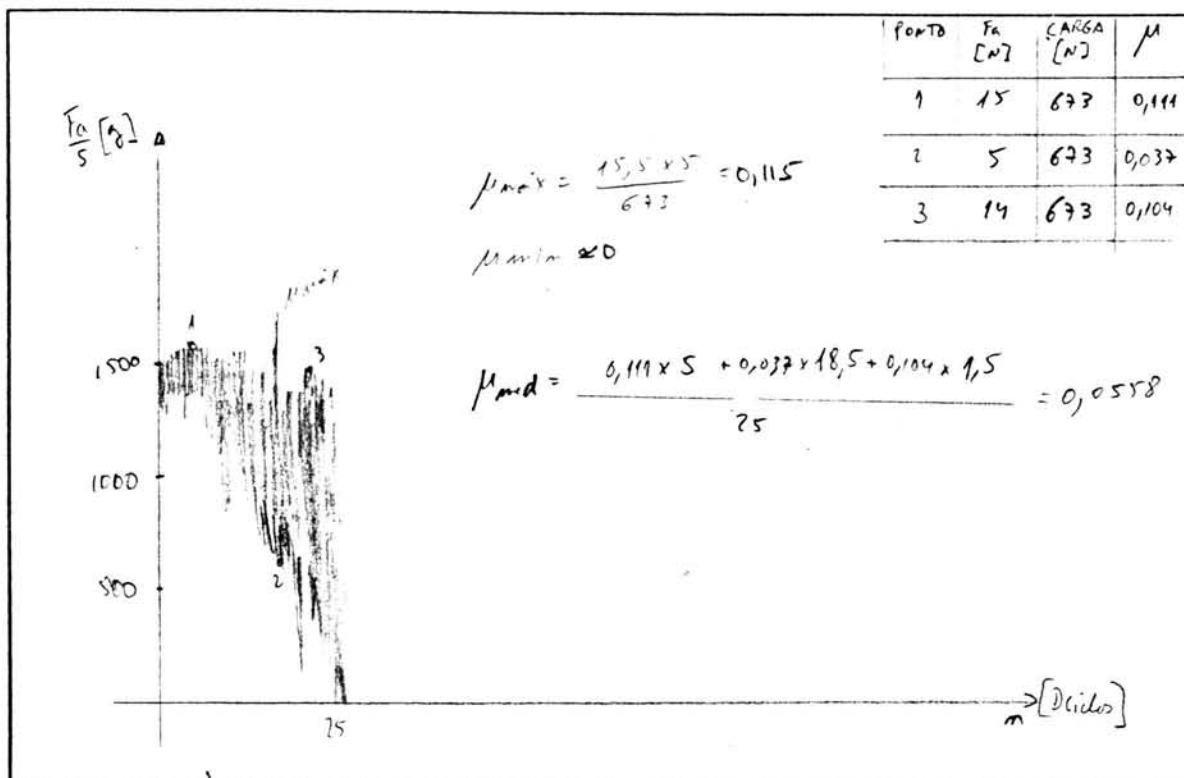
TEMP.

20%

HUMID.

53%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$CARGA = 673 N$
 $n = 250$ ciclos

RESULTADOS:

A1= 1,5

A= 3,15 (mm)

A2= 4,8

B= 3,031 (mm)

AREA= 9,623 (mm²)VOLUME DESGASTADO= 0,1333 (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 3819,98 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

14 J10 A

MATERIAL:

Al 6061 Z PM (Solda)

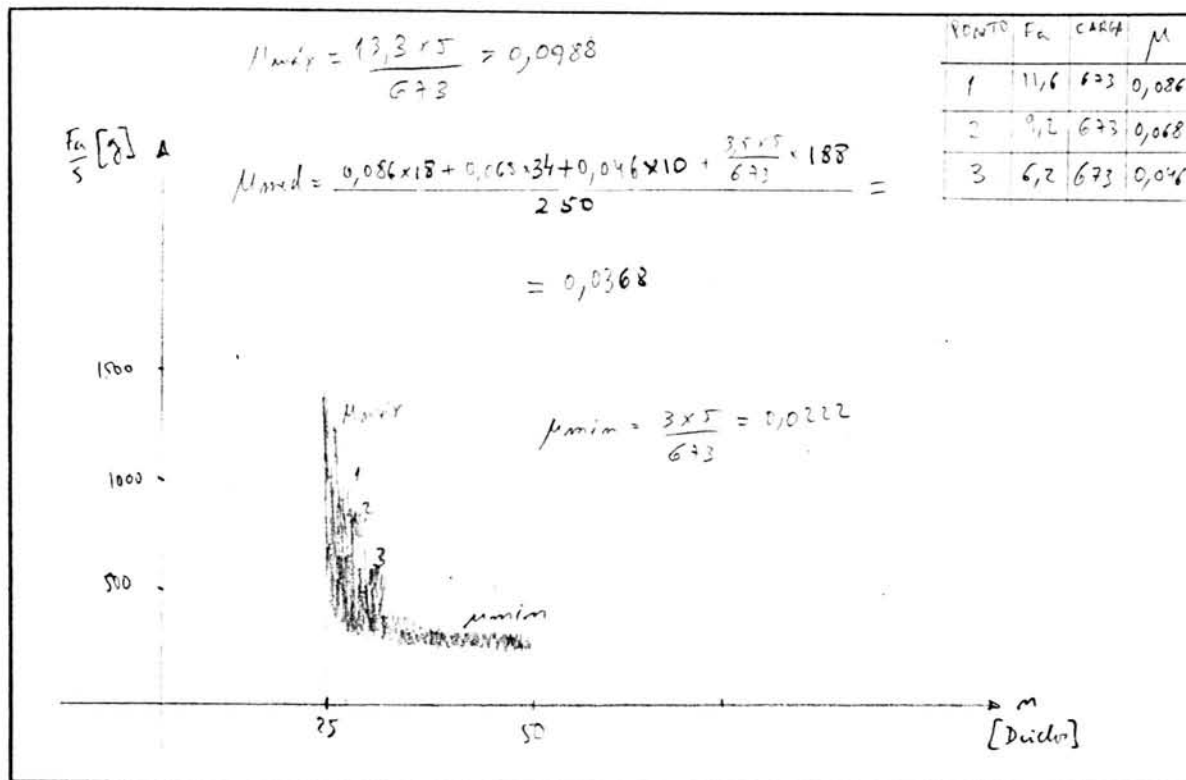
TEMP.

20°

HUMID.

58 %

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carga = 673 N
 n = 250 ciclos (5000 Hz)

RESULTADOS:

A1 = 1,5
 A2 = 5

A = 3,25 (mm)

B = 3,079 (mm)

AREA = 9,981 (mm²)VOLUME DESGASTADO = 0,1164 (mm³)

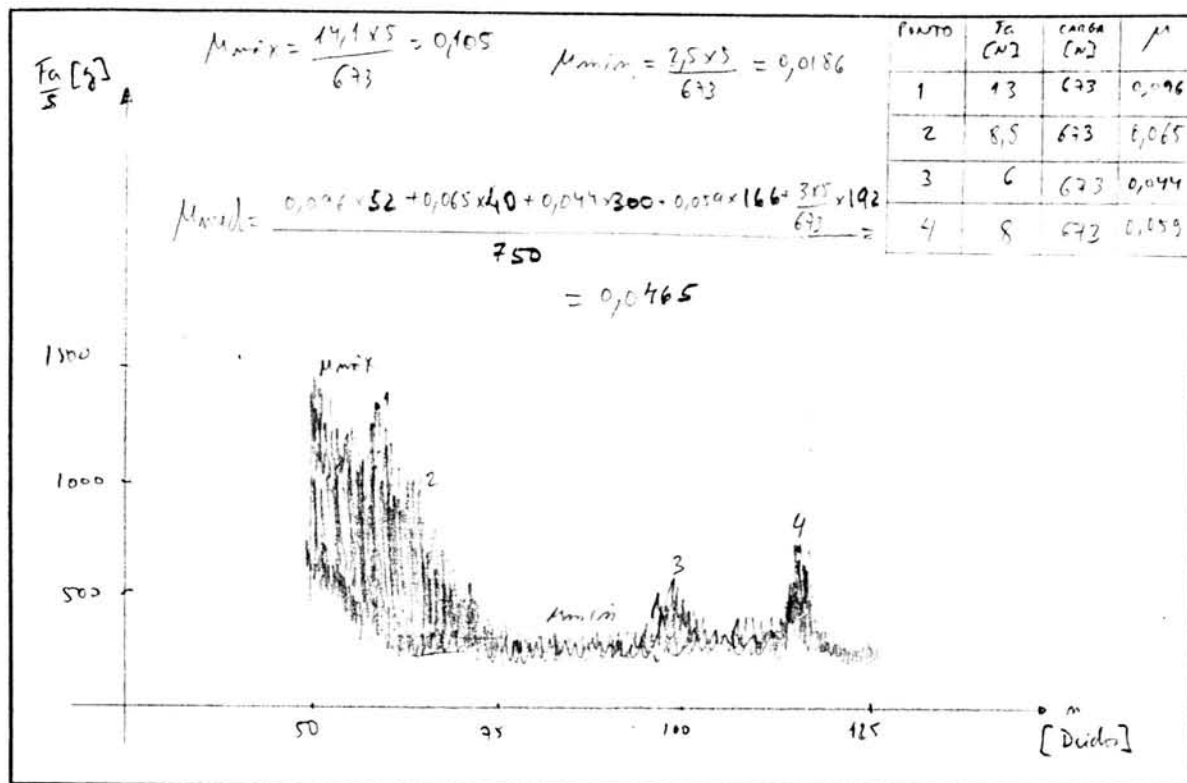
TAXA DE DESGASTE = 187,8 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 14 J10 A
 MATERIAL: AL 6061 E PR (Soln)

TEMP. 20°C
 HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carga = 673 N
 n = 750 ciclos (1250 totales)

RESULTADOS:

A1 = 1,9
 A2 = 5

A = 3,95 (mm)

B = 3,071 (mm)

AREA = 10,595 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = 0,1752 (mm³)

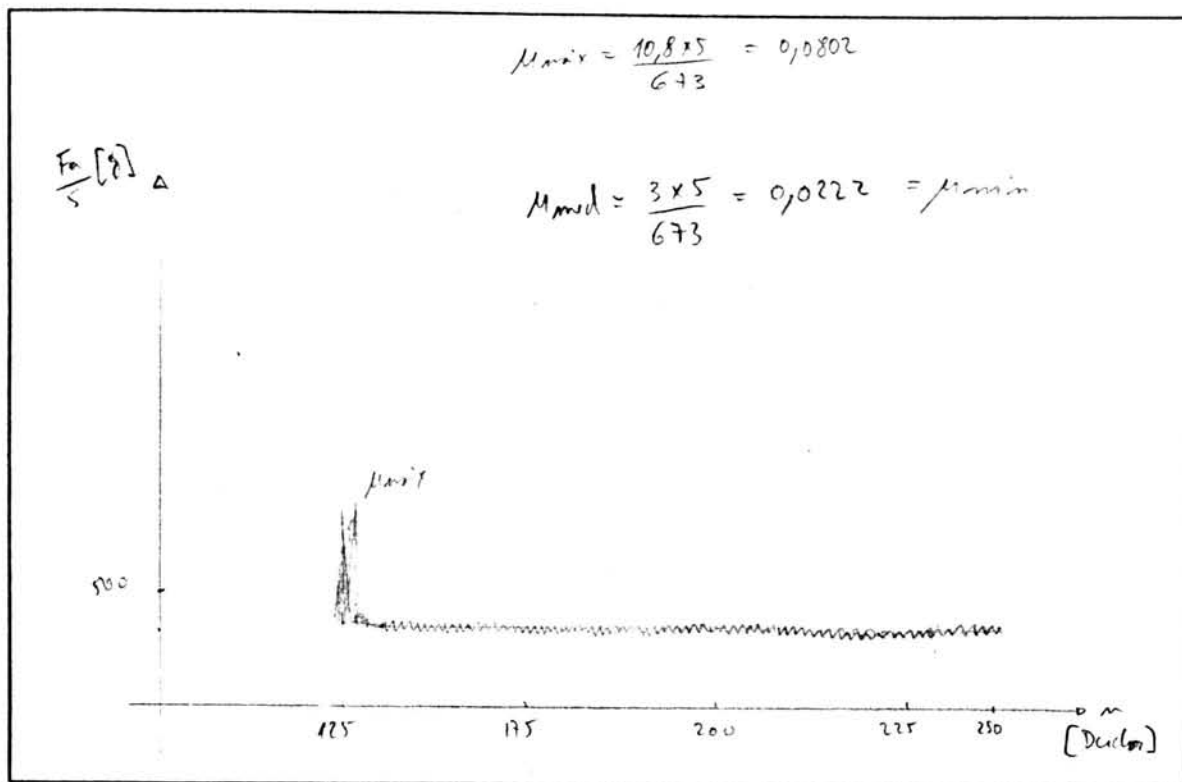
TAXA DE DESGASTE = 164,7 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 14 J10 A
MATERIAL: Al 6061 ± 0,1% (Salv)

TEMP. 20°C
HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

largura = 673 μ
 $n = 1250$ ciclos (2500 totais)

RESULTADOS:

A1= 2
A2= 5,2

A= 3,6 (mm)

B= 3,074 (mm)

AREA= 11,055 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,999 (mm³)

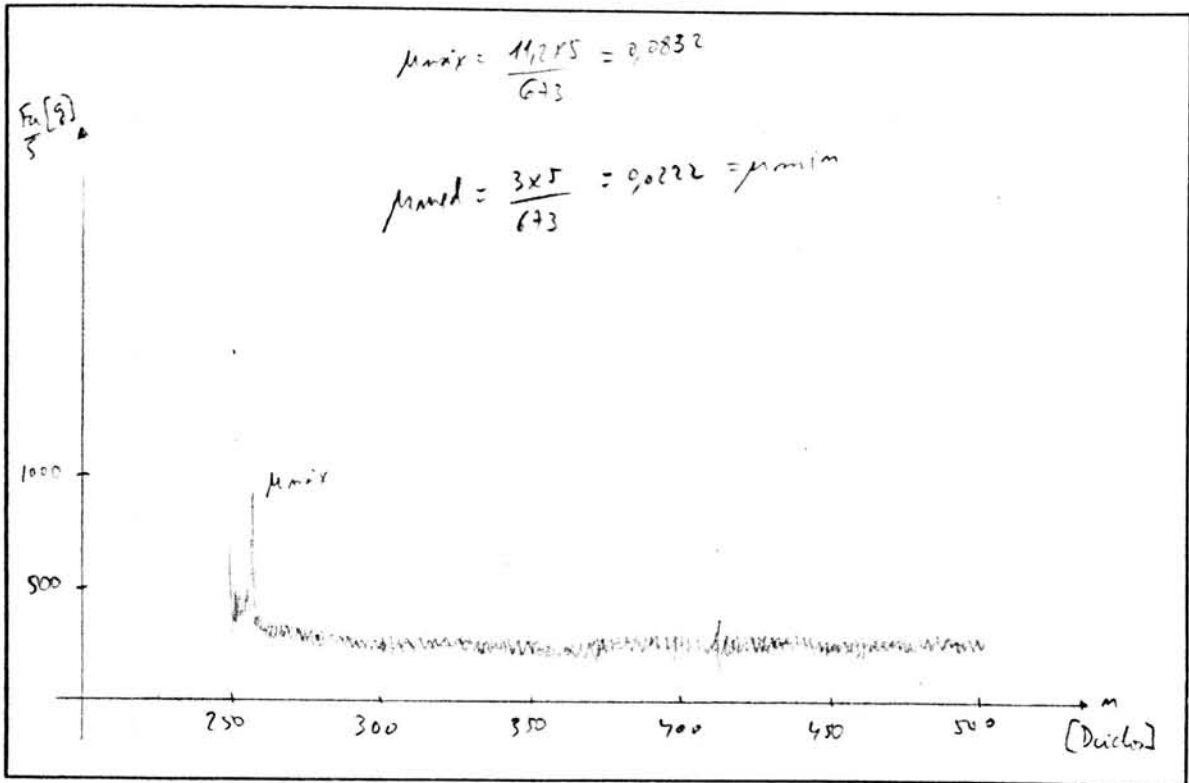
TAXA DE DESGASTE= 68,33 (μ g/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 14310 A
MATERIAL: AL 6061 (EPH(Gole))

TEMP. 20°
HUMID. 58%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carreg = 673 N
n = 2500 ciclos (5000 totais)

RESULTADOS:

A1= 3,1
A2= 5,4

A= 3,75 (mm)

B= 3,031 (mm)

AREA= 11,516 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,2249 (mm³)

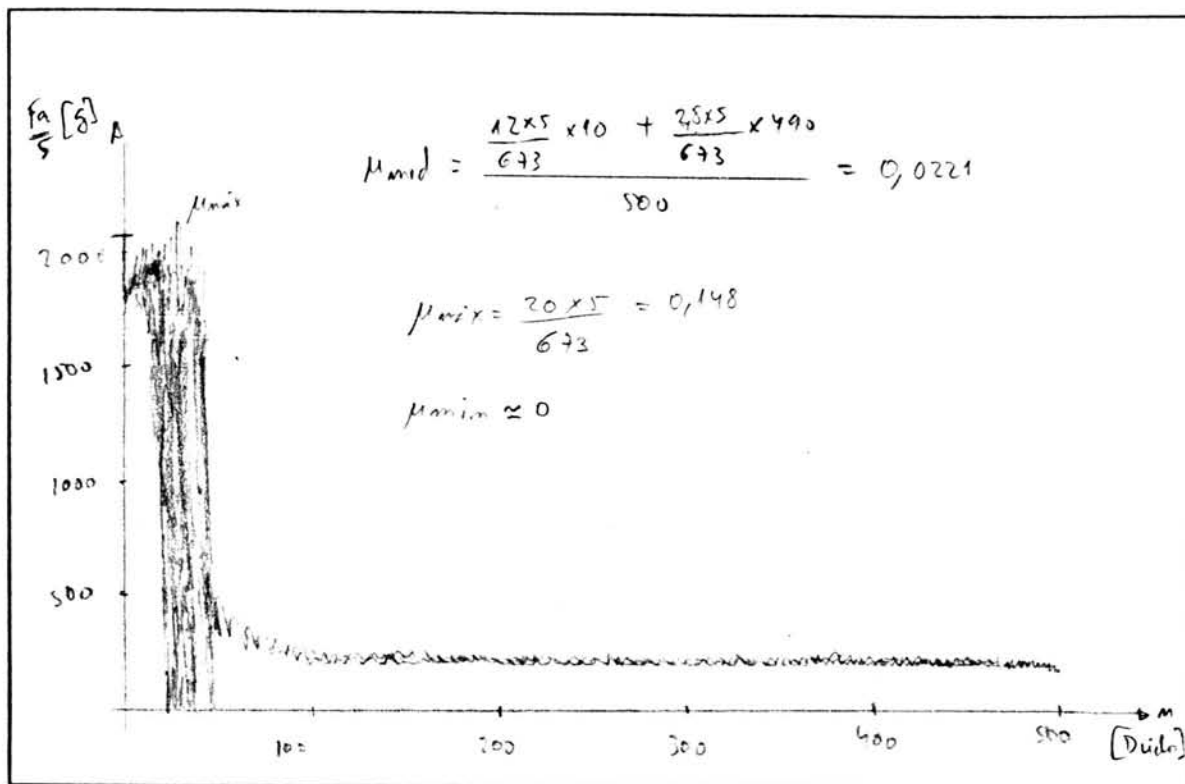
TAXA DE DESGASTE= 37,19 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 14J10 B
MATERIAL: AL 6061 EPII (solu)

TEMP. 209
HUMID. 53 %

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

carga = 673 N
m = 5000 ciclos
d = 2,7 mg/mm³

RESULTADOS:

A1= 4,516
A2= 5,055

A= 4,7855 (mm)

B= 3,104 (mm)

AREA= 14,854 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,4727 (mm³)

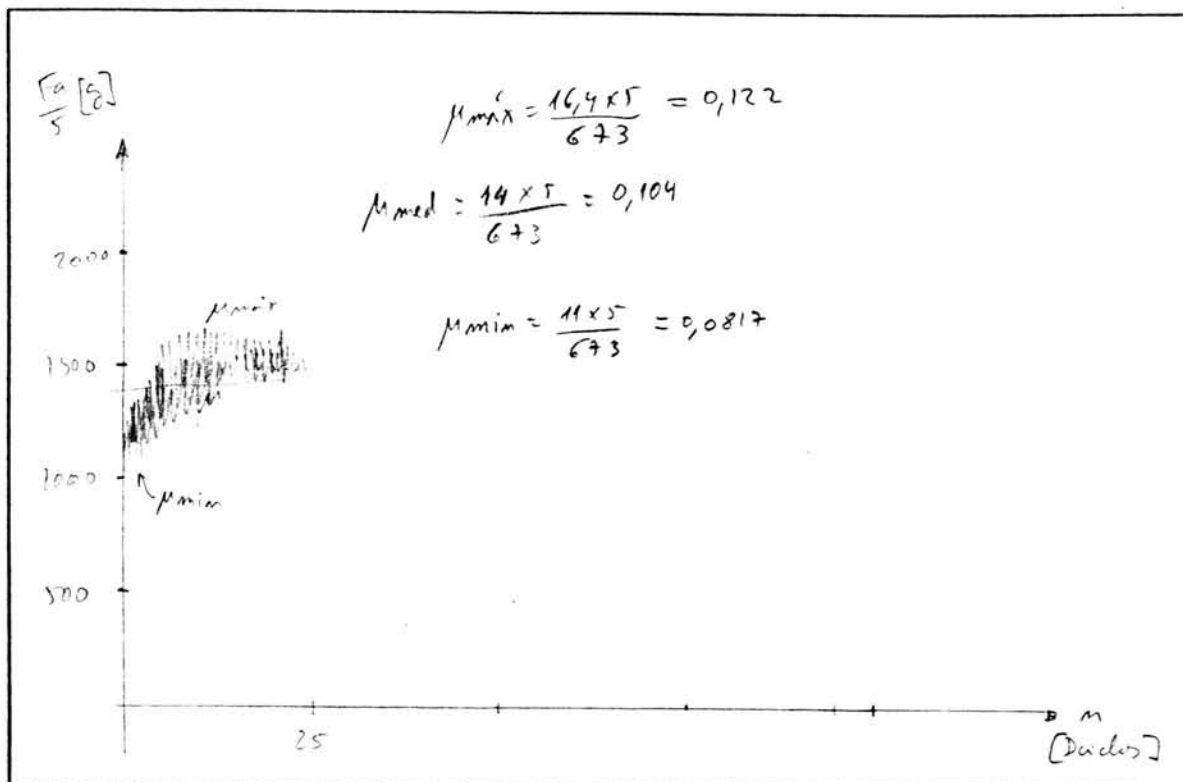
TAXA DE DESGASTE= 677,1 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 14J13A A
MATERIAL: Al 6061 (Seal) + 20% SiC

TEMP. 21°C
HUMID. 60%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

n = 230 ciclos
carga = 673 N

RESULTADOS:

A1= 1,9
A2= 2,7

A= 2,3 (mm)

B= 3,003 (mm)

AREA= 6,907 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 5,075 x 10⁻² (mm³)

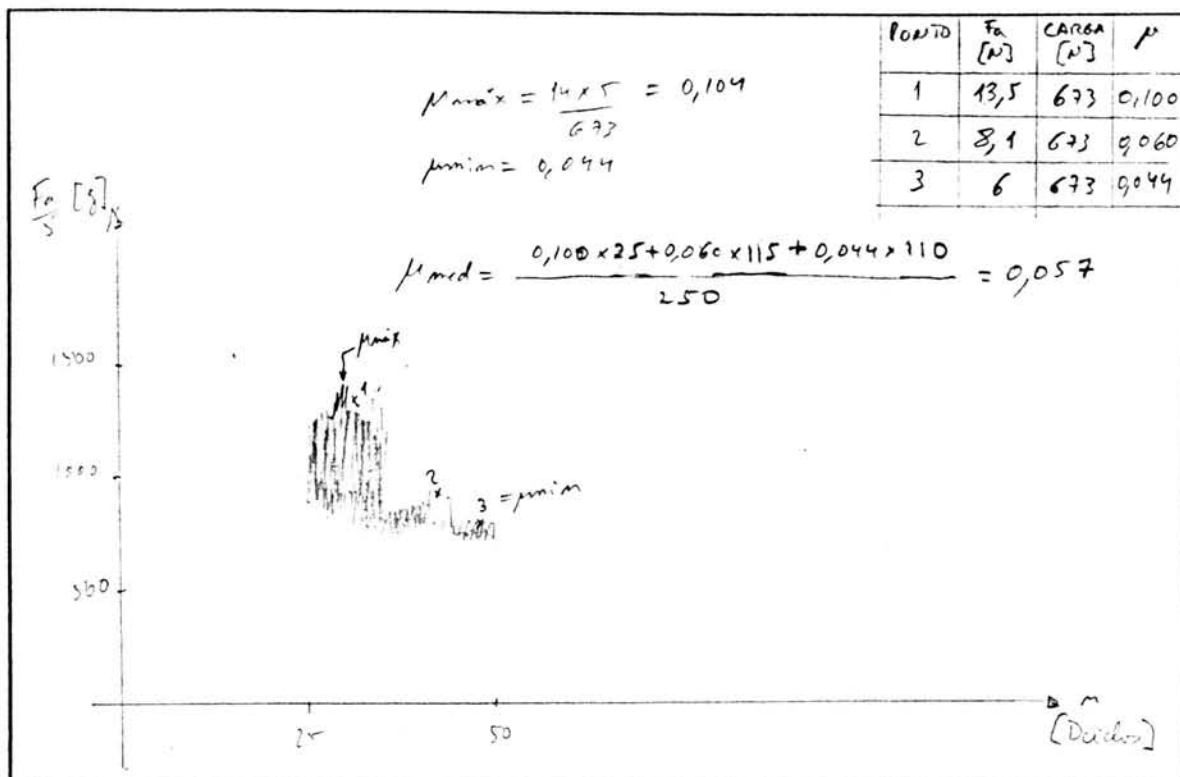
TAXA DE DESGASTE= 1507,8 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 14J13 A A
 MATERIAL: Al 6061 (6061) + 20% SiC

TEMP. 21°C
 HUMID. 60%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 250$ ciclos (1000 rotações)
 $C = 673$ N

RESULTADOS:

$A1 = 2$
 $A2 = 2,7$

$A = 2,35$ (mm)

$B = 3,003$ (mm)

AREA = 7,057 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = 0,0541 (mm³)

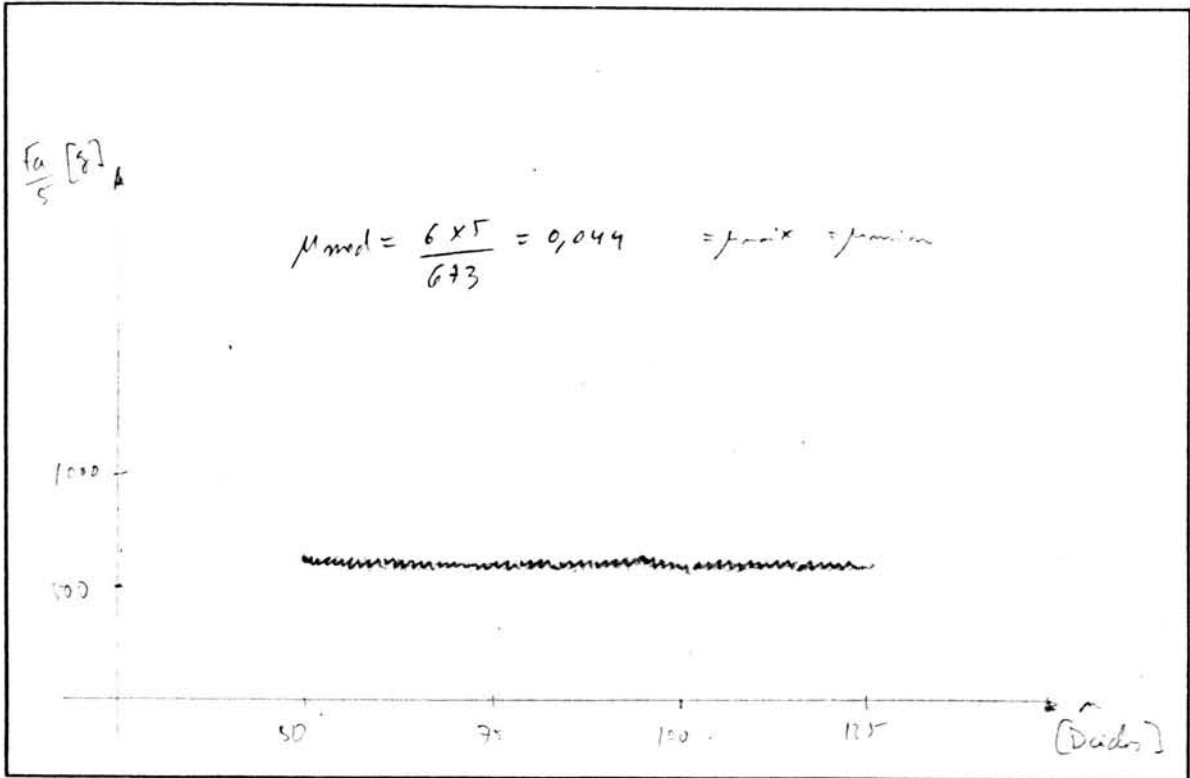
TAXA DE DESGASTE = 50,39 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 14J13A A
MATERIAL: AC 6061 (T6) + 20% SiC

TEMP. 21°C
HUMID. 60%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 750$ ciclos (1200 rotacões)
 $C = 673 N$

RESULTADOS:

A1= 3,1
A2= 2,9

A= 3,4 (mm)

B= 3,003 (mm)

AREA= 7,7092 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= $5,76 \times 10^{-2}$ (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 21,01 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

14J13A A

MATERIAL:

AL 6061 (6061) + 20% Li2

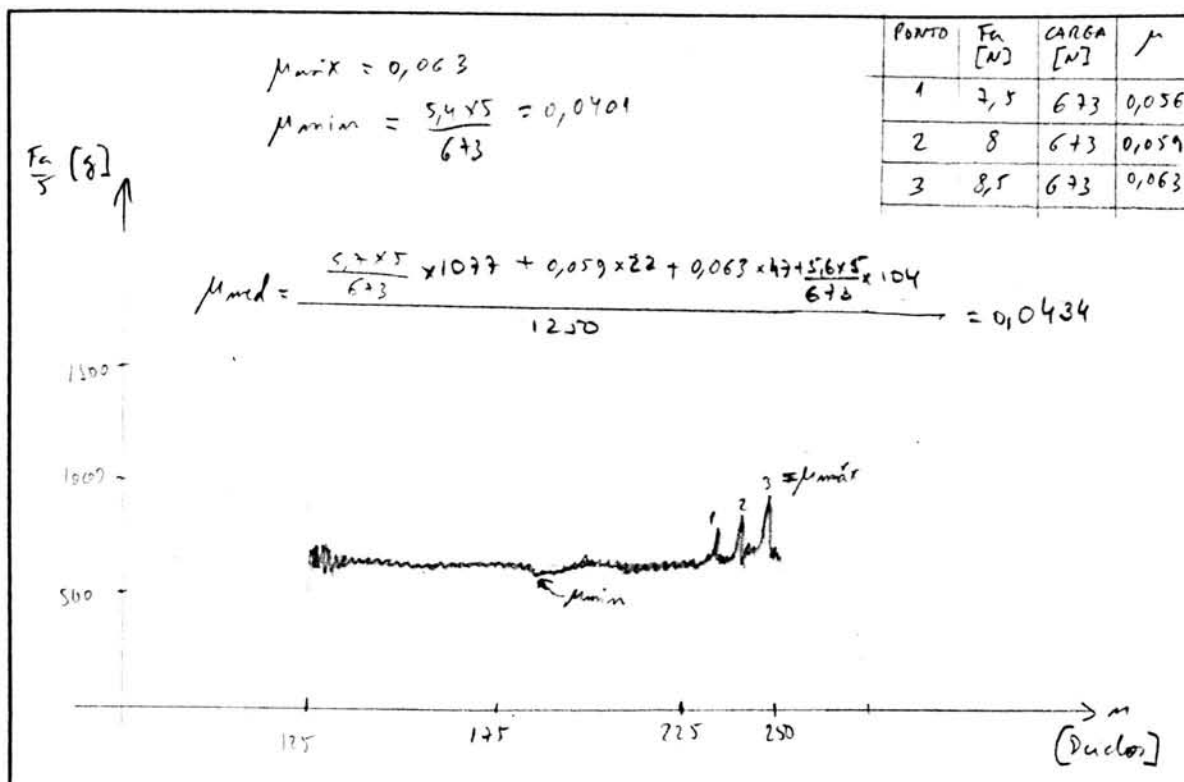
TEMP.

21°C

HUMID.

60%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

m = 1250 uches (2500 totais)

C = 673 N

RESULTADOS:

A1= 2,1

A= 2,45 (mm)

A2= 2,8

B= 3,003 (mm)

AREA= 7,357 (mm²)VOLUME DESGASTADO= 6,13 x 10⁻² (mm³)

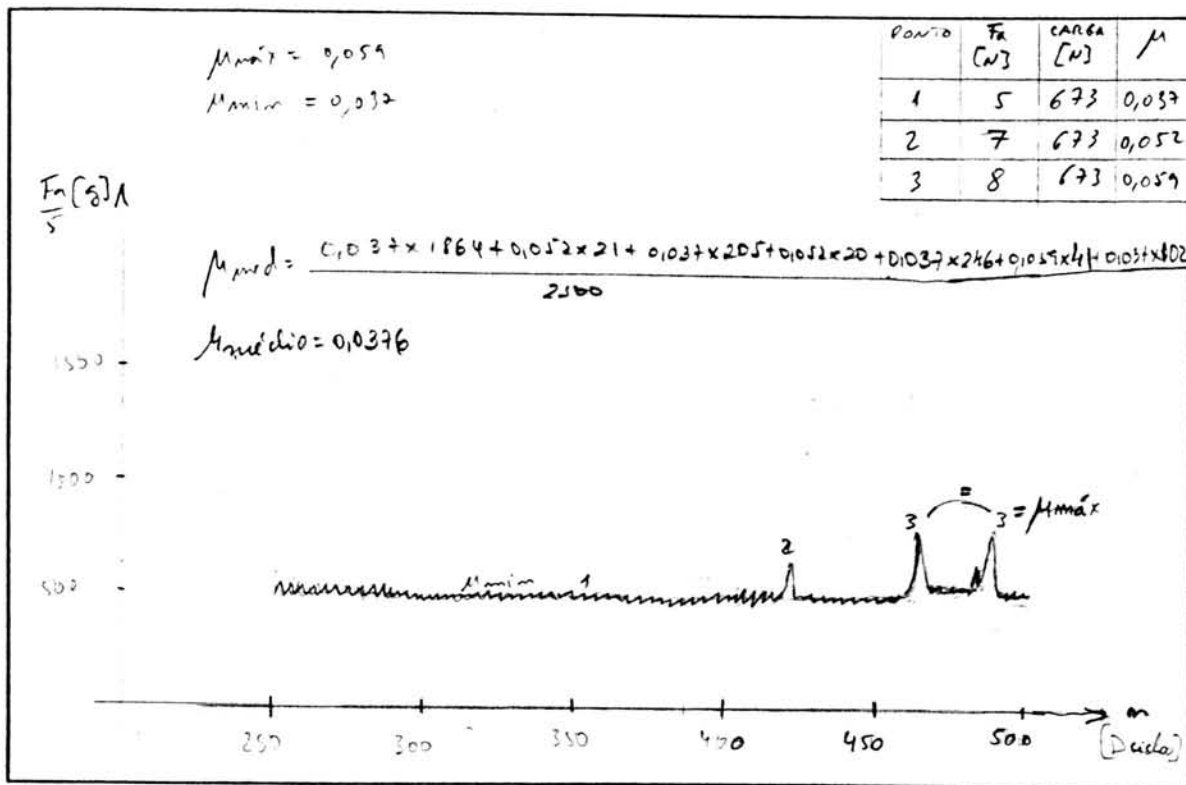
TAXA DE DESGASTE= 10,93 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 14 J13A A
MATERIAL: AC 6061 (6061) 420x. Lic

TEMP. 21°C
HUMID. 60%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 2500$ ciclos (1000 totais)
 $c = 673N$

RESULTADOS:

A1= 2,2
A2= 2,8

A= 2,5 (mm)

B= 3,003 (mm)

AREA= 7,507 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 6,52x10⁻² (mm³)

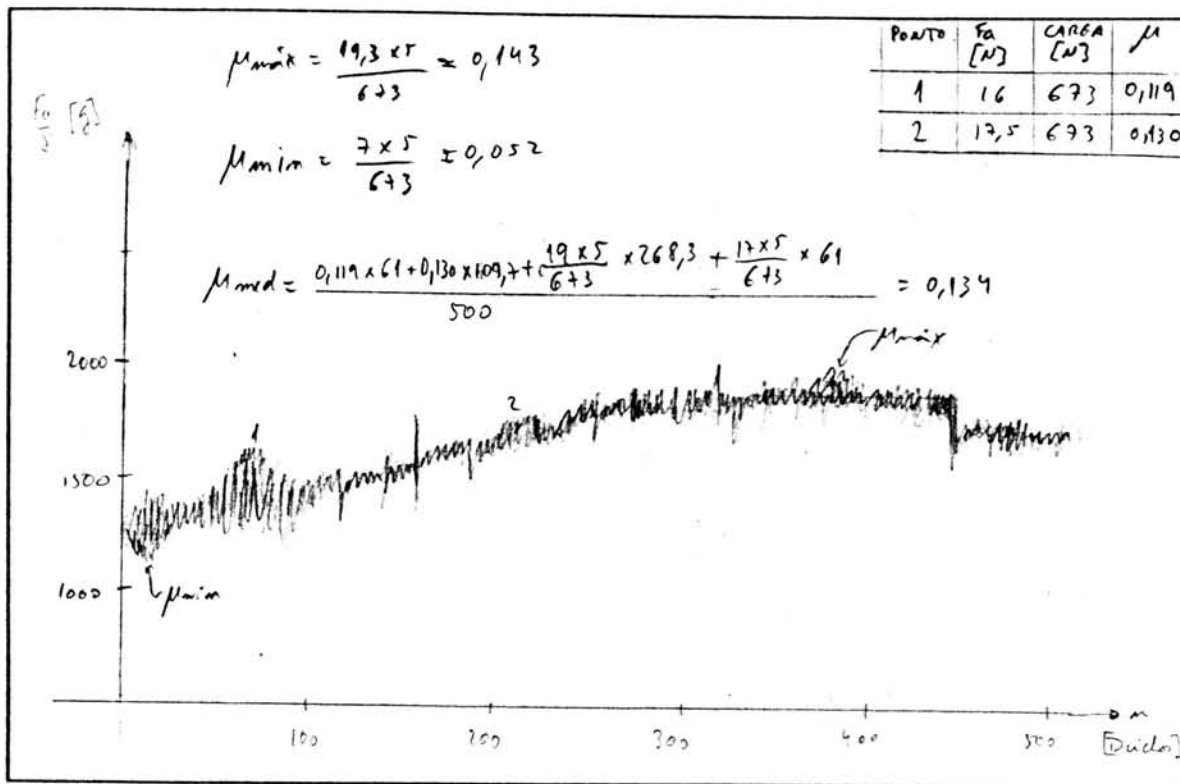
TAXA DE DESGASTE= 5,676 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 14J13A B
MATERIAL: Al 6061 (60%) + 20% Si

TEMP. 21.2
HUMID. 60%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 5000$ ciclos
 $c = 673$ N

RESULTADOS:

A1= 1,931
 A2= 2,616

A= 2,2735 (mm)

B= 2,976 (mm)

AREA= 6,766 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= $4,857 \times 10^{-2}$ (mm³)

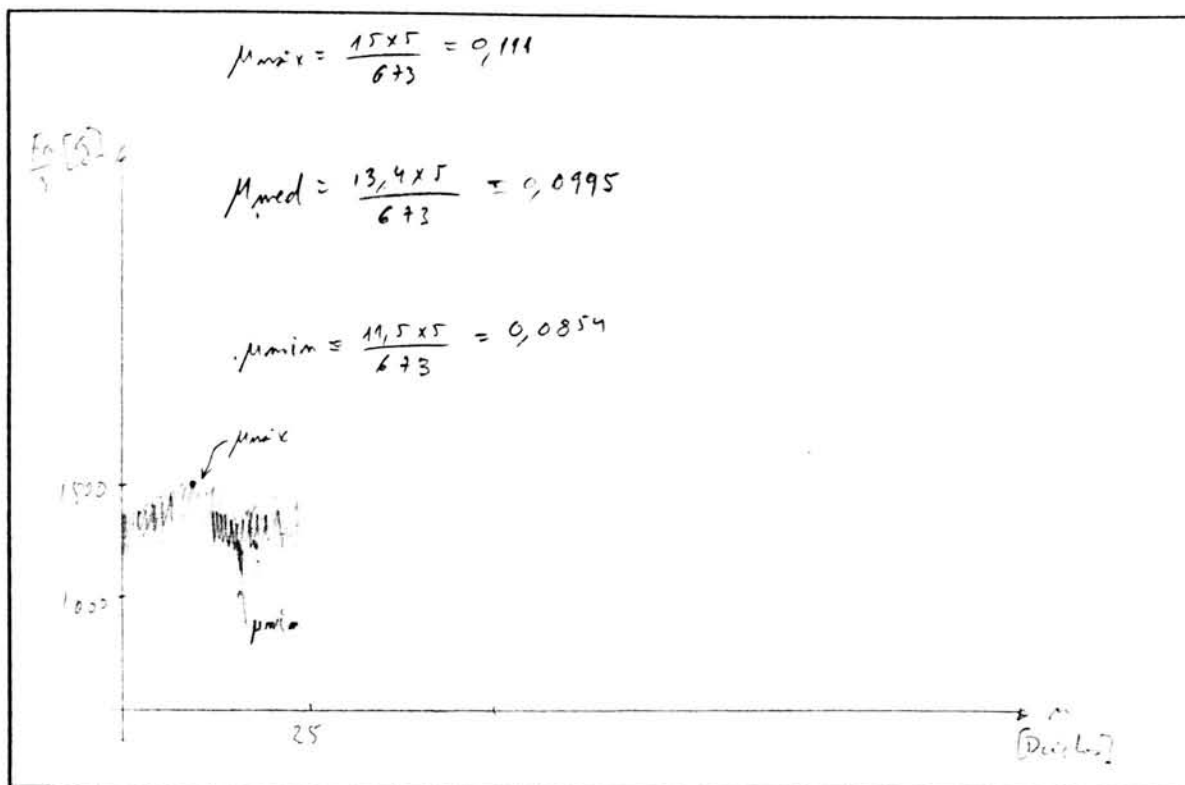
TAXA DE DESGASTE= 72,16 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 1513A A
MATERIAL: Al 6061 (solu) 20x SiC

TEMP. 22°C
HUMID. 59%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 250 \text{ mden}$
 $C = 6+3 \text{ N}$

RESULTADOS:

A1= 1,8
A2= 2,2

A= 2,1 (mm)

B= 2,945 (mm)

AREA= 6,184 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 3,28 x 10⁻² (mm³)

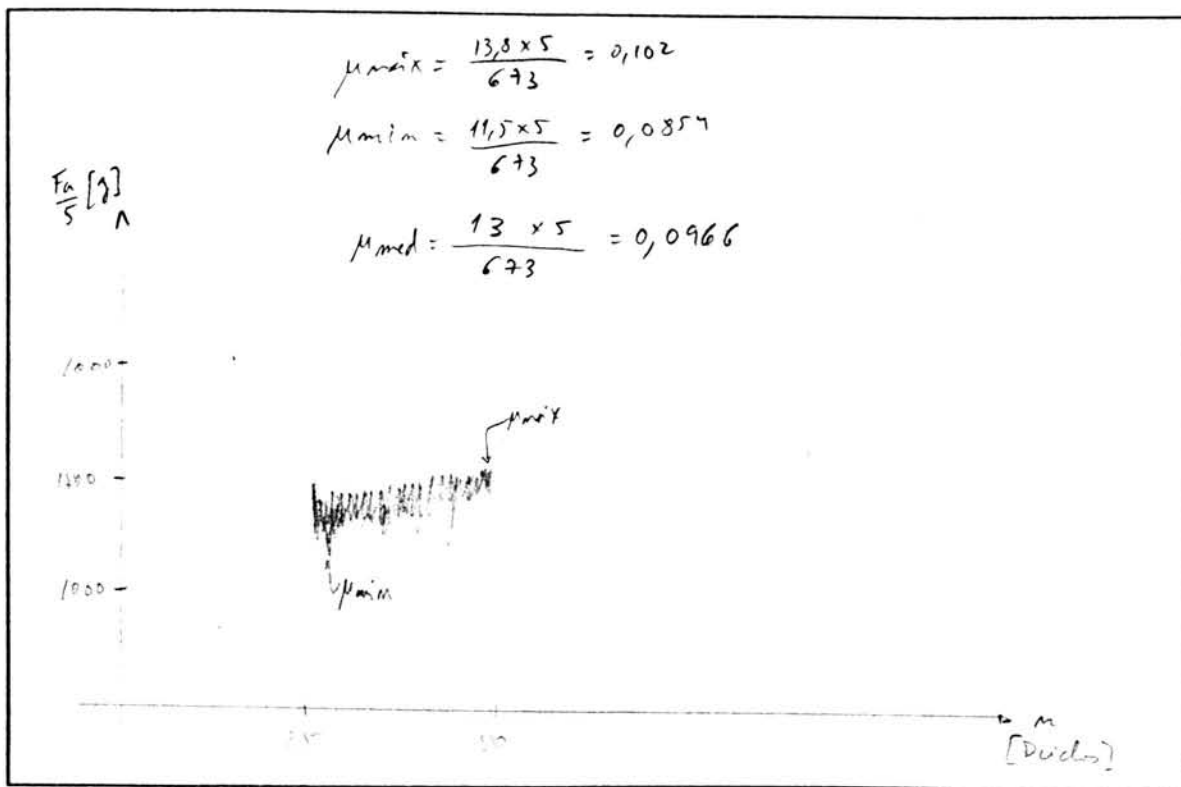
TAXA DE DESGASTE= 1125,5 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 15 J13A A
MATERIAL: AL 6061 (Soln) + 20x LiC

TEMP. 22°C
HUMID. 59%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

n = 250 ciclos (500 totais)
c = 673 N

RESULTADOS:

A1= 2,2
A2= 3

A= 2,6 (mm)

B= 2,945 (mm)

AREA= 9,639 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 7,7 x 10⁻⁶ (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 505,05 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

15J13A A

MATERIAL:

Al 6061 (6al) + 20% SiC

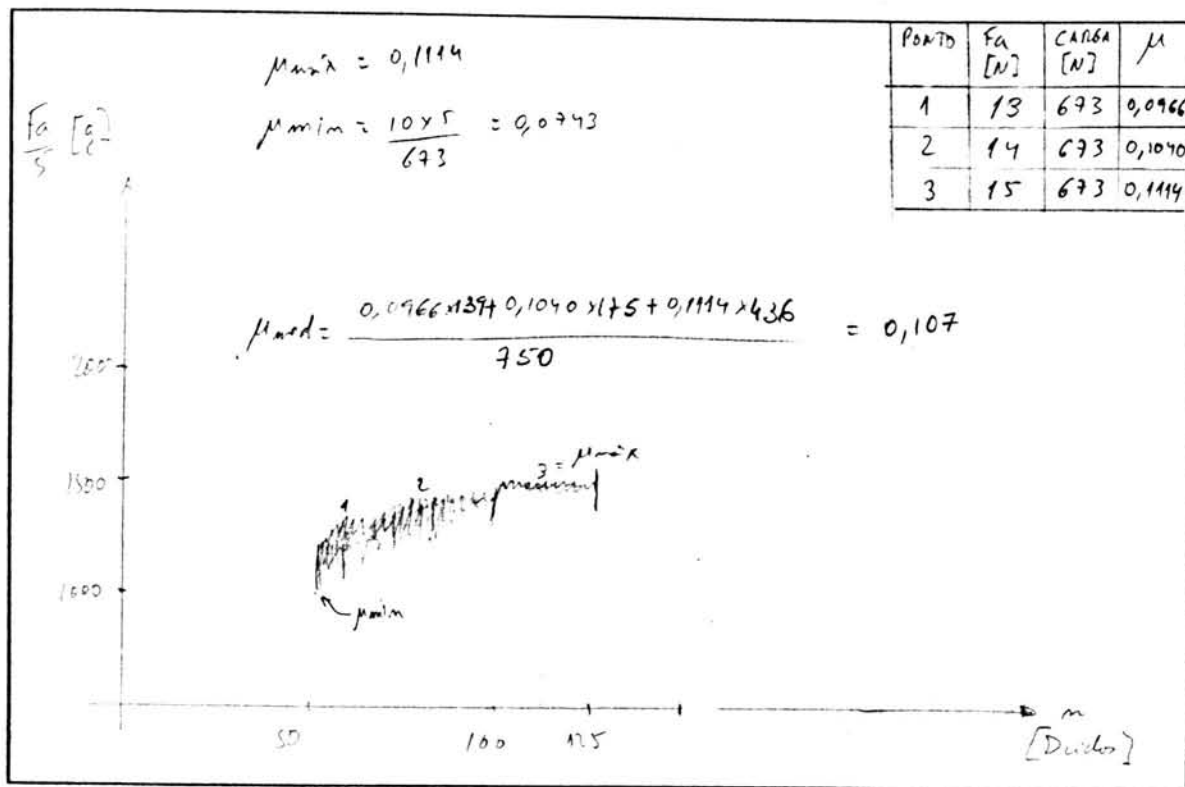
TEMP.

22°

HUMID.

59%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 750$ ciclos (1250 totais)
 $C = 693$ N

RESULTADOS:

A1= 2,3

A= 2,65 (mm)

A2= 3

B= 2,945 (mm)

AREA= 7,804 (mm²)VOLUME DESGASTADO= 2,61 x 10⁻² (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 25,25 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

15J13A A

MATERIAL:

Al 6061 (SOL) + 20% LiC

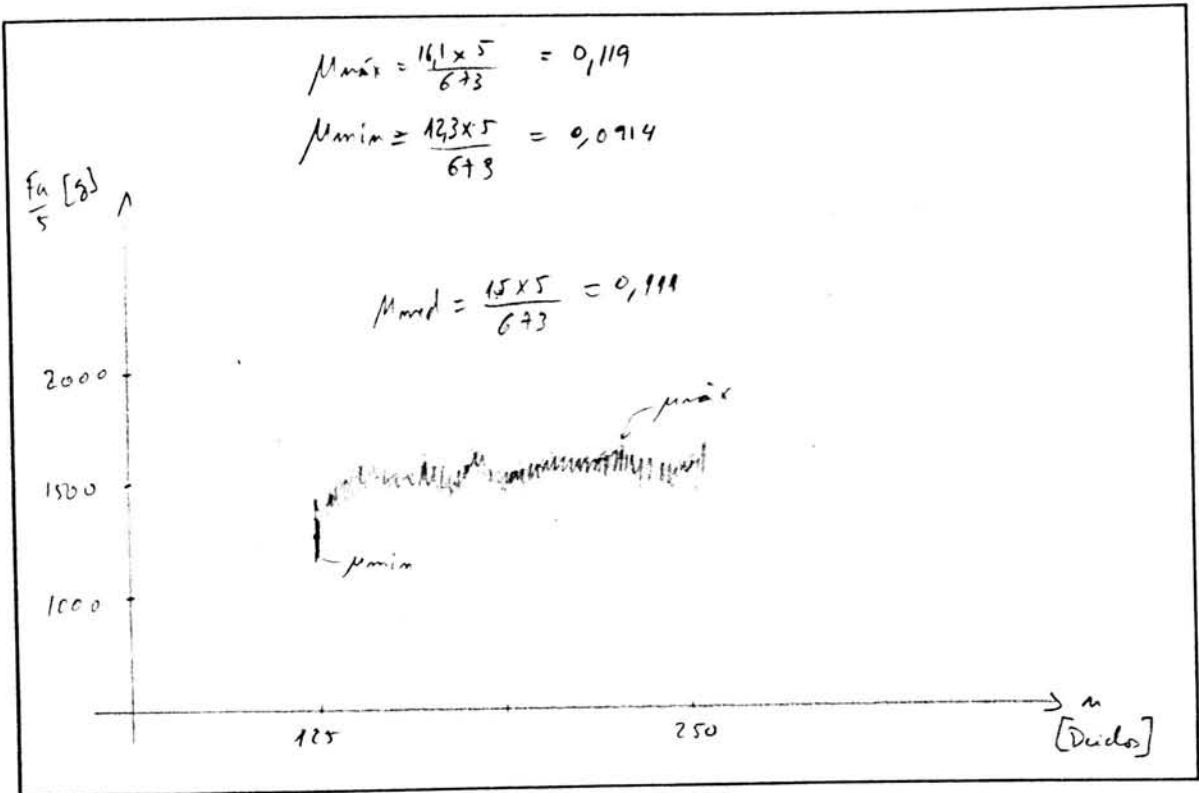
TEMP.

22%

HUMID.

59%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 1250$ ciclos (2000 totais)
 $C = 673 N$

RESULTADOS:

A1= 2,4

A2= 3

A= 2,7 (mm)

B= 2,945 (mm)

AREA= 2,9515 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,057 (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 13,051 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

1543A A

MATERIAL:

AC 6061 (6061) + 20% SiC

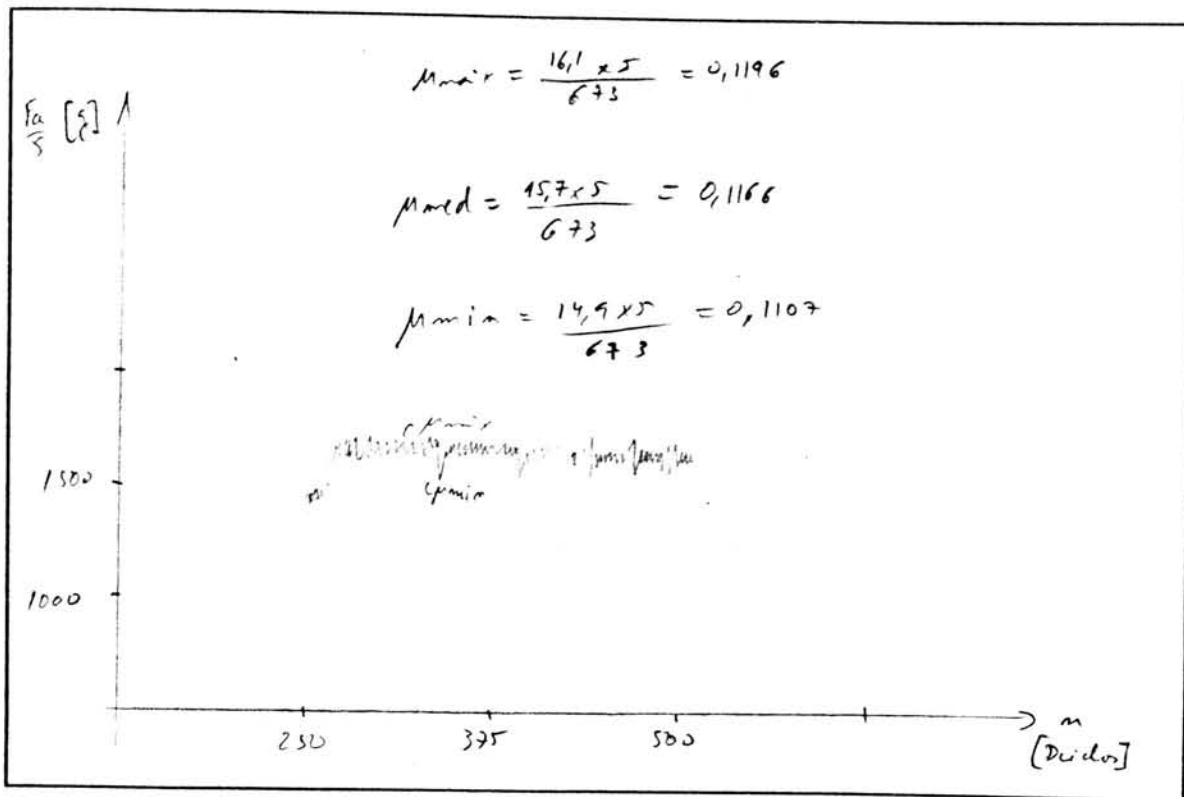
TEMP.

22%

HUMID.

29%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 2500 \text{ microns (50000 ciclos)}$
 $C = 673N$

RESULTADOS:

A1= 2,4

A= 2,25

(mm)

A2= 3,1

B= 2,945

(mm)

AREA= 7,9515

(mm²)

VOLUME DESGASTADO=

6,31212

(mm³)

TAXA DE DESGASTE=

6,727

(µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

15 J13A 5

MATERIAL:

AC 6061 (6061) + 20% SiC

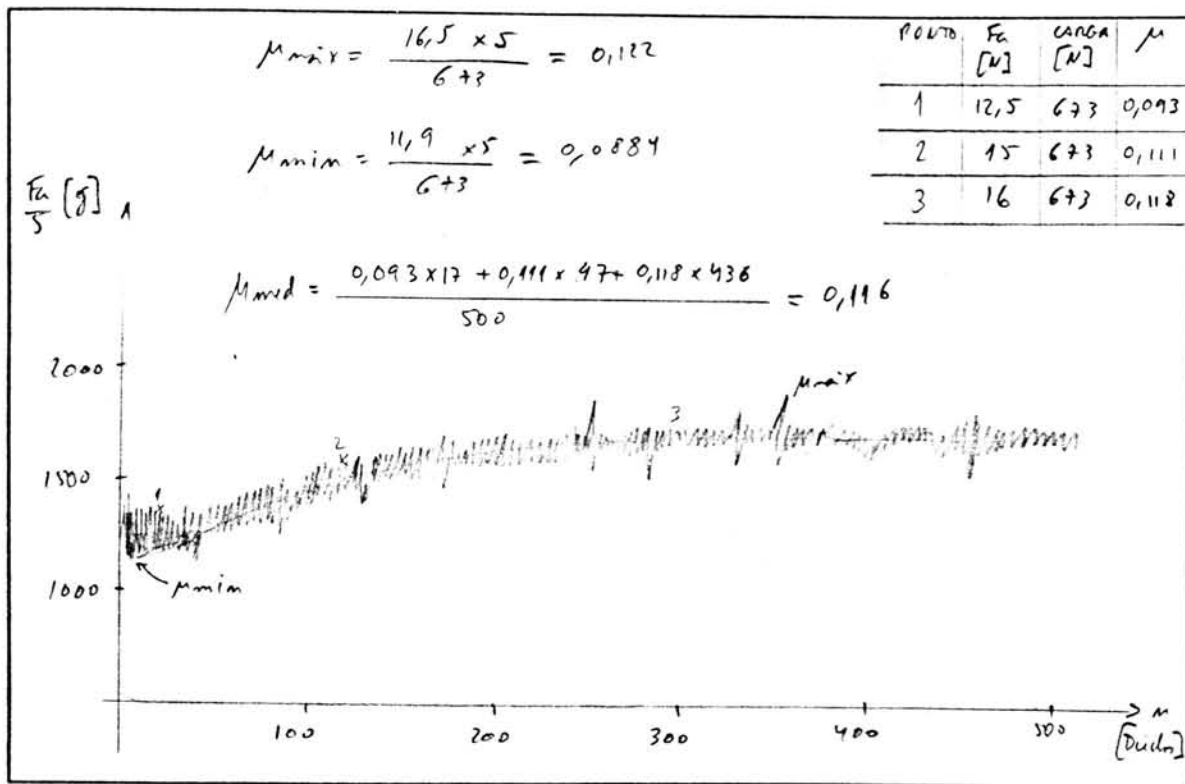
TEMP.

22°C

HUMID.

59%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 5000$ ciclos
 $c = 673 N$

RESULTADOS:

A1= 2,261

A= 3,1375 (mm)

A2= 3,508

B= 2,925 (mm)

AREA= 9,325 (mm²)VOLUME DESGASTADO= 0,123 (mm³)

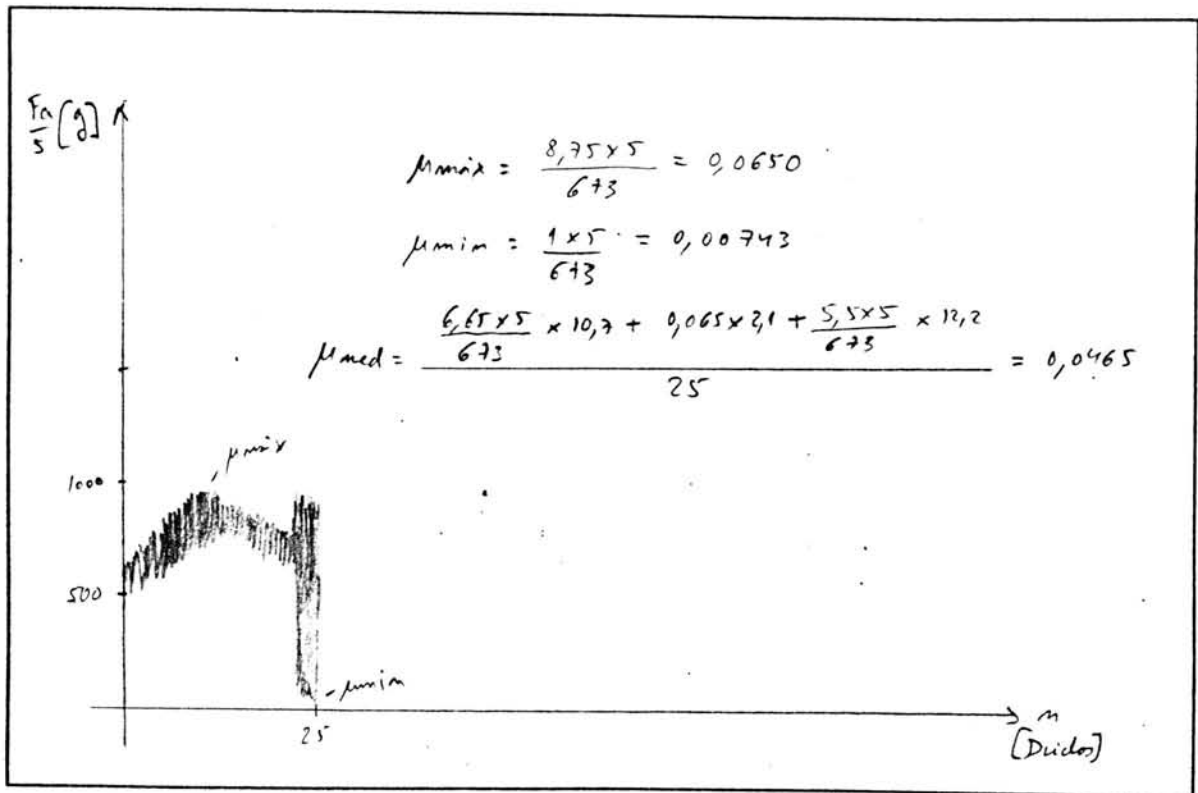
TAXA DE DESGASTE= 159,1 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 16513A A
 MATERIAL: AL 6061 (6061) + 20% SiC

TEMP. 22°C
 HUMID. 56%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

Pista 12
 carga = 673N
 n = 250 ciclos

RESULTADOS:

A1= 1,8
 A2= 2,0

A= 119 (mm)

B= 3,086 (mm)

AREA= 5,8634 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 2,94 x 10⁻² (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 873,46 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

16J13A A

MATERIAL:

AL 6061 (6061) + 20% SiC

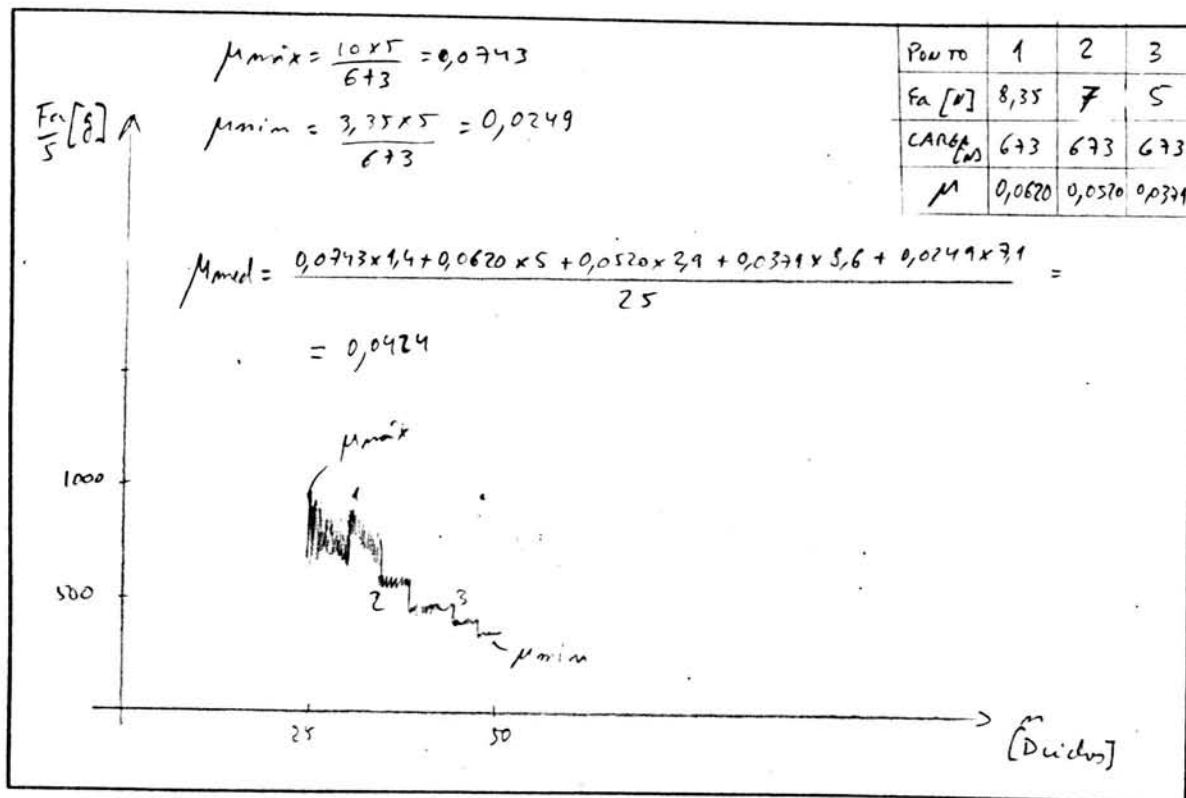
TEMP.

22°C

HUMID.

56%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 250$ ciclos (500 horas)
 carga = 673 N

RESULTADOS:

$A1 = 1,9$
 $A2 = 2,1$

$A = 2$ (mm)

$B = 3,086$ (mm)

AREA = 6,172 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = 3,43 x 10⁻² (mm³)

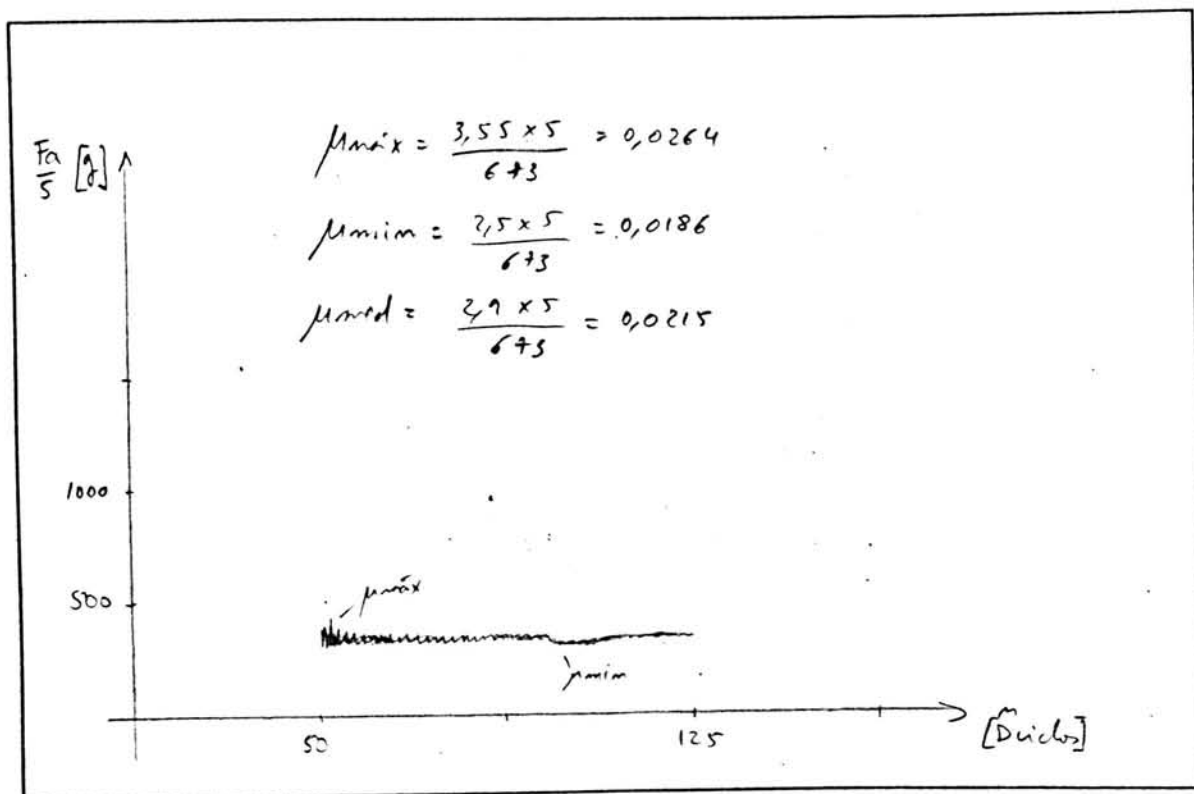
TAXA DE DESGASTE = 72,68 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 16J13A A
 MATERIAL: AC 6061 (6061) + 20% SiC

TEMP. 22°
 HUMID. 56%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 750$ ciclos (1250 hertz)
 carga = 673N

RESULTADOS:

A1= 1,9
 A2= 2,2
 A= 2,05 (mm)
 B= 3,086 (mm)

AREA= 6,3263 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 3,69 x 10⁻² (mm³)

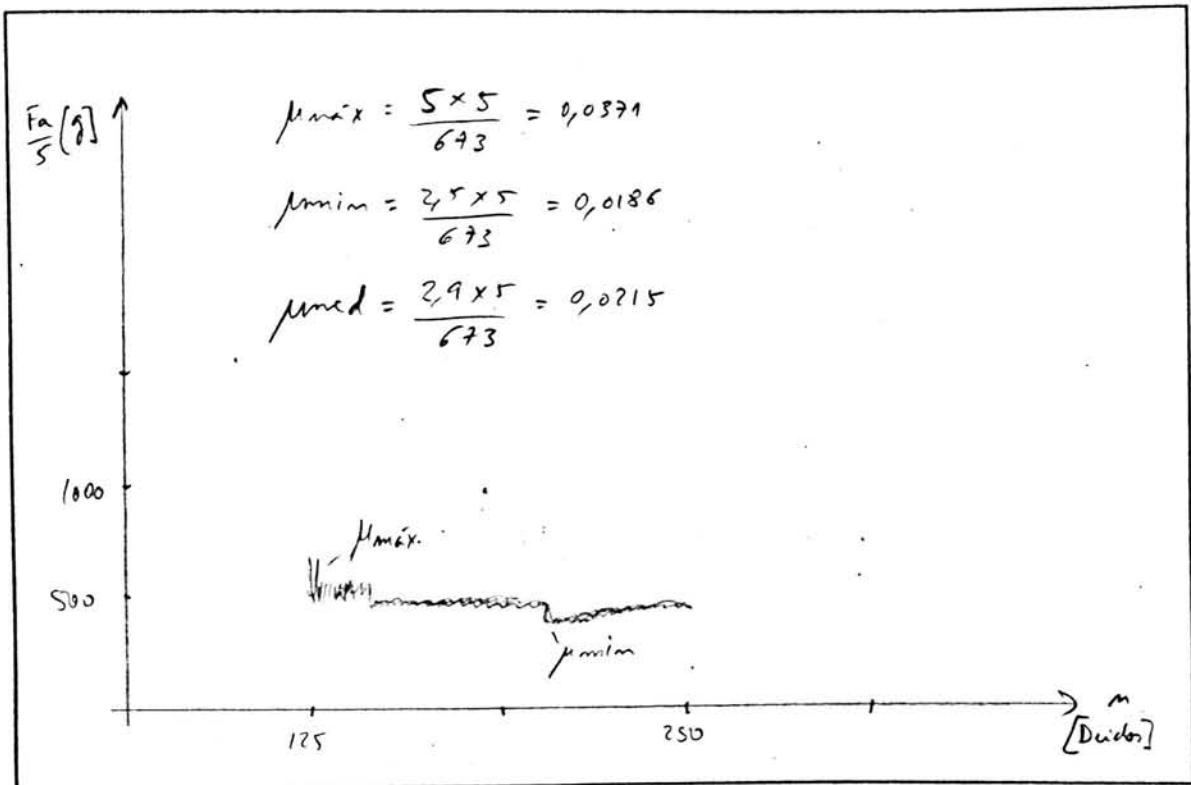
TAXA DE DESGASTE= 15,7 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 16J13A A
MATERIAL: AL 6061 (Solda) + 20% LiC

TEMP. 22°C
HUMID. 56%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

n = 1250 ciclos (2500 Dineros)
Carga = 673N

RESULTADOS:

A1= 2
A2= 2,2

A= 2,1 (mm)

B= 3,086 (mm)

AREA= 6,481 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 3,9 x 10⁻² (mm³)

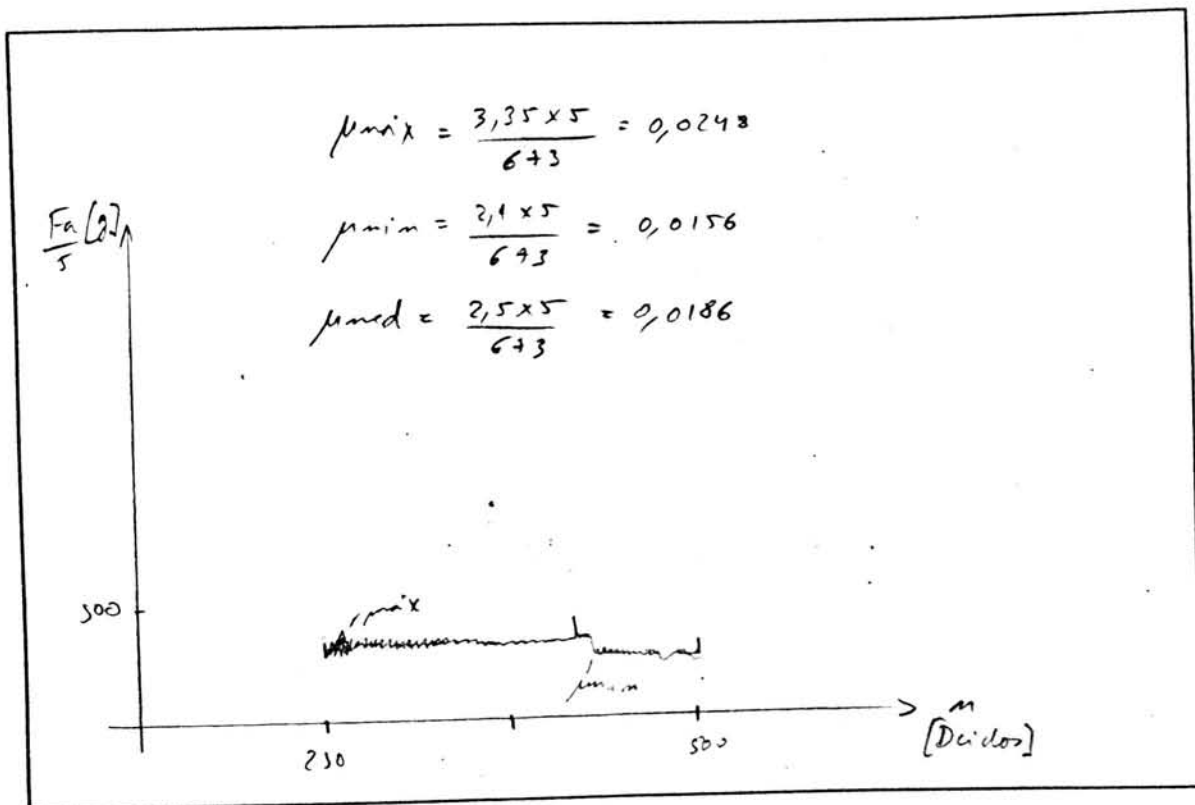
TAXA DE DESGASTE= 3,276 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 16J13A A
MATERIAL: AC 6061 (Sola) + 20% SiC

TEMP. 22°C
HUMID. 56%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 2500$ ciclos (5000 totais)
 $m_{sa} = 643$ N

RESULTADOS:

A1= 2,1
A2= 2,3

A= 2,2 (mm)

B= 3,086 (mm)

AREA= 6,489 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= $4,156 \times 10^{-2}$ (mm³)

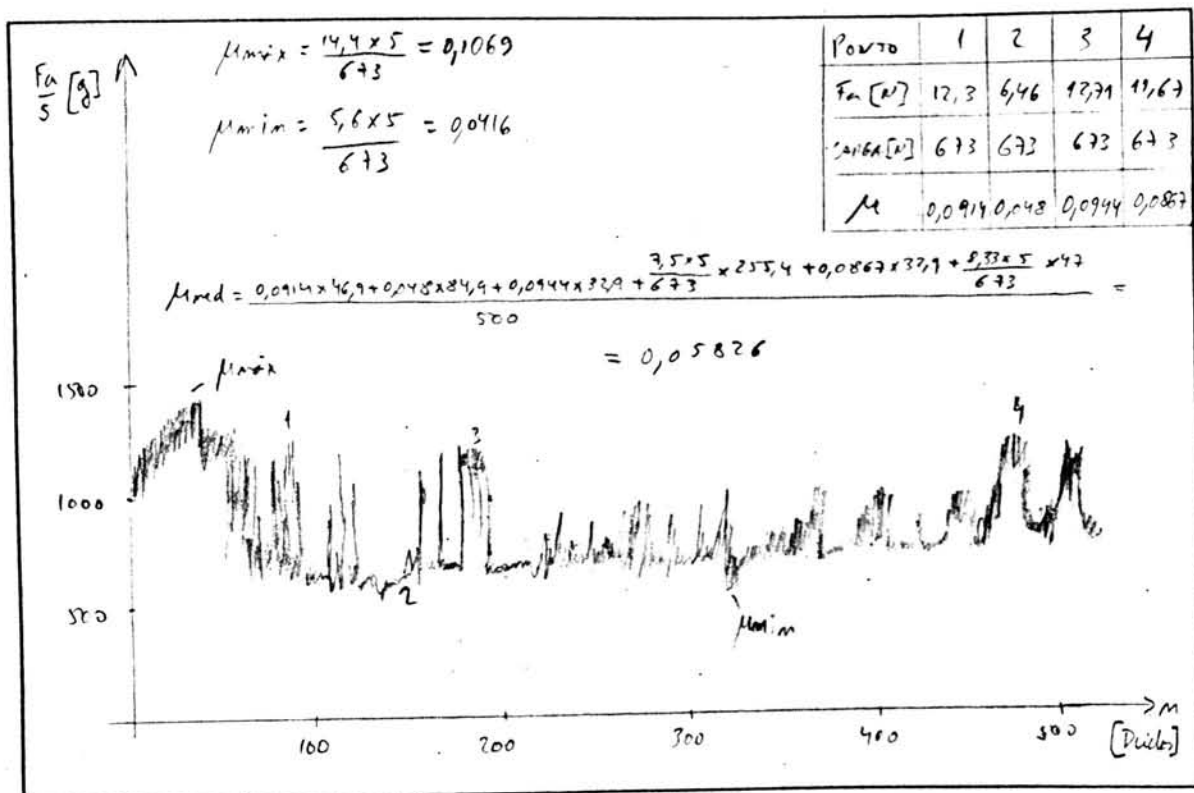
TAXA DE DESGASTE= 8,806 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 16213A 8
 MATERIAL: AC6061 (Salv) 420x 5x C

TEMP. 22°C
 HUMID. 56%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 5000$ ciclos
 carga = 673 N

RESULTADOS:

A1 = 1,227
 A2 = 2,386

A = 1,5065 (mm)

B = 3,026 (mm)

AREA = 1,5065 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = 2,43 x 10⁻² (mm³)

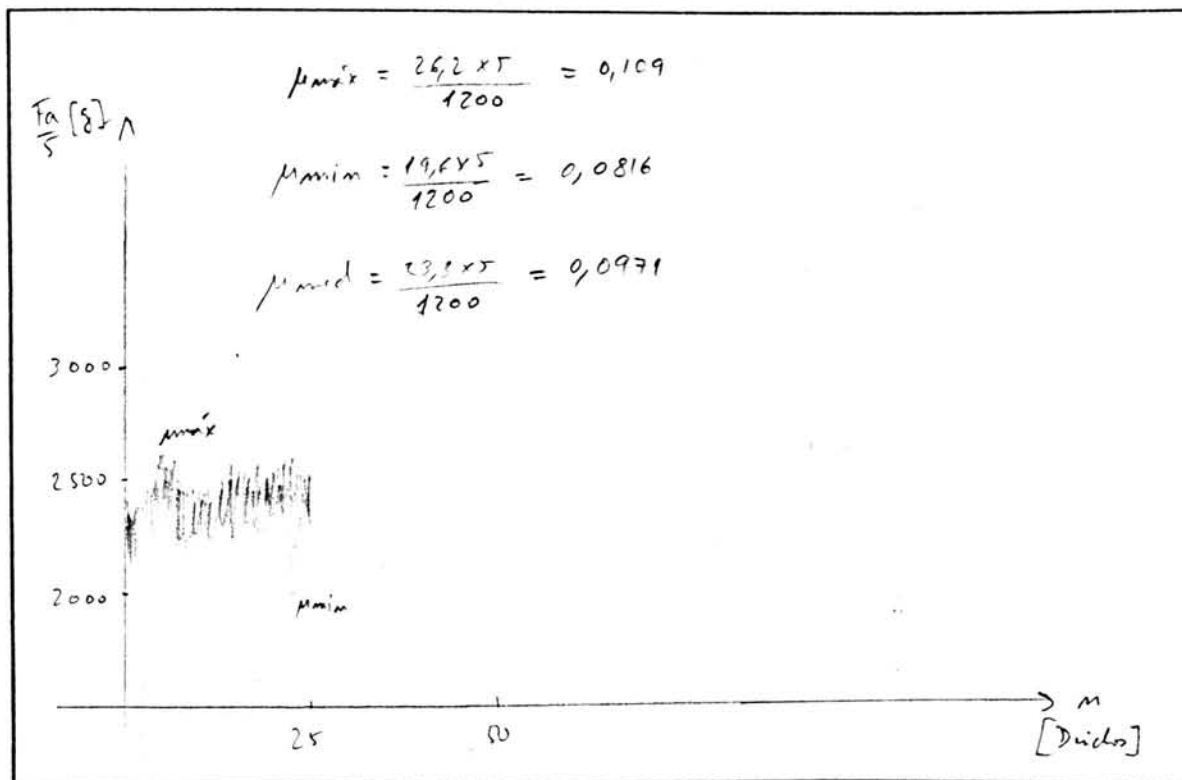
TAXA DE DESGASTE = 36,81 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 17313A A
MATERIAL: AC 6061 (Solda) + 20% SiC

TEMP. 23 °C
HUMID. 56 %

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

Pista 12
Carga = 1200 N
m = 250 dígitos

RESULTADOS:

A1= 2,5
A2= 3,2

A= 2,85 (mm)

B= 2,993 (mm)

AREA= 5,53 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 9,6246 x 10⁻² (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 2859 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

17 J13A A

MATERIAL:

AL 6061 (6061) + 20% LiC

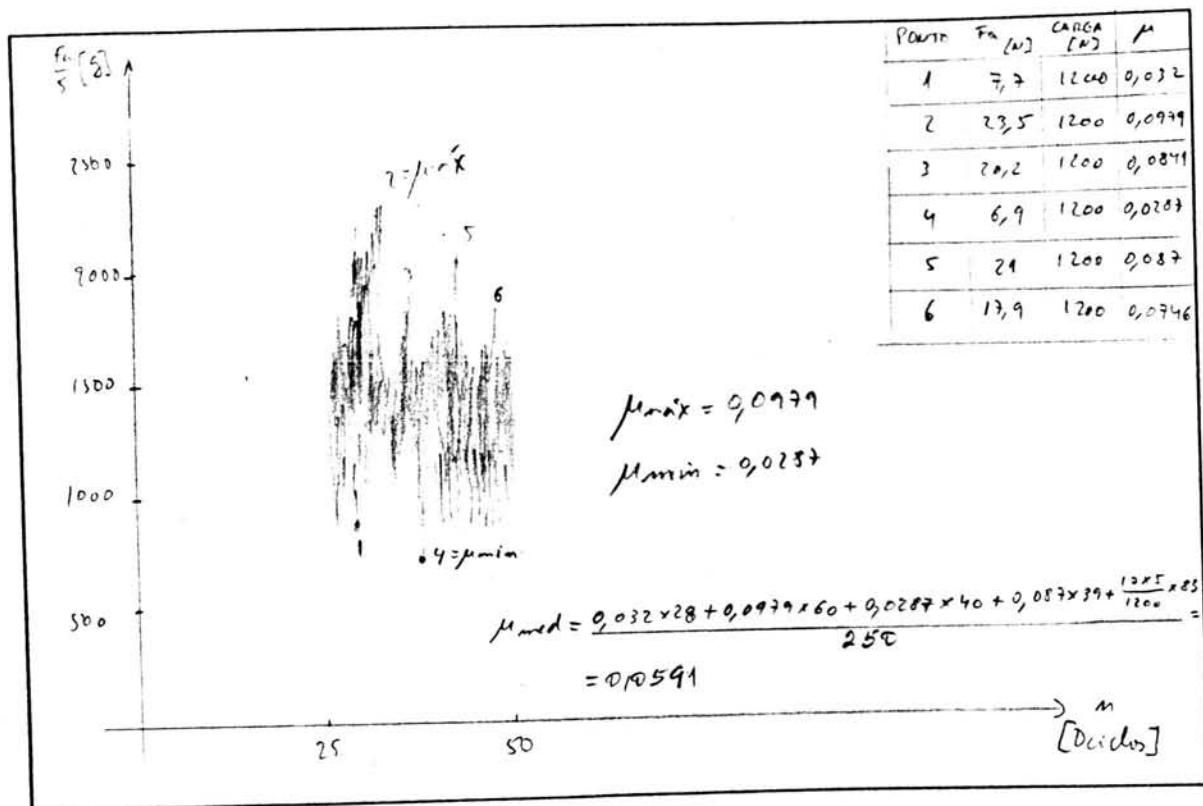
TEMP.

23 °C

HUMID.

56 %

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 250$ ciclos (500 totais)
 $C = 1200$ N

RESULTADOS:

A1=

2,4

A=

3

(mm)

A2=

3,3

B=

2,993

(mm)

AREA=

8,949

(mm²)

VOLUME DESGASTADO=

0,11226

(mm³)

TAXA DE DESGASTE=

237,8

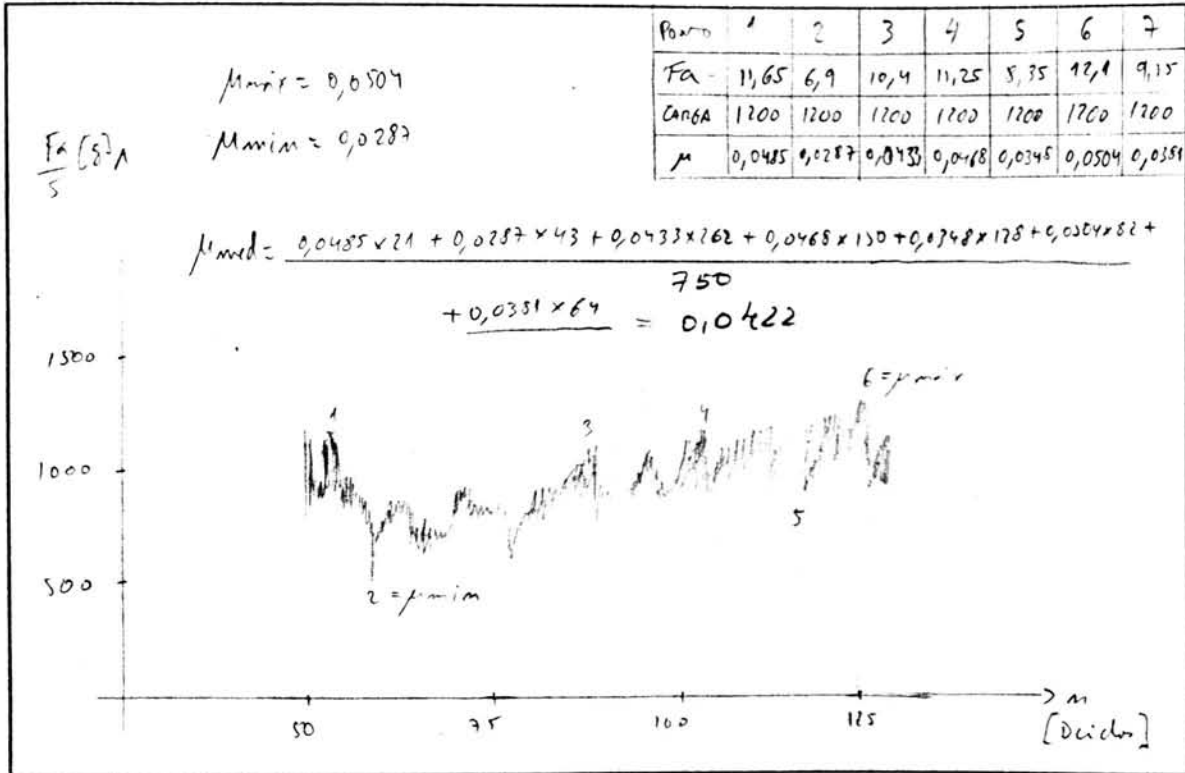
(μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 12J13A A
MATERIAL: AP 606 (Ctali) + 20% h.c

TEMP. 23.2
HUMID. 5.6%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 750 \text{ cm}$ (1250 totais)
Carga = 1200 N

RESULTADOS:

A1= 3
A2= 3,5

A= 3,25 (mm)

B= 2,993 (mm)

AREA= 9,727 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,14273 (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 181,1 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

17J13A A

MATERIAL:

AC 6061 (6061/120% SiC)

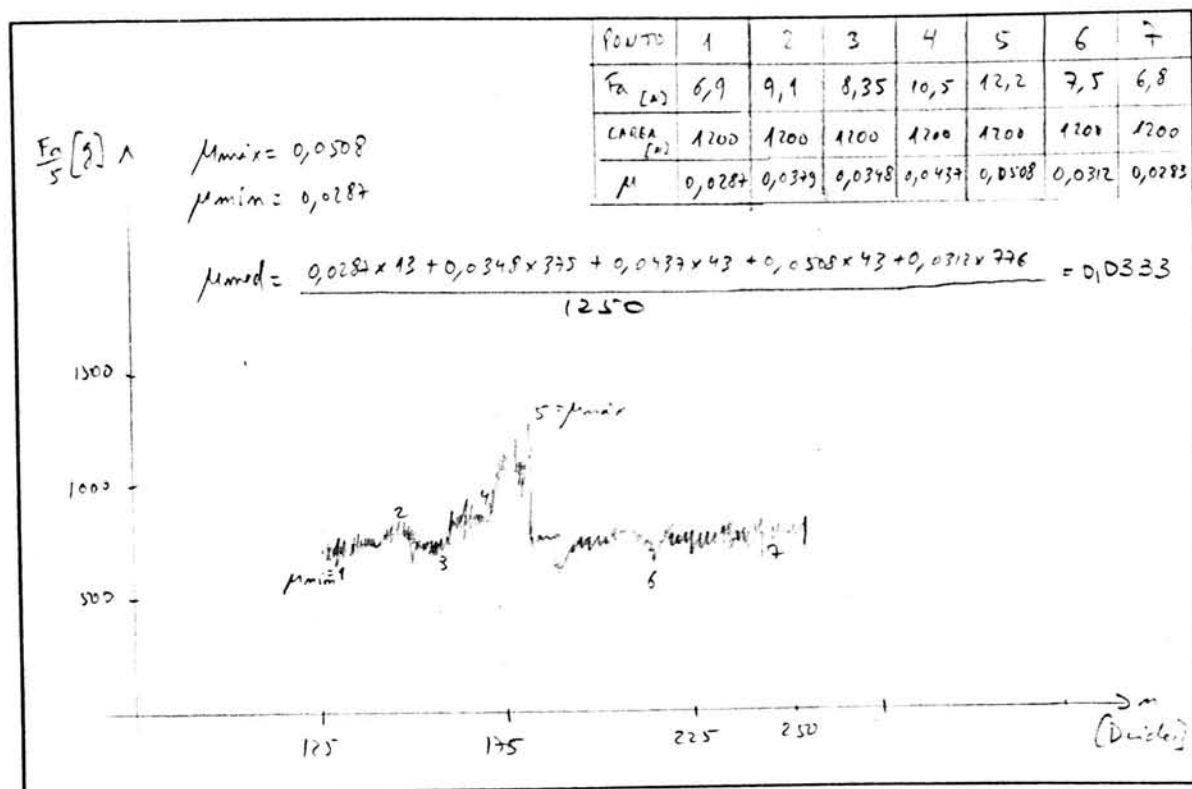
TEMP.

23°C

HUMID.

56%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 1250$ ciclos (2500 to (revs))
 $Carga = 1200$ N

RESULTADOS:

$A1 = 3,1$
 $A2 = 3,6$

$A = 3,35$ (mm)

$B = 2,993$ (mm)

AREA = 10,026 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = 0,1263 (mm³)

TAXA DE DESGASTE = 40,4 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

17 J 13 A A

MATERIAL:

AC 6061 (6061) + 20% TiC

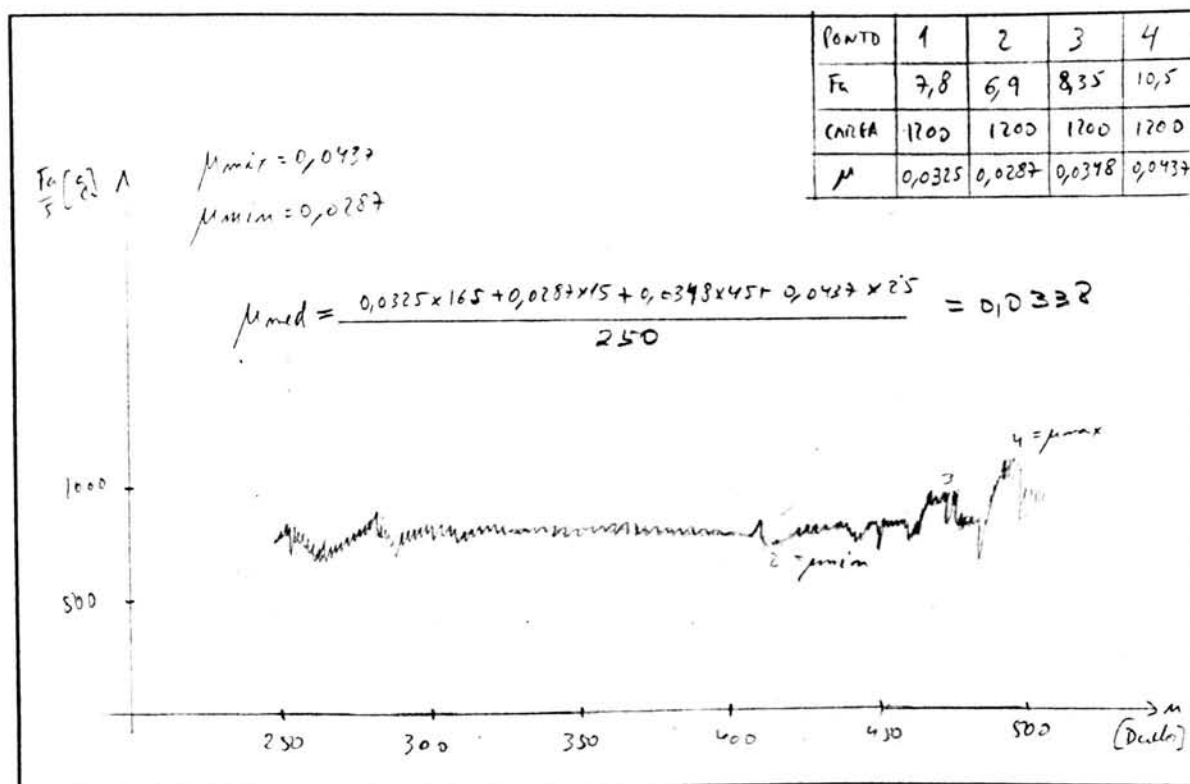
TEMP.

23°C

HUMID.

56%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

 $m = 2500$ ciclos (5000 totais)

Carga = 1200 N

RESULTADOS:

A1= 3,1

A2= 3,8

A= 3,45 (mm)

B= 2,993 (mm)

AREA= 10,326 (mm²)VOLUME DESGASTADO= 0,1707 (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 21 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

17213AB

MATERIAL:

AC 6061 (6061) + 20% SiC

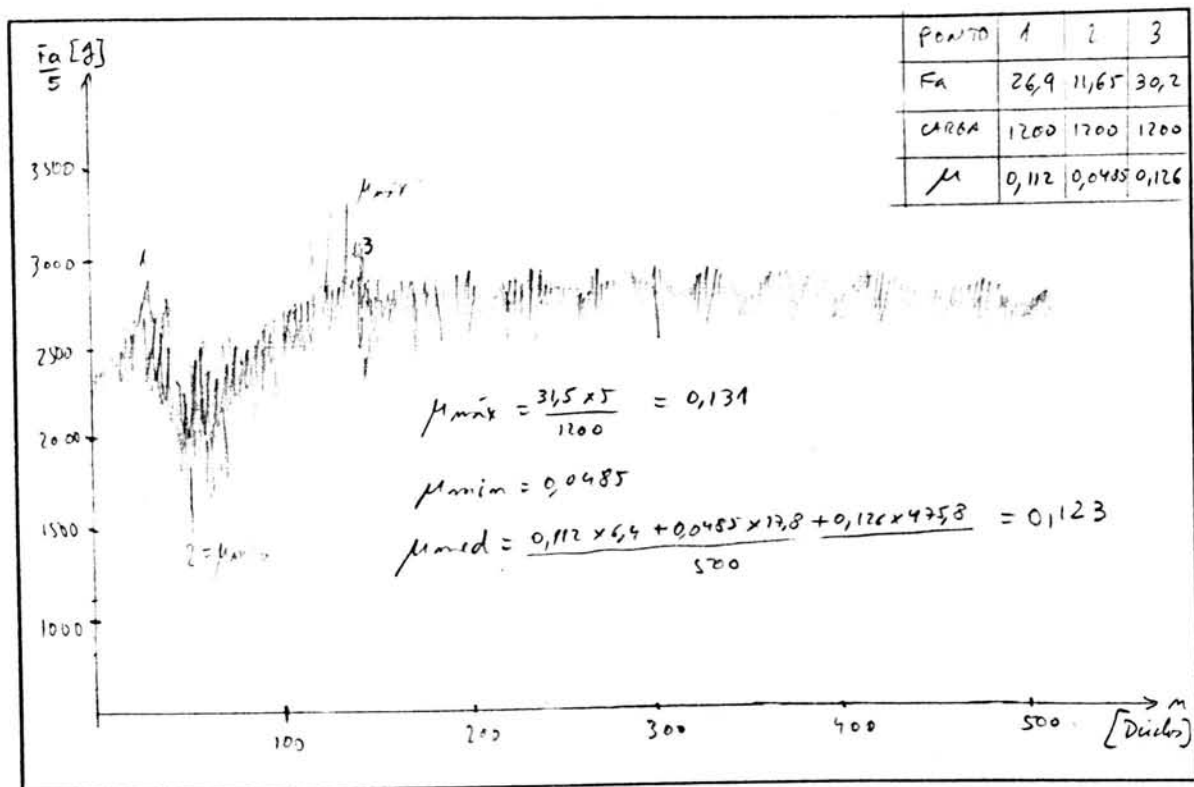
TEMP.

23°C

HUMID.

56%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

Pista 12
 carga = 1200 N
 m = 5000 ciclos

RESULTADOS:

A1= 3,31
 A2= 4,128

A= 3,719 (mm)

B= 2,996 (mm)

AREA= 11,142 (mm²)VOLUME DESGASTADO= 0,2141 (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 318 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

15J13A A

MATERIAL:

Al 6061 (5051) + 20% SiC

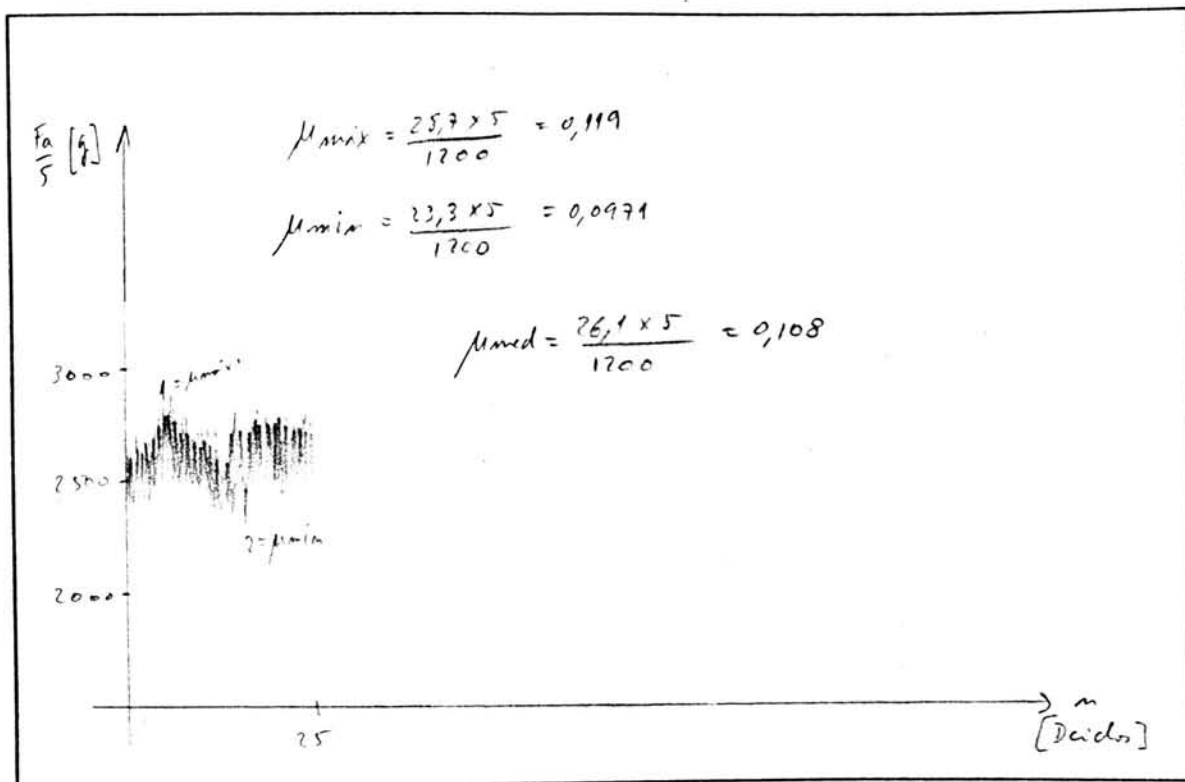
TEMP.

29°C

HUMID.

49%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 250$ ciclos
 Carga = 1200N
 Pista 12

RESULTADOS:

A1= 1,0
 A2= 2,6

A= 2,3 (mm)

B= 3,109 (mm)

AREA= 7,1202 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= $5,2543 \times 10^{-2}$ (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 1561,01 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

15J13A A

MATERIAL:

AL 6061 (60%) + 20% LiC

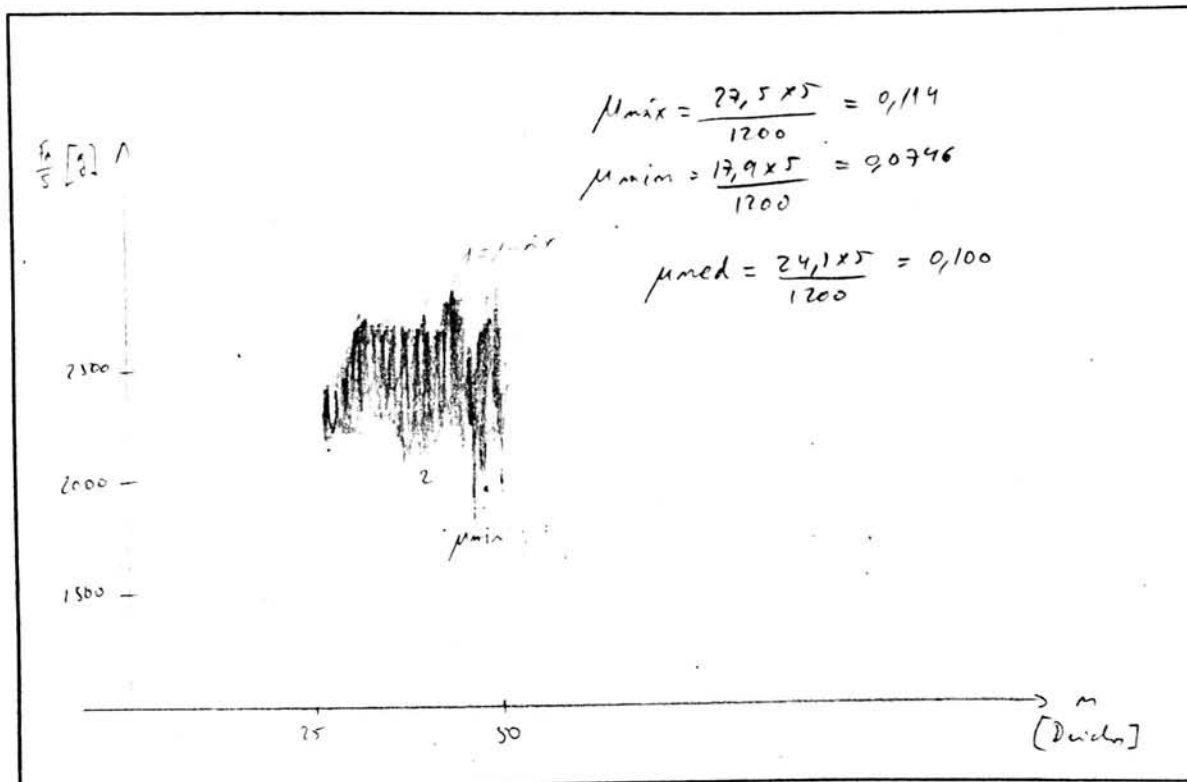
TEMP.

29°C

HUMID.

49%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 200$ ciclos (100 totales)
 carga = 1200 N

RESULTADOS:

A1= 1,1
 A2= 4,4

A= 2,75 (mm)

B= 3,109 (mm)

AREA= 8,5497 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= $8,9816 \times 10^{-2}$ (mm³)

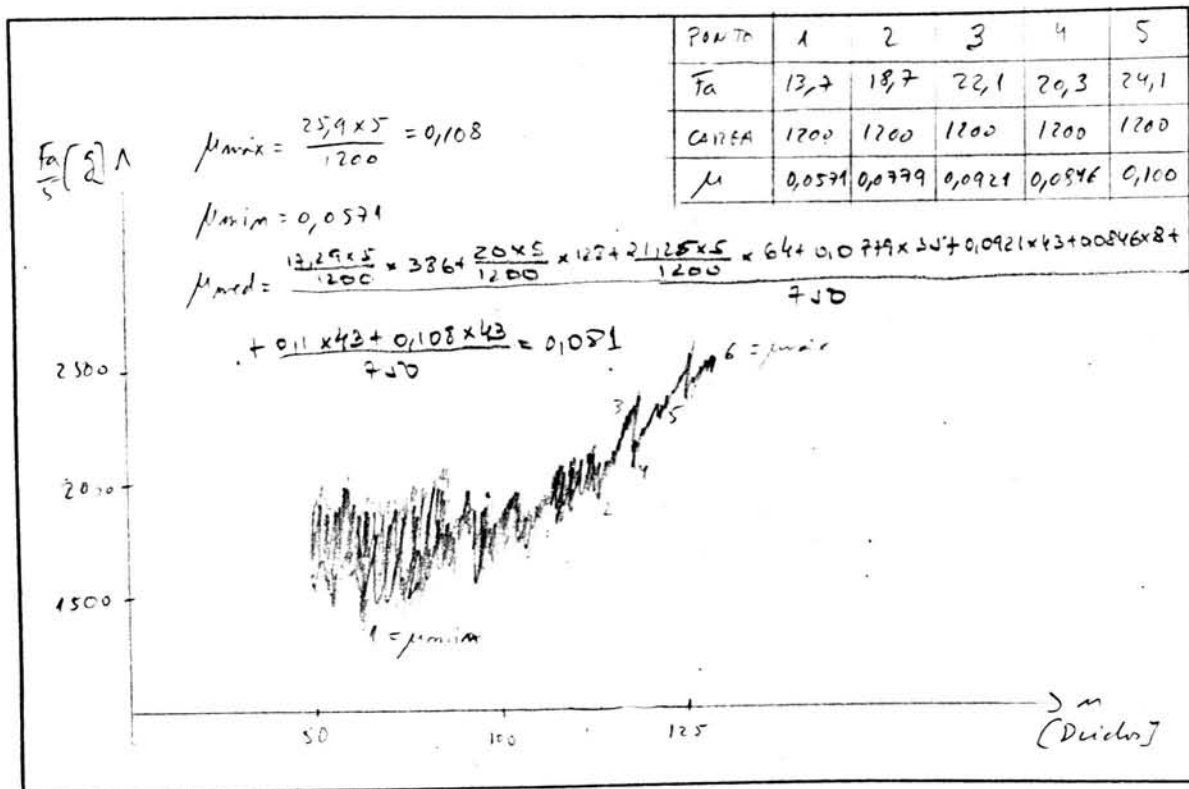
TAXA DE DESGASTE= 552,8 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 15313A A
MATERIAL: AL 6061 (6061) + 20% AlC

TEMP. 29°C
HUMID. 44%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 750 \text{ ciclos (1210 roturas)}$
 $Carga = 1200N$

RESULTADOS:

A1= 1,3
A2= 4,5

A= 2,9 (mm)

B= 3,109 (mm)

AREA= 9,0161 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,10533 (mm³)

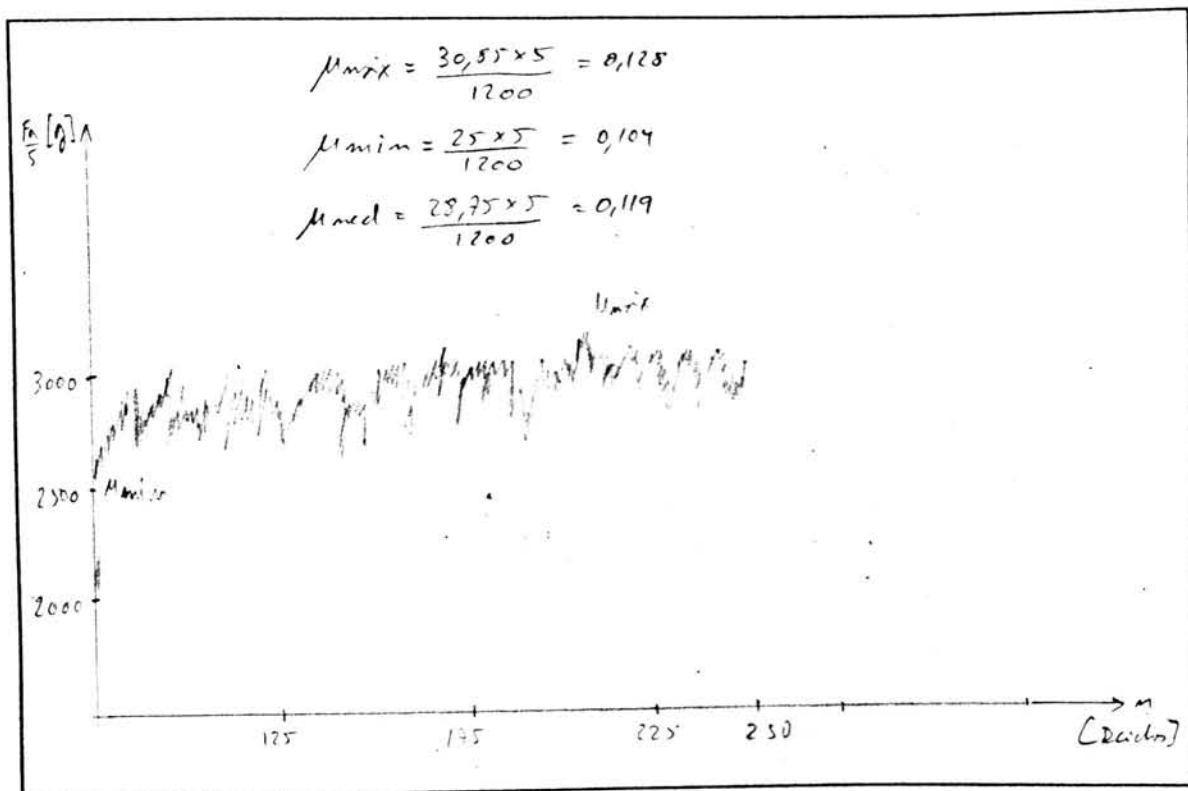
TAXA DE DESGASTE= 92,2 (µg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 18J13A A
MATERIAL: AL 6061 (folha) + 20% LiC

TEMP. 29%
HUMID. 49%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 1250 \text{ width } (1250 \text{ total})$
 $\text{carga} = 1700 \text{ N}$
 pista 12

RESULTADOS:

A1= 1,4
A2= 4,5

A= 2,95 (mm)

B= 3,109 (mm)

AREA= 9,177155 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,11087 (mm³)

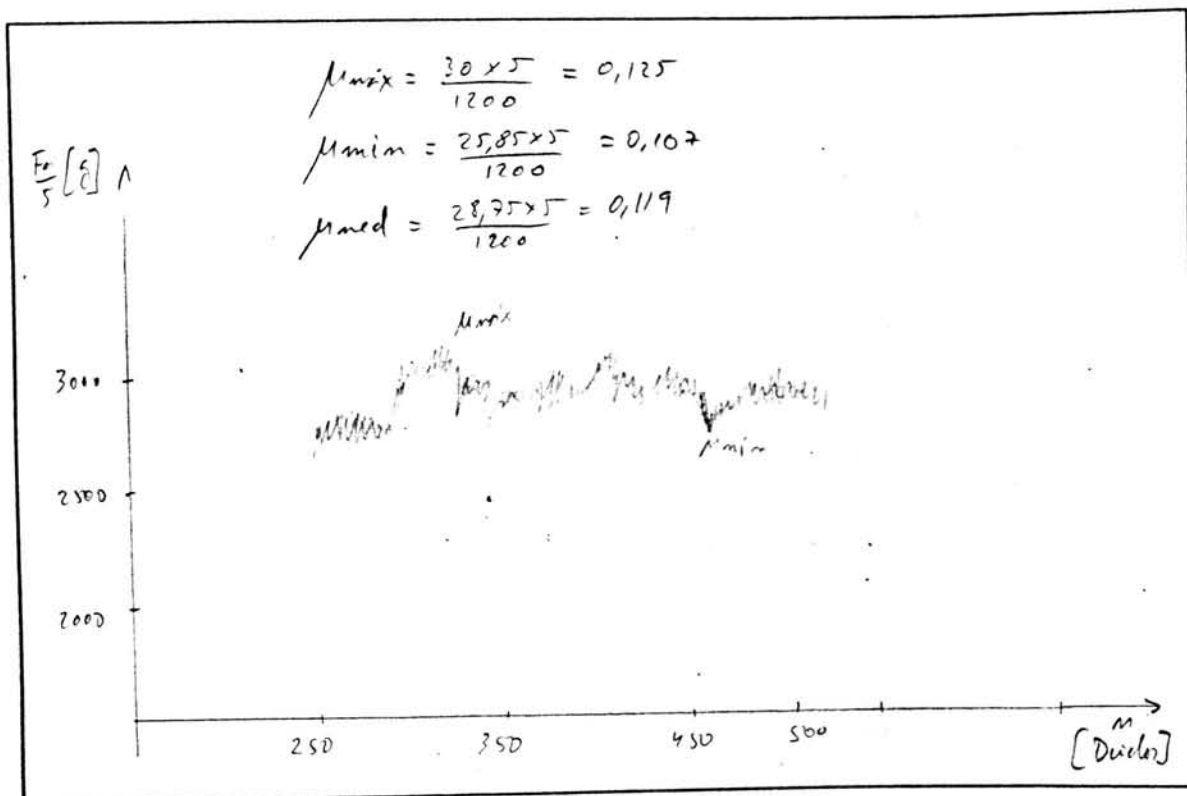
TAXA DE DESGASTE= 16,5 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 18J13A A
MATERIAL: AL 6061 (6061) + 20% LiC

TEMP. 29°C
HUMID. 49%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

m = 2500 ciclos (2000 a 2500)
frec. = 1200 N

RESULTADOS:

A1 = 1,9
A2 = 4,8

A = 3,35 (mm)

B = 3,109 (mm)

AREA = 10,41515 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = 0,16238 (mm³)

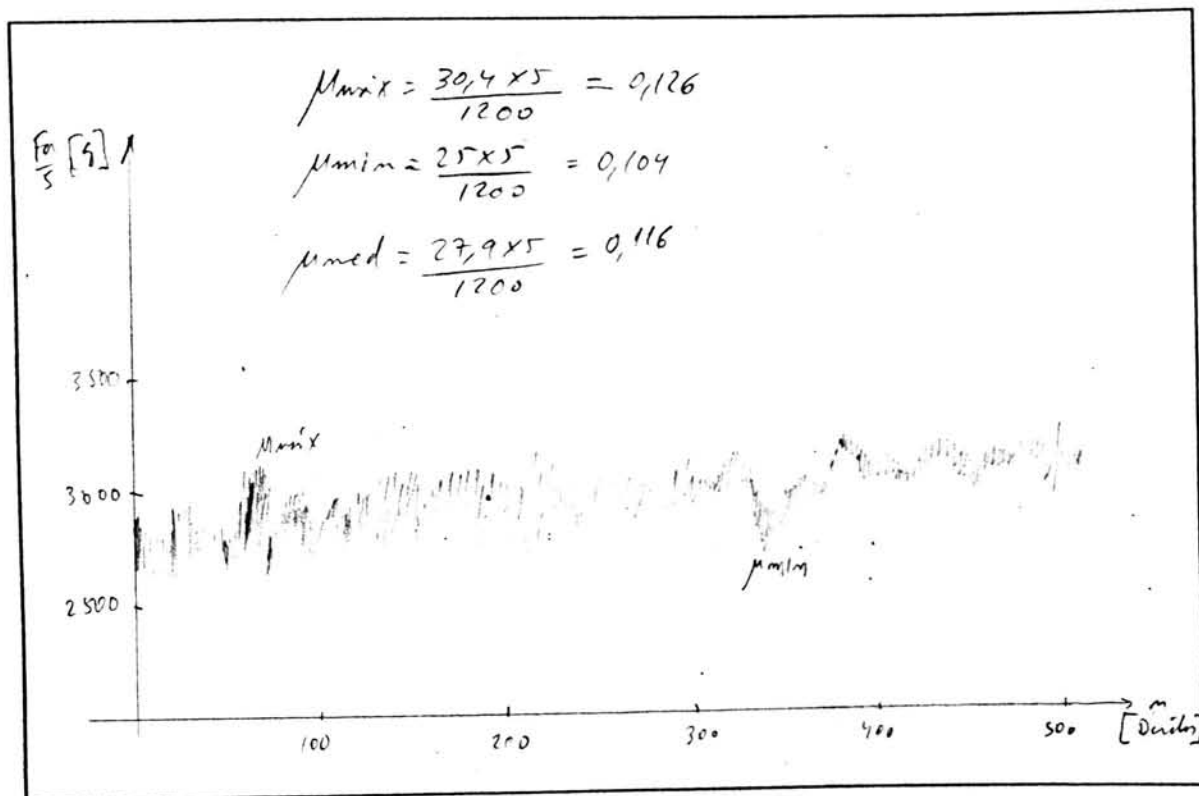
TAXA DE DESGASTE = 26,5 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 18J13A B
MATERIAL: AC 6061 (5051) + 20x SiC

TEMP. 30°C
HUMID. 49%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

m = 5000 g
carga = 1200 N

RESULTADOS:

A1= 3,528
A2= 4,581

A= 4,0545 (mm)

B= 2,207 (mm)

AREA= 13,003 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 0,29697 (mm³)

TAXA DE DESGASTE= 441,1 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE:

A9J13A 1

MATERIAL:

Al 6061 (6061) + 20% LiC

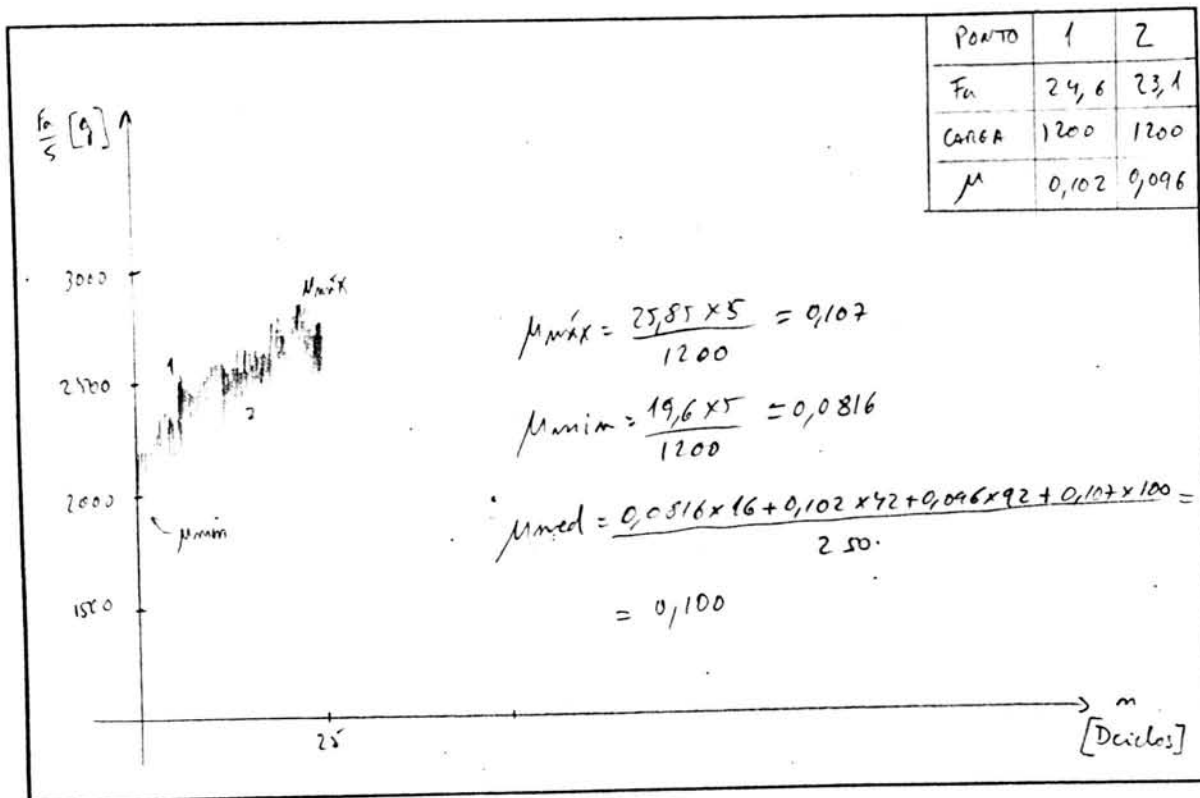
TEMP.

25°C

HUMID.

37%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

Pista 13
 $n = 250$ ciclos
 $carga = 1200N$

RESULTADOS:

$A1 = 1,1$
 $A2 = 3$

$A = 2,05$ (mm)

$B = 2,036$ (mm)

AREA = 6,2238 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = 3,633 x 10⁻² (mm³)

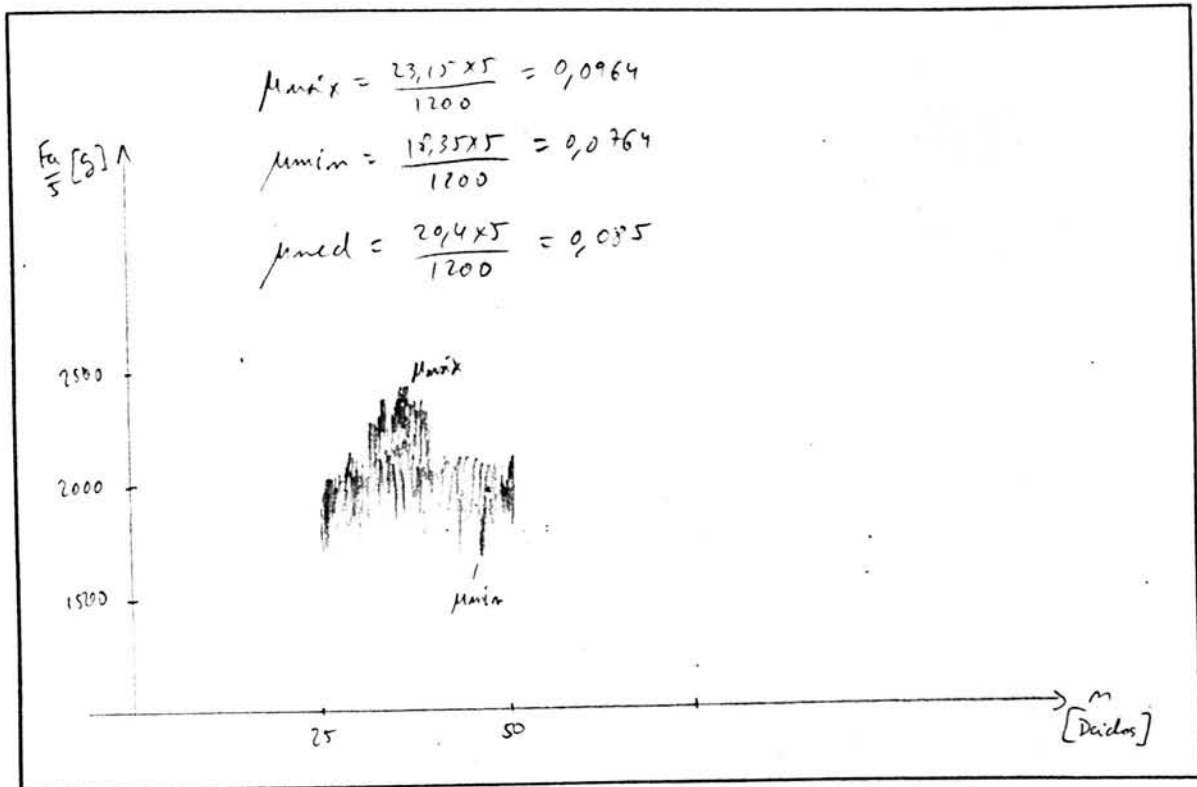
TAXA DE DESGASTE = 1079,3 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 19J12A A
MATERIAL: AC 6061 (w.c.) + 20x. LiC

TEMP. 25°C
HUMID. 34%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

m = 250 ciclos (5000 batidas)
carga = 1200 N

RESULTADOS:

A1= 112
A2= 3

A= 2,1 (mm)

B= 3,026 (mm)

AREA= 6,3756 (mm²)

VOLUME DESGASTADO= 3,9054 x 10⁻² (mm³)

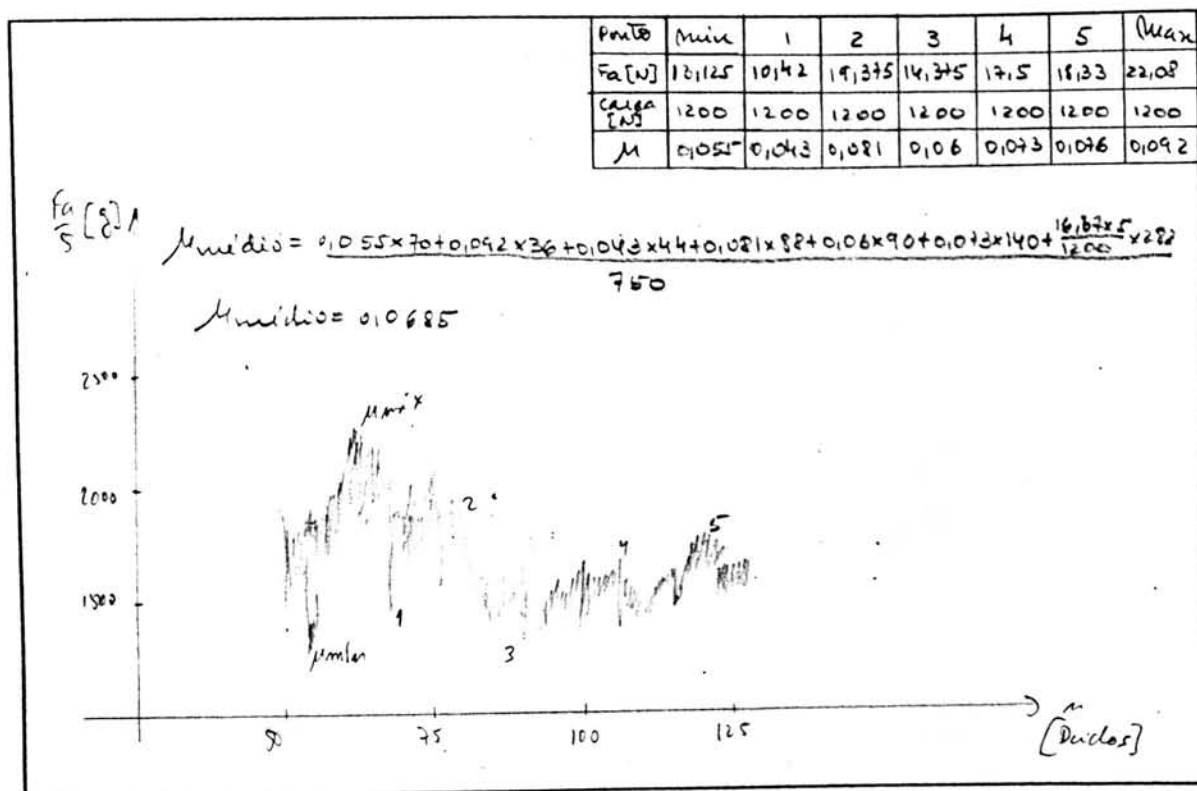
TAXA DE DESGASTE= 40,15 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 19J13A A
 MATERIAL: AC 6061 (6061) + 10% LiC

TEMP. 25°C
 HUMID. 57%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 750 \text{ ciclos (1250 totais)}$
 $carga = 1200 \text{ N}$

RESULTADOS:

$A1 = 1,3$
 $A2 = 3,2$

$A = 2,25 \text{ (mm)}$

$B = 3,036 \text{ (mm)}$

$AREA = 6,831 \text{ (mm}^2\text{)}$

$VOLUME \text{ DESGASTADO} = 4,8035 \times 10^{-2} \text{ (mm}^3\text{)}$

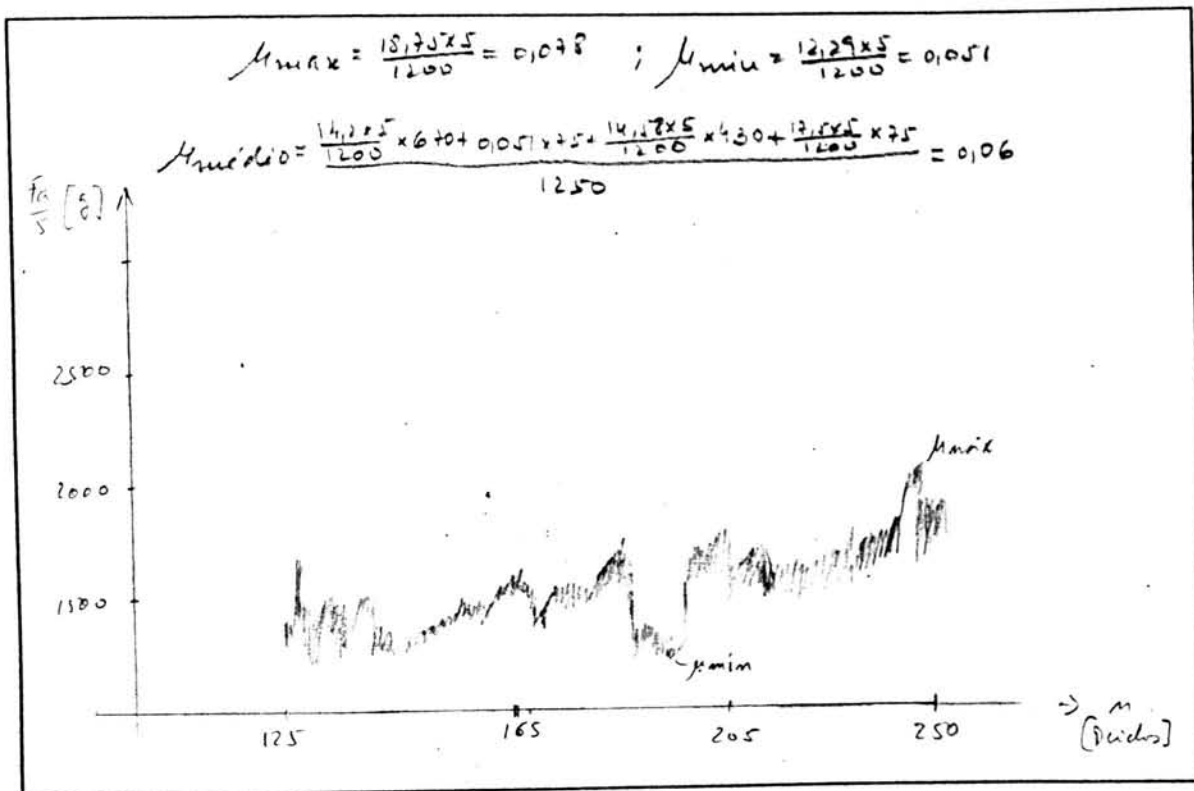
$TAXA \text{ DE DESGASTE} = 53,34 \text{ (}\mu\text{g/Km)}$

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 19J13A A
MATERIAL: AL 6061 (Sol.) + 20% SiC

TEMP. 258
HUMID. 34%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$m = 1250 \text{ ciclos (25000 revoluciones)}$
 $Carga = 1700 \text{ N}$

RESULTADOS:

$A1 = 1,4$
 $A2 = 2,2$

$A = 2,3 \text{ (mm)}$

$B = 2,036 \text{ (mm)}$

$AREA = 6,9828 \text{ (mm}^2\text{)}$

$VOLUME \text{ DESGASTADO} = 5,1131 \times 10^{-2} \text{ (mm}^3\text{)}$

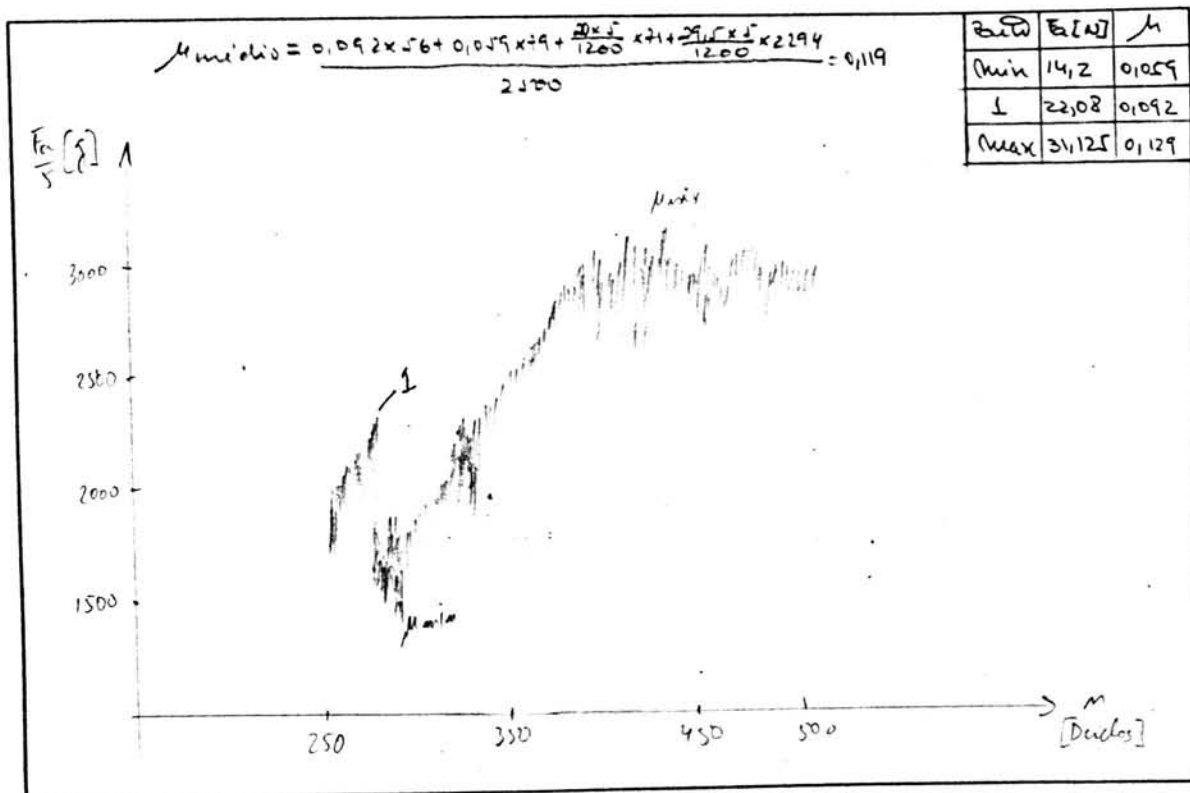
$TAXA \text{ DE DESGASTE} = 9,37 \text{ (}\mu\text{g/Km)}$

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 19J13A A
 MATERIAL: Al 6061 (solu) + 20% SiC

TEMP. 25 °C
 HUMID. 33%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

$n = 2500$ ciclos (5000 golpes)
 $f_{carga} = 1200$ N

RESULTADOS:

$A1 = 1,1$
 $A2 = 3,2$

$A = 2,35$ (mm)

$B = 3,026$ (mm)

AREA = 7,1346 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = $5,147297 \times 10^{-3}$ (mm³)

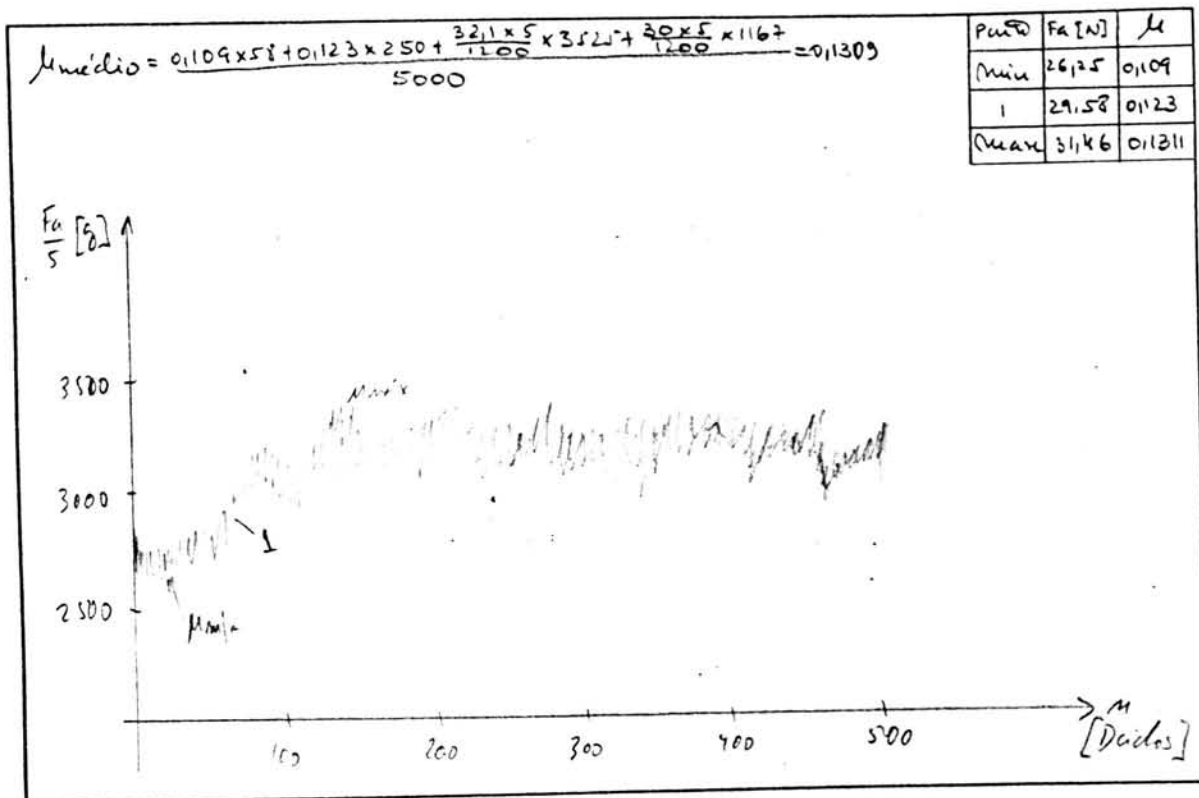
TAXA DE DESGASTE = 5,06 (μg/Km)

FICHA DE ENSAIO

PROVETE: 19J13A B
MATERIAL: AL 6061 (Sol) + 20% SiC

TEMP. 23°C
HUMID. 35%

TIPO DE GRÁFICO:



COMENTARIOS:

m = 5000 ciclos
Carga = 1200 N

RESULTADOS:

A1 = 2,905
A2 = 2,215

A = 3,06 (mm)

B = 3,048 (mm)

AREA = 9,3269 (mm²)

VOLUME DESGASTADO = 0,1213 (mm³)

TAXA DE DESGASTE = 120,2 (μg/Km)

8 - BIBLIOGRAFIA

- [1] D.Charles "Metals Matrix composites - ready for take-off?"
Metals and Materials-February 1990
pg.73-76
- [2] T.Lim (Hyundai Motor Co. Korea)
Y.H.Kim, Cs.Lee, Ks.Han
(Departamento de Engenharia Mecânica Postech, Pohang, Korea)
"Fabrication and mechanical properties of aluminium matrix composites"
Journal of Composites Materials Vol.26, nº7/1992
- [3] José M.F.Duarte "Compósitos de matriz metálica- Estudo da estrutura e comportamento tribológico dum compósito"
Tese de Mestrado-1988
- [4] R.L.Trumper "Metal matrix composites- applications and prospects"
Metals and Materials-Novembre 1987
- [5] A.T.Marques "O planeta compósito"
Tecnometal nº66
- [6] Bader, M.G "Introduction to composites"
Proceeding of introduction to composite materials and Science July 1988
- [7] Jacques E.Shoutens
Kaman Tempo "Introduction to metal matrix composite materials"
Ed. MMCIAC
MMC nº272, June 1982,
3ª edição

-
- | | |
|--|---|
| [8] Eurico Seabra | Seminário de Materiais-1991/92 |
| [9] Stuart M.Lee | "Metal Matrix composites,
aluminum"
International Encyclopedia of
Composites-vol.3
VCM Publishers,
New York-1990 |
| [10] E.A.Feest | "Exploitation of the MMC
concept"
Metals and Materials-May 1988 |
| [11] Carlos A.Pacheco da Silva | "Perspectivas de
desenvolvimento em
pulverometalurgia"
Tecnometal nº18-1981 |
| [12] C.Moura Branco
A.A.Fernandes
Paulo Tavares Castro | "Fadiga de estruturas soldadas"
Ed.Fund.Calouste Gulbenkian |
| [13] António Augusto Fernandes | "Aspectos Metalúrgicos da
soldadura das ligas de alumínio"
Demec/Feup 1992/93 |
| [14] A.P.Monteiro Baptista | Apontamentos de Engenharia
das Superfícies
F.E.U.P.- 4/2/87 |
| [15] A.P.Monteiro Baptista
L.Andrade Ferreira | Tecnometal nº46-1986 |
| [16] F.A.Pina da Silva | "Tribologia"-1º volume
Ed.Fund.Calouste Gulbekian |



FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

BIBLIOTECA



0000101454