

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
- PPGE3M

Utilização de Insertos com Agregado Sólido de Lubrificantes confeccionados por
Metalurgia do Pó Convencional

Alex Fabiano Bueno

Tese para Obtenção do Título de Doutor em Engenharia

Porto Alegre

2016

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
- PPGE3M

Utilização de Insertos com Agregado Sólido de Lubrificantes confeccionados por
Metalurgia do Pó Convencional

Alex Fabiano Bueno
Mestre em Engenharia

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de fabricação

Porto Alegre
2016

Esta Tese foi julgada adequada para obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração de Processos de fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora.

Orientador: Prof. Dr. Ing. Lirio Schaeffer

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Eng. Cristiano Binder - UFSC

Prof. Dr. Eng. Jorge Luis Braz Medeiros - FURG

Prof. Dr. Eng. Jose Lesina César – ULBRA

Prof. Dr. Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGE3M

Porto Alegre

2016

Dedico a minha esposa

Maria Adriana Bissoloti Bueno.

Meus filhos

Matheus Bissoloti Bueno

e Rafael Bissoloti Bueno

Aos meus pais

José Carlos Nunes Bueno

e Arminda Neli Bueno

AGRADECIMENTOS

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Ao professor Dr. Ing. Lirio Schaeffer pelo estímulo, dedicação e esforço pessoal proporcionado.

Aos colegas Vinicius Martins, Luiz Eduardo, Rodrigo Limberger e Wilson Correa Rodrigues pelas sugestões, auxílios em experimentos e observações valiosas.

Aos Professores Dr. Renato Callegaro e Eduardo Milke pelas valiosas contribuições e pelo incentivo.

A minha grande amiga Maria Luísa Pederiva, pelo apoio e palavras de incentivo, nos momentos de dificuldades passados durante o longo percurso até este momento.

Ao melhor colega que poderia ter para o desenvolvimento das atividades propostas, pois sempre acreditou que poderia ser realizado, me influenciando positivamente quando eu estava prestes a desistir de tudo, me reanimando, meu muito obrigado Marcelo Salvador Cóser. Serei eternamente grato.

À minha família por ter estado sempre presente ao meu lado me dando apoio necessário e abrindo mão muitas vezes de horas de lazer para que eu pudesse concluir meus trabalhos.

Não posso deixar de agradecer nem um só momento a Deus, pois sem Ele nada seria possível.

SUMÁRIO

SUMÁRIO.....	VI
LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XI
LISTA DE SÍMBOLOS.....	XII
Símbolos Gregos.....	XII
Δh Variação em altura [mm].....	XIII
RESUMO.....	XVI
ABSTRACT	XVII
1. INTRODUÇÃO	18
1.1 Objetivos e Justificativa.....	20
1.2 Ineditismo.....	21
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1 Atrito e Desgaste.....	23
2.2 Aços ferramentas	26
2.3 Materiais de Baixo Coeficiente de Atrito.....	31
2.4 Métodos para obtenção do coeficiente de atrito.....	35
2.5 Metalurgia do Pó.....	43
2.6 Ligas de Alumínio.....	48
3. PROCEDIMENTOS E MÉTODOS	51
3.1 Obtenção dos pós	51
3.2 Obtenção das misturas de pó de H13 e de MoS ₂	52
3.3 Compactação das amostras com adição de lubrificante sólido.....	53
3.4 Construção das Curvas de Compressibilidade.....	53
3.5 Sinterizações.....	57
3.6 Obtenção da densidade aparente.....	58
3.7 Densidade a verde e sinterizada dos insertos	58
3.8 Caracterização das amostras – Densidade Teórica e Porosidade Total	58
3.9 Microdureza Vickers.....	59

3.10 Ensaio Metalográficos e MEV	60
3.11 Teste de Compressão do Anel	61
3.12 Ensaio Abrasivo	63
4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS	65
4.1 Misturas de pó de H13+MoS ₂ , H13+h-BN.....	65
4.2 Seleção da mistura e da pressão de compactação.....	67
4.3 Densidade Teórica - Densidade do Sinterizado – Porosidade Total.....	68
4.4 Sinterização das amostras e dos insertos finais de aço ferramenta H13 com adição de 3% de MoS ₂	70
4.5 Tratamento Térmico dos corpos de prova e dos insertos finais de aço ferramenta H13 com adição de 3% de MoS ₂	73
4.6 Análise Metalúrgica.....	74
4.7 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Micro Análise Química Elementar (EDS).....	77
4.8 Ensaio Tribológicos.....	80
5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	86
6. CONCLUSÕES	89
7. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.....	91
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	92

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Etapas de desenvolvimento. Do autor.	22
Figura 2 - Condições de abrasão - a) Sulcamento; b) Formação de proa; c) Corte - (Mendes, 2009)	24
Figura 3 - Modelo de mecanismo de desgaste por abrasão - Stachowiak e Batchelor (2014).....	25
Figura 4 - Diagrama Temperatura de Tempera - Propriedades Mecânicas do aço AISI H13. Adaptado de Web site Metalravne	28
Figura 5 - Curva TTT para aço H13. Obtido e adaptado de Metals Handbook (2002)	29
Figura 6 - Agrupamento funcional dos lubrificantes sólidos, adaptado de Ludema (1996).....	32
Figura 7 - a) estrutura cristalina do h-BN _ b) estrutura cristalina do MoS ₂ , adaptado de Freitas (2012) e Strapasson (2010).....	33
Figura 8 - Valores de atrito de Coulomb μ e para o fator de atrito interfacial m . Obtido de Shey (1984).	36
Figura 9 - Representação esquemática do teste de ponta. Adaptado de Jung et al. (2012).....	36
Figura 10 - a) Modelo de anel; b) Razão 6:3:2, Bueno (2010)	38
Figura 11 - a) Anel com baixo atrito; b) anel com elevado atrito, adaptado de Bonnemezón et. al (2014)	38
Figura 12 - Comparativo de diversas curvas simuladas e curva de experimento prático. Junior (2007)	41
Figura 13 - Parâmetros para início da realização de simulações. Junior (2007).....	41
Figura 14 - Curvas de atrito geradas no Software de Elementos Finitos LARSTRAN (UT Aachen - Alemanha) – Adaptado de Oliveira, Koller e Schaeffer (2003).....	42
Figura 15 - Resultados de atrito obtidos por Geier pelo ensaio do anel da liga de Alumínio AA6351. Adaptado de Geier (2007)	43

Figura 16 - Fluxograma do Processo de Metalurgia do Pó. UNIEMP (2014)	44
Figura 17 - Ciclo térmico de degradação da parafina em amostras sinterizadas. Martins (2014)	45
Figura 18 - Curva de Compressibilidade de Fe sinterizado (obtida de: www.Infomet)	47
Figura 19 - Efeitos do trabalho a frio sobre ligas da série 3XXX. Obtido e adaptado de ABAL (2015)	50
Figura 20 - Etapas de desenvolvimento do Trabalho	52
Figura 21 - Misturador Duplo Cone	53
Figura 22 - (a) Conjunto ferramental para compactação das amostras - (b) Geometria da matriz de compactação – dimensões em mm.....	53
Figura 23 - Curva de compressibilidade a verde para mistura de aço ferramenta H13 com 1% de MoS ₂	54
Figura 24 - Curva de Compressibilidade a verde da mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 2% MoS ₂	54
Figura 25 - Curva de Compressibilidade a verde da mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 3% MoS ₂	55
Figura 26 - Curva de Compressibilidade a verde da mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 4% MoS ₂	55
Figura 27 - Curva de Compressibilidade a verde da mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 5% MoS ₂	56
Figura 28 - Curvas de Compressibilidade a verde de H13 + 3% Boronid	56
Figura 29 - Curva compressibilidade Aço H13 sem adição de Lubrificante	57
Figura 30 - Representação esquemática do forno de sinterização	57
Figura 31 - Microdurômetro	59
Figura 32 - Microscópio metalúrgico invertido – GX-51	60
Figura 33 - Microscópio eletrônico de varredura	61
Figura 34 - Curvas de atrito simuladas para Alumínio no Software <i>Simufact Forming</i>	62

Figura 35 - Equipamento de ensaio abrasivo "areia seca/disco de borracha".....	63
Figura 36 - Corpos de prova compactados	65
Figura 37 - Perfil esquemático de dureza.....	67
Figura 38 - Corpos de Prova Sinterizados	70
Figura 39 - Densidade dos corpos de prova sinterizados	71
Figura 40 - Corpos de prova com adição de h-BN sinterizados a 1260 ° C	72
Figura 41 - Corpos de prova de h-BN sinterizados a 1150 °C.....	72
Figura 42 - Insertos com adição de h-BN Sinterizados em Caixa	73
Figura 43 - A) inserto de aço H13 laminado– B) inserto sinterizado com MoS ₂	73
Figura 44 - Insertos com adição de h-BN após tratamento térmico	74
Figura 45 - Ataque com solução de Nital 3%	75
Figura 46 - Amostra H X (3% de MoS ₂ a 1.000 N/mm ²) - Sinterizado – Ampliação de 100X.....	75
Figura 47 - Amostra H X (3% de MoS ₂ a 1.000 N/mm ²) - Temperada e revenida – Ampliação de 100X	76
Figura 48 - Espectro apresentando a presença de fase Martensita	76
Figura 49 - Espectro apresentando a presença de Carboneto de Silício	77
Figura 50 - MEV - Imagem amostra F X (H13 +1% MoS ₂ a 1000 N/mm ²) - Ampliação 5.000 X	77
Figura 51 - EDS – Microconstituintes da Área 1 da figura 47.....	78
Figura 52 - EDS – Microconstituintes do Ponto 2 da figura 47	78
Figura 53 - EDS – Microconstituintes do Ponto 3 da figura 47	79
Figura 54 - MEV - Imagem amostra F X - Ampliação 5.000 X.....	79
Figura 55 - Gráfico EDS – Microconstituintes do Ponto 3 da figura 51	80
Figura 56 - a) anel inicial, b) deformação de 20%, c) deformação de 40% e d) deformação 60%	81
Figura 57 - Dados do ensaio em curvas de atrito calibradas	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composição química de alguns aços ferramenta	26
Tabela 2 - Comparativo de composição química, dureza e ensaio de Impacto dos aços H13 convencional, H13 Premium e PM H13.....	29
Tabela 3 - Propriedades dos Aços AISI H 13.....	30
Tabela 4 - Coeficiente de atrito para misturas de C e MoS ₂	39
Tabela 5 - Modelos de atrito, formulações e princípios, adaptada de Geier et al (2007), Britto e Schaeffer (2008)	39
Tabela 6 - Propriedades de pós de Fe sinterizados	48
Tabela 7 - Comparativo das propriedades do Alumínio, aço e Cobre.....	50
Tabela 8 - Densidades a verde – Corpos de Prova H13 + 3% MoS ₂	66
Tabela 9 - Densidade a verde – Corpos de prova H13 + 3% h-BN.....	66
Tabela 10- Involução da microdureza em função do % de mistura do MoS ₂ – Pressão 300 N/mm ²	68
Tabela 11 - Involução da microdureza em função do % de mistura do MoS ₂ – Pressão 1.000 N/mm ²	68
Tabela 12 - Densidades dos CP sinterizados de H13 com adição de MoS ₂	69
Tabela 13 - Micro análise química (EDS) da amostra F X – ampliação 5.000 X.....	79
Tabela 14 - Micro análise química (EDS) da amostra F X – ampliação 20.000 X...	80
Tabela 15 - Corpos de Prova ensaiados	81
Tabela 16 - Dados do ensaio abrasivo com tempo de 15 minutos.....	84
Tabela 17 Estimativa de ganho de produção com acréscimo de 12% em vida de ferramental.	85

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolo	Denominação	Unidade
D	Diâmetro final	[mm]
D_0	Diâmetro inicial	[mm]
d_i	Diâmetro interno	[mm]
f	Modelo Geral de Atrito	[-]
h	Altura final	[mm]
h_0	Altura inicial	[mm]
i	Corrente elétrica:	[A]
kf	Tensão de escoamento	[MPa]
l	Comprimento	[mm]
m	Fator de atrito Interfacial	[-]
m	Massa	[kg]
P	Pressão	[N/mm ²]
p^t	Porosidade Total Percentual	[%]
T	Temperatura	[°C]
t	Tempo	[s]
V	Volume	[cm ³]

Símbolos Gregos

δ	Alongamento	[%]
μ	Coefficiente de atrito	[-]
σ	Resistência à tração	[MPa]
σ_r	Tensão de ruptura	[MPa]
ρ	Densidade	[g/cm ³]

ρ_S	Densidade do Sinterizado	[g/cm ³]
ρ_T	Densidade Teórica	[g/cm ³]
ρ_{TA}	Densidade Teórica do constituinte A	[g/cm ³]
ρ_{TB}	Densidade Teórica do constituinte B	[g/cm ³]
ρ_{TC}	Densidade Teórica do Composto	[g/cm ³]
ε	Deformação relativa	[%]
$\Delta\phi$	Varição em diâmetro	[mm]
Δh	Varição em altura	[mm]

LISTA DE ABREVIATURAS

- AISI: American Iron and Steel Institute
- ASTM: American Society for Testing and Materials
- CIM: Moldagem de pós cerâmicos por injeção
- DRX: Difração de Raios-X
- EDS: Espectroscopia de Energia Dispersiva
- GDER: Grupo de Energias Renováveis
- HB: Dureza Brinell
- h-BN: nitreto de Boro Hexagonal
- HRC: Dureza Rockwell C
- HV: Dureza Vickers
- ISO: International Organization for Standardization
- LdTM: Laboratório de Transformação de Mecânica
- MEV: Microscopia eletrônica de varredura
- MIM: (Metal Injection Moulding) Moldagem de pós metálicos por injeção
- MO: Microscopia ótica
- MoS₂: Bissulfeto de Molibdênio
- MP: Metalurgia do Pó
- MPI: Moldagem do Pó por injeção
- NBR: Norma Brasileira
- PÇ/dia: Peça por dia
- PÇ/h: Peça por hora
- PÇ/mês: Peça por mês.
- PELBD: Polietileno Linear de Baixa Densidade
- PTFE: Politetrafluoretileno
- RPM: Rotações por minuto

- UNIEMP – Instituto UNIEMP
- UFRGS: Universidade Federal do Rio Grande do Sul

RESUMO

O presente trabalho apresenta o desenvolvimento de um inserto em aço ferramenta AISI H13 obtido por meio do processo de Metalurgia do Pó com a adição de lubrificante sólido na sua composição, que tem a finalidade de conferir propriedades autolubrificantes ao mesmo. Foram utilizados os pós de MoS₂ e de h-BN para promover a redução do coeficiente de atrito. Adicionou-se o lubrificante MoS₂ ao pó de aço ferramenta na etapa de mistura dos pós, em concentrações que variaram de 1% a 5%. Da mesma forma, foram confeccionados corpos de prova substituindo o MoS₂ por h-BN. Após a compactação de todos os corpos de prova eles foram sinterizados. A mistura com h-BN apresentou grande formação de óxido durante os processos de sinterização e de tratamento térmico, sendo descartada sua utilização para os ensaios de abrasão para verificar desgaste e para os ensaios do anel que determinam o coeficiente de atrito. Conforme as análises realizadas, pode-se observar a formação de fases distintas, com ilhas de lubrificante MoS₂ em matriz ferrítica. Utilizou-se o ensaio do anel para determinação do coeficiente de atrito de Coulomb – μ , e anéis de Alumínio como corpos de prova para este ensaio. Os insertos de MoS₂ apresentaram ótimos resultados neste ensaio, e foram similares a experimentos realizados por outros pesquisadores que utilizaram o mesmo sistema tribológico deste trabalho - H13 como ferramenta, MoS₂ como lubrificante e anéis de Alumínio para conformação. A diferença satisfatória obtida pelo material confeccionado neste estudo em relação aos obtidos da literatura pesquisada está na forma de utilização do lubrificante, que neste caso foi adicionado à matriz pelo processo de Metalurgia do Pó, enquanto que nos trabalhos analisados o lubrificante foi borrifado sobre a matriz.

Palavras chave: Aço ferramenta Sinterizado, autolubrificante, inserto.

ABSTRACT

The present work describes the development of an insert of tool steel AISI H13 obtained by powder metallurgy process with the addition of solid lubricant in the composition, in order to impart self-lubricating properties. MoS₂ and h-BN powder were used to promote the reduction of the friction coefficient. It was added MoS₂ lubricant with the tool steel powder in the mixing step at concentrations ranging from 1% to 5%. Similarly were prepared specimens replacing MoS₂ for h-BN. After compression of the samples they were also sintered. The mixture with h-BN showed extensive formation of oxide during the sintering process and heat treatment, and discarded their use for the abrasion test for wear and ring assays for the determination of the friction coefficient. Through the analysis carried out, were observed the formation of distinct phases with lubricant MoS₂ islands in ferritic matrix. The tests for friction in samples with MoS₂ showed good results, similar to experiments by other researchers who used the same tribological system of this work - H13 as a tool, MoS₂ as a lubricant and aluminum rings for conformation. Satisfactory difference obtained by the material made in this study compared to those obtained from the literature is in the form of use of the lubricant, which in this case was added to the matrix by the powder metallurgy process, whereas in the studies analyzed the lubricant was sprayed onto the matrix.

Keywords: Sintered tool steel, self-lubricating, insert

1. INTRODUÇÃO

As perdas econômicas e o impacto ambiental oriundos de fenômenos tribológicos têm sido constantemente analisados na literatura. O fato que marcou o início destas análises foi o relatório de H. Peter Jost, em 1966, para o Comitê do Departamento Inglês de Educação e Ciência. Jost expõe dados referentes às perdas por desgaste em ferramental e os impactos ocasionados por este.

Parucker (2008) apresenta que perdas de 2 a 5% do PIB mundial estão relacionadas com problemas de desgaste e corrosão ocasionados pela deficiência em lubrificação, que faz com que se tenha uma perda de aproximadamente 35% de toda energia mecânica produzida mundialmente. Assim sendo, é fundamental manter um baixo coeficiente de atrito entre corpos em contato, especialmente nos que apresentam movimento relativo entre si, com o objetivo de redução do desgaste e também de economia de energia e de preservação do meio ambiente, como já foi mencionado.

Pesquisadores como Binder (2013), Parucker et. al (2014), Juste (2012), entre outros, têm voltado suas pesquisas para a busca de melhores condições tribológicas (atrito tendendo a zero). Esta busca está muito longe do fim, visto que, mesmo com os avanços alcançados é praticamente impossível obter tal condição. São inúmeras as variáveis envolvidas, como por exemplo, o material da ferramenta, o material da geratriz, o lubrificante, a temperatura da ferramenta e a temperatura da geratriz, entre outras.

De acordo com Oliveira, Koller e Schaeffer (2004), deve-se estabelecer uma fina película de lubrificante, e estes, por sua vez, devem ter boa resistência ao cisalhamento, boa capacidade de escoamento e preferencialmente ser biodegradável, a fim de apresentar um bom desempenho durante os processos de conformação, principalmente se forem a quente.

Parucker (2008) também salienta que apesar da lubrificação hidrodinâmica ser a mais utilizada, deve-se ter alguns cuidados com sua aplicação, pois, em situações de temperaturas muito altas ou muito baixas, o lubrificante pode reagir quimicamente e agir como contaminante.

No segmento de lubrificantes uma tecnologia que vem despontando e demonstrando ser muito eficiente é a lubrificação sólida.

De acordo com Juste (2012), os grandes setores geradores de riquezas como o automotivo, aeroespacial, petroquímico e de bens de consumo duráveis, entre outros, apresentam forte interesse nesta tecnologia, pois, vislumbram a possibilidade de aumentar a durabilidade e confiabilidade, bem como a qualidade e o desempenho de componentes.

Conforme Miyoshi, apud Straffelini (2015), os lubrificantes sólidos promovem excelente lubrificação, essencialmente a seco, sobre duas superfícies que se encontram em contato e com movimentação relativa entre si.

Apesar de estar há pouco tempo sendo difundida, a lubrificação sólida apresenta uma gama bem ampla de materiais com este fim.

Conforme Rapoport et al. (2003); Donnet e Erdemir (2004); Deng, Can e Sun (2005); Juste (2012), os lubrificantes sólidos mais utilizados são: grafita, MoS_2 , WS_2 e politetrafluoretileno (PTFE), os quais são depositados nas superfícies que estão em contato ou adicionados no volume do material das regiões em contato.

Erdemir, apud Binder (2009) ressalta que os lubrificantes sólidos lamelares, como por exemplo, o MoS_2 e o h-BN, possuem baixa tensão de cisalhamento e alta resistência ao desgaste devido a sua estrutura cristalina, podendo também ser aplicados como filmes finos ou pulverizados sobre a superfície na forma de pó.

Ao se verificar as formas de aplicação da lubrificação sólida percebe-se que existem vários caminhos para obter o resultado desejado, mas deve-se ter em mente que cada forma de aplicação apresenta inconvenientes particulares.

Binder (2009) expõe que a aplicação na forma de filmes ou de camadas pode acarretar em prejuízo ao ferramental quando ocorrer desgaste do filme ou da camada. Comenta ainda, que para possibilitar um aumento de vida das ferramentas pode-se incorporar lubrificante sólido no volume das mesmas na forma de partículas dispersas ou precipitadas de segunda fase. Uma maneira de se realizar esta incorporação é por meio das técnicas de Metalurgia do Pó (MP), mais precisamente

nas etapas de mistura e sinterização respectivamente, gerando assim um material compósito de baixo coeficiente de atrito (μ).

De acordo com Martins (2010), Binder (2009) e Parucker (2008), na MP pode-se optar pelo processo convencional também conhecido por compactação, ou pelo processo de Moldagem de Pós por Injeção (*Powder Injection Moulding* - PIM). Este último requer maiores habilidades do usuário, visto que necessita de:

- ✓ Maquinário é sofisticado;
- ✓ Maiores cuidados com a temperatura de processo;
- ✓ Matéria prima apresenta custo mais elevado.

Binder (2009) também comenta que o PIM, apesar de ter custo mais elevado apresenta maiores produção e flexibilidade no processo quando aplicado na produção de peças complexas e de micro componentes.

Campos et. al (2015) apresenta em seu trabalho testes que foram realizados em aços autolubrificante produzidos pelo processo de PIM, com diferentes teores de SiC e com variação da temperatura para as sinterizações (1100 °C, 1150 °C e 1200 °C).

Campos conclui pelos experimentos realizados que a temperatura de sinterização tem um efeito desprezível sobre o comportamento tribológico dos aços sinterizados. Convém citar que a temperatura neste caso não teve influência, indo na contra mão de diversos autores, que mencionam problemas relacionados à temperatura como trincas e contração.

1.1 Objetivos e Justificativa

Este trabalho tem por objetivo principal o desenvolvimento de inserto de aço ferramenta H13 com partículas de lubrificante sólido agregadas à estrutura, os quais serão principalmente utilizados em ferramentas de conformação a frio para calibragem.

Sendo o setor automotivo um dos principais mercados em que os processos de conformação estão inseridos, estes necessitam de ferramental adequado que, por vezes, requerem revestimentos e/ou recobrimentos, os quais elevam os custos do ferramental justificando o desenvolvimento de novos materiais.

Estes materiais devem apresentar características apropriadas, entre elas, baixo atrito, elevada resistência à fadiga térmica e alta durabilidade, para evitar parcial ou totalmente a realização de processos complementares como o recobrimento superficial, por exemplo. Por todos os aspectos mencionados justificam-se os estudos e a criação do inserto proposto.

1.2 Ineditismo

Alguns trabalhos desenvolveram a fabricação de materiais autolubrificantes pelo processo de moldagem de pós por injeção (PIM). Porém, a utilização da MP convencional faz deste trabalho um avanço da pesquisa de qualidade e é inédita na produção de aço ferramenta autolubrificante. Há de se considerar que o custo de processo na MP convencional é inferior aos demais processos da MP, como o caso do PIM.

A figura 1 apresenta as etapas utilizadas para o desenvolvimento dos estudos deste trabalho, as quais serão apresentadas com maiores detalhes nos capítulos seguintes.

Confecção de insertos de aço ferramenta H13 sinterizados com adição de lubrificante sólido MoS₂

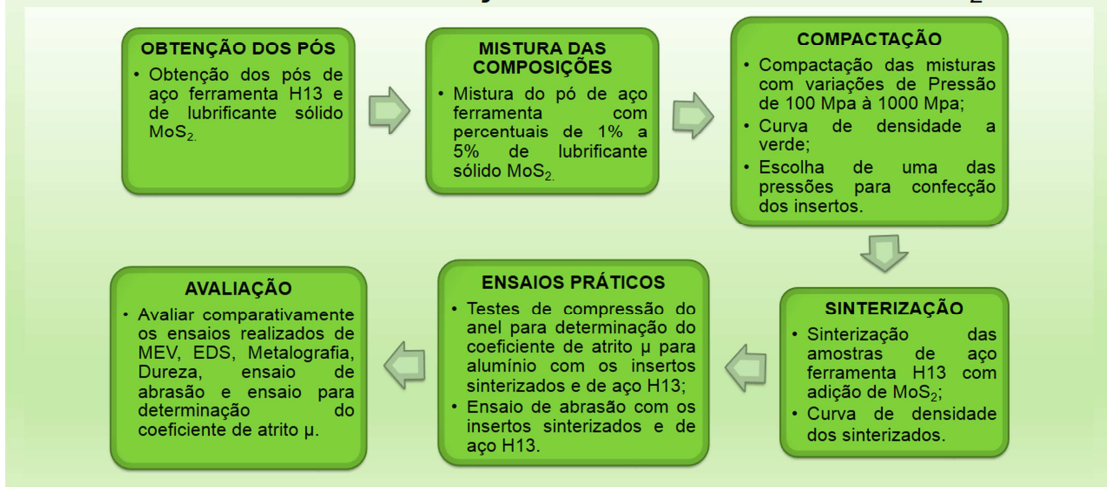


Figura 1 - Etapas de desenvolvimento. Do autor.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Atrito e Desgaste

Nos meios acadêmico e industrial, o atrito entre corpos em contato é considerado o principal fator no desgaste de componentes. Pesquisadores como Jost (1966), Schey (1984), Hutchings (1992), Petersen, Martins e Bay (1997), Rao, Prasad e Xie (2011), Hammes et.al (2015) apresentam o mecanismo de desgaste por atrito em suas pesquisas.

Helman e Cetlin (1983) consideram que o atrito é uma força natural, sendo o mecanismo pelo qual as forças de resistência superficiais ao deslizamento se desenvolvem entre dois corpos em contato. Para estes autores, a origem na resistência ao cisalhamento é um tipo de força de atrito, que tem origem em um processo de “arar” o metal mais duro sobre a superfície do metal mais dúctil.

Conforme Schey (1984), quando se realiza uma deformação, a pressão aplicada entre as matrizes é transmitida para o material, conformando-o. Esta provoca movimento relativo entre o ferramental e o material, observando-se o atrito na interface mencionada.

Nos processos de forjamento, o atrito tem participação direta na vida das matrizes e na força aplicada na operação, tendo influência na qualidade superficial da peça, na microestrutura e no fluxo do material nas cavidades das matrizes.

Formas de desgaste que ocorrem normalmente nos processos de conformação de metais são apresentadas por Rooij (1998): desgaste por deslizamento e desgaste abrasivo. Rooij comenta que a abrasão se dá pela penetração superficial de uma protuberância dura, devido à rugosidade elevada de uma ferramenta, ou por alguma partícula dura, como um óxido por exemplo (no caso de forjados a quente a carepa), que eventualmente adentre a região de deslizamento.

Para Hutchings (1992), não existe uma fronteira definida entre os dois tipos de desgaste, podendo por vezes, ocorrerem simultaneamente.

Hokkirigawa et al. (1998) observou que partículas dura causam riscos em materiais mais moles, e os danos gerados por estas apresentam-se de três formas, conforme as diferentes condições de abrasão, e que são apresentadas na figura 2.

"Apesar de o desgaste abrasivo acontecer em superfícies que se encontram em movimento relativo, ele é diferenciado do desgaste por deslizamento, pois nesse último não há, ao menos inicialmente, uma partícula abrasiva entre as superfícies em contato (Mendes, 2009)."

Mendes observou e concluiu que somente no início do fenômeno de dano é possível validar o desgaste por deslizamento e desgaste abrasivo. É considerado abrasivo aquele que em seu início se dá pela penetração de uma partícula dura. Por outro aspecto, se o dano iniciar com a adesão entre os materiais em contato, denominar-se-á desgaste por deslizamento.

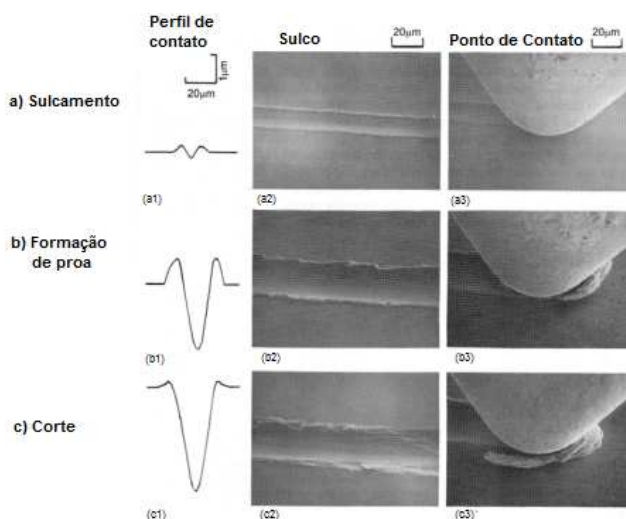


Figura 2 - Condições de abrasão - a) Sulcamento; b) Formação de proa; c) Corte - (Mendes, 2009)

Em 1981, Sasada apresenta um modelo em que é sugerido o aparecimento de uma partícula de desgaste por deslizamento. Identifica-se neste modelo o primeiro contato entre as superfícies dos picos das asperezas, o limite de resistência destes picos é ultrapassado quando do escorregamento, ocorrendo então a ruptura das junções. Com estas rupturas (junções entre asperezas), são formados novos pontos de contato (junção entre os elementos de transferência) pelos materiais desprendidos (elementos de transferência).

Sasada não é apresenta em seu modelo a forma que estas como as partículas ou elementos de transferência podem causar danos ao ferramental, nem como a adesão pode levar a abrasão. De acordo com o que foi exposto no modelo

de Sasada, supõe-se que o proposto processo pode ocorrer em vários pontos em simultâneo, que torna inevitável o desgaste prematuro da ferramenta.

É proposto por Stachowiak e Batchelor (2014) um modelo o qual demonstra de que forma a evolução do desgaste por deslizamento pode levar à abrasão. Para tal, é demonstrado que devido ao encruamento das partículas estas se apresentam na forma de um abrasivo entre as superfícies que levam ao sulcamento das faces e a nucleação de trincas no entorno das mesmas. Este modelo pode ser visualizado na figura 3.

Carlsson e Olsson (2006) realizaram a substituição de lubrificante por filmes sólidos na forma de revestimento pelo processo PVD de CrN e de outros quatro tipos diferentes de substratos, conferindo menor atrito ao tribossistema do que se estivesse trabalhando apenas metal contra metal. Segundo eles, este procedimento resultou em menor adesão, e conseqüentemente, menor desgaste ao ferramental.

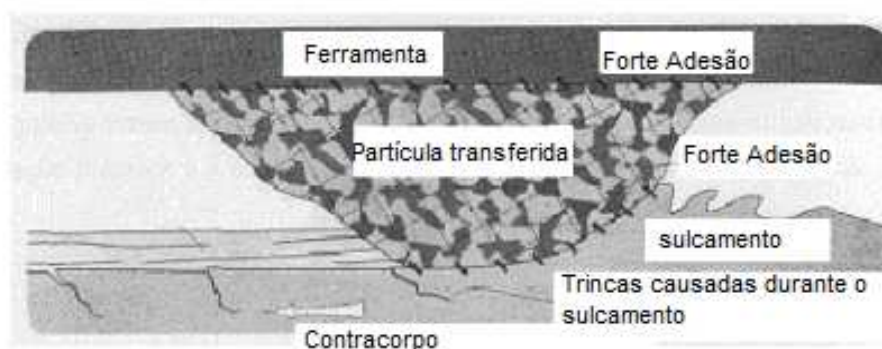


Figura 3 - Modelo de mecanismo de desgaste por abrasão - Stachowiak e Batchelor (2014)

Leite et al. (2008) comentam em seu trabalho que outro fator determinante para o aumento da adesão é a rugosidade. Segundo eles a quantidade de picos existente é mais significativa do que a altura dos mesmos, pois, havendo deformação plástica, a adesão dar-se-á preferencialmente nos picos.

Viáfara e Sinatora (2009) apontam que a dureza da peça influencia no desgaste prematuro do ferramental, caso as faixas de dureza estejam próximas.

2.2 Aços ferramentas

De acordo com o Metals Handbook (1991) os aços comumente utilizados na fabricação de ferramentas (punções e/ou matrizes) nos processos de estampagem e de forjamento a frio fazem parte da família de materiais denominada Aços Ferramenta. A tabela 1 apresenta a designação ou o nome comercial de alguns destes aços e suas respectivas composições químicas.

Tabela 1- Composição química típica de alguns aços

Designação ou nome comercial	Composição ^(a) , %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Co
Aços médio Carbono - Baixa liga								
4130	0.28-0.33	0.40-0.60	0.20-0.35	0.80-1.10	...	0.15-0.25
4140	0.38-0.43	0.75-1.00	0.20-0.35	0.80-1.10	...	0.15-0.25
4330 Mod (AMS 6411)	0.28-0.33	0.65-1.00	0.15-0.35	0.75-1.00	1.65-2.00	0.35-0.50	0.05-0.10	...
4340	0.38-0.43	0.60-0.80	0.20-0.35	0.70-0.90	1.65-2.00	0.20-0.30
300M	0.40-0.46	0.65-0.90	1.45-1.80	0.70-0.95	1.65-2.00	0.30-0.45	0.05 min	...
D-6A	0.42-0.48	0.60-0.90	0.15-0.30	0.90-1.20	0.40-0.70	0.90-1.10	0.05-0.10	...
6150	0.48-0.53	0.70-0.90	0.20-0.35	0.80-1.10	0.15-0.25	...
8640	0.38-0.43	0.75-1.00	0.20-0.35	0.40-0.60	0.40-0.70	0.15-0.25
Aços endurecíveis ao ar - Média liga ^(b)								
H11 Mod	0.37-0.43	0.20-0.40	0.80-1.00	4.75-5.25	...	1.20-1.40	0.40-0.60	...
H13	0.32-0.45	0.20-0.50	0.80-1.20	4.75-5.50	...	1.10-1.75	0.80-1.20	...
Aços de alta resistência à fratura								
AF 1410	0.13-0.17	0.10 max	0.10 max	1.80-2.20	9.50-10.50	0.90-1.10	...	13.50-14.50
HP 9-4-20	0.16-0.23	0.20-0.40	0.20 max	0.65-0.85	8.50-9.50	0.90-1.10	0.06-0.12	4.25-4.75
HP 9-4-30	0.29-0.34	0.10-0.35	0.20 max	0.90-1.10	7.0-8.0	0.90-1.10	0.06-0.12	4.25-4.75

Fonte: Adaptado de Metals Handbook (1991)

De 1868 para os dias atuais estes materiais evoluíram de simples ligas de Ferro e Carbono para ligas complexas altamente ligadas, ou seja, uma liga de Ferro-Carbono com elementos de adição (Níquel, Cromo, Manganês, Tungstênio, Molibdênio, Vanádio, Silício, Cobalto e Alumínio) com teores mínimos de adição

destes elementos somando entre 10 e 12%. Como exemplo, os aços H13 apresentam teores médios de Si - 1,0%, Cr - 5,0%, V - 1,0% e Mn - 1,5%.

Sabe-se que Aços Ferramenta apresentam custo elevado quando comparados com aços convencionais de baixa liga, e que ao optar por este tipo de material para fabricação de matrizes de conformação espera-se obter maior vida útil da ferramenta. Com isso relaciona-se também maior resistência à fadiga, ao desgaste e à fratura, visando diluir na produção a diferença de aumento de custo da matéria prima da ferramenta.

Mendes (2009) apresenta um comparativo de desgaste de punções de aço H13 utilizados em calibragem a frio. Neste trabalho utilizou-se para efeito de comparação aços sem e com revestimento superficial obtido por processos termoquímicos.

Na comparação de Mendes, os aços com revestimento apresentaram melhor resistência ao desgaste aumentando muito a vida útil do ferramental. A figura 4 apresenta o Diagrama de Temperatura de Têmpera - Propriedades Mecânicas de aços ferramenta da classe "H" (H13). Visualiza-se neste diagrama que os aços H13 apresentam baixa resistência à tração, conseqüentemente elevada tenacidade.

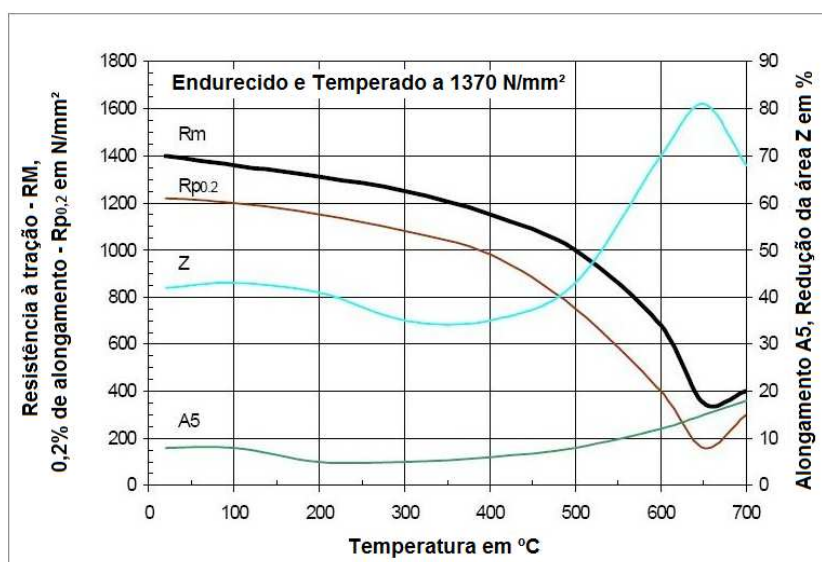


Figura 4 - Diagrama Temperatura de Têmpera - Propriedades Mecânicas do aço AISI H13. Adaptado de Web site Metalravne

No Metals Handbook (1998) é exposto um comparativo entre a dureza obtida e os resultados de ensaio Charpy para o aço H13 convencional (laminado), H13 Premium (processamento especial com controle do teor de enxofre) e o PM H13 (produzido por Metalurgia do Pó), podendo ser verificados na tabela 2.

Tabela 2 - Comparativo de composição química, dureza e ensaio de Impacto dos aços H13 convencional, H13 Premium e PM H13

Material	Composição, % em peso						
	C	Mn	S	Si	Cr	Mo	V
NADCA PQ H13	0.40	0.35	0.005 max	1.00	5.25	1.35	1.00
Convencional H13-S	0.38	0.72	0.15	0.96	5.20	1.36	1.00
PM H13-S	0.36	0.34	0.17	1.00	5.50	1.60	0.85

Material	Dureza, HRC	Charpy Entalhe - V Impacto J (ft · lbf)
NADCA PQ H13	46	13.5 (10)
Convencional H13-S	45	2.7 (2)
PM H13-S	45	11.5 (8.5)

Analisando a tabela 2 os autores identificaram que mesmo com valor de Enxofre elevado ($S = 0,17\%$) os resultados de dureza e do ensaio de impacto foram superiores aos do aço H13 convencional, ficando próximos dos valores do aço H13 Premium que apresenta um teor controlado de Enxofre ($S = 0,005$).

O Metals Handbook (2002) apresenta que a estrutura obtida após o tratamento térmico dos aços ferramenta é o motivo que irá lhe conferir melhores propriedades mecânicas. O meio de resfriamento após o tratamento térmico influencia diretamente na estrutura obtida. A figura 5 apresenta a curva de transformação sob resfriamento contínuo para o aço ferramenta H13.

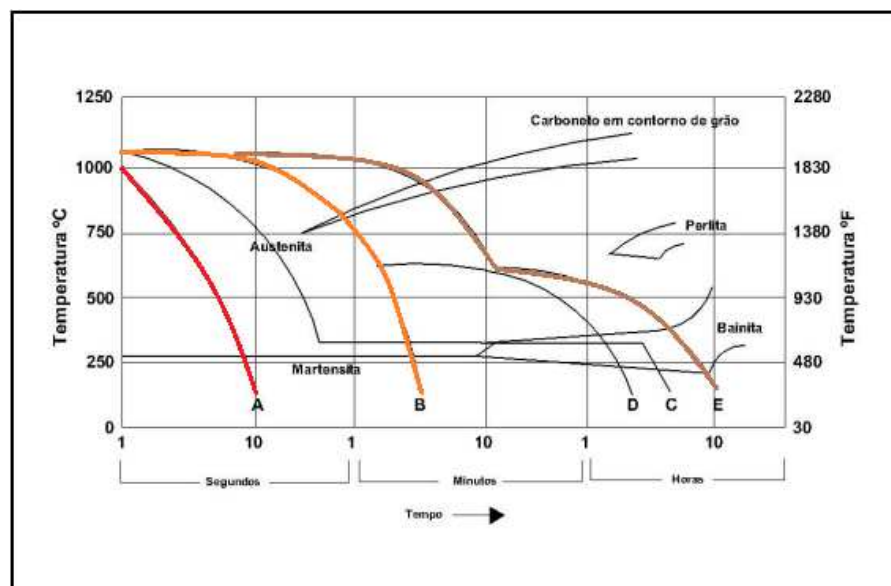


Figura 5 - Curva TTT para aço H13. Obtido e adaptado de Metals Handbook (2002)

Percebe-se neste gráfico que a linha “A” apresenta a formação de estrutura martensítica total, com resfriamento brusco, ao passo que as linhas “B” e “E” apresentam um resfriamento mais brando ocorrendo a formação de carbonetos, o que prejudica um pouco a tenacidade do material

2.2.1 Aços Ferramentas para Calibragem

Mendes (2009) apresenta em seu trabalho de campo a utilização de aços ferramenta das classes “M” e “H” para processos de estampagem a frio. Os aços da classe “H” foram utilizados para etapas de calibragem com e sem revestimento, neste caso, com revestimento “TiNC”. Os testes realizados por Mendes apresentaram melhora significativa na performance dos punções de calibragem em aço H13 revestidos com TiNC, obtidos pelo processo de PVD em câmara de evaporação por arco catódico.

Altan (1999) expõe que a operação de calibragem visa reduzir a espessura da parede dos produtos produzidos pelo processo de embutimento, bem como eliminar pequenas distorções em produtos conformados.

Monteil, Gréban e Roizard (2008) verificaram que a redução de lubrificação em punções durante os processos de estampagem e de calibragem favoreceu o aumento do desgaste, ao passo que a utilização de lubrificação em percentuais variados reduziu em até duas vezes e meia o fator desgaste.

2.2.2 Densidade de Aços Laminados

Os aços laminados, quer sejam de médio ou de alto Carbono, de baixa ou de alta liga, apresentam propriedades físicas muito similares. A densidade é uma destas propriedades. Pode-se verificar na tabela 3 algumas propriedades dos aços laminados AISI H13.

Tabela 3 - Propriedades dos Aços AISI H 13

Propriedades	20 °C	-	350 °C	-	-	700 °C	
Densidade - ρ (kg/dm ³)	7,85	-	-	-	-	-	
Condutividade Térmica (W/mK)	24	-	28,3	-	-	29,3	
Gradiente de Temperatura °C	20 °C - 100 °C	20 °C - 200 °C	20 °C - 300 °C	20 °C - 400 °C	20 °C - 500 °C	20 °C - 600 °C	20 °C - 700 °C
Coef. Exp. Térmica (10 ⁶ m/mK)	11,5	12	12,2	12,5	12,9	13	*

* (Não verificado)

Fonte: Adaptado de <http://www.serrametal.com.br>. Acesso 10 ago. 2015

2.3 Materiais de Baixo Coeficiente de Atrito

Segundo Binder (2009), material compósito é todo aquele material que possui pelo menos duas fases quimicamente distintas e insolúveis, as quais se apresentam combinadas tridimensionalmente e com uma interface claramente definida.

Binder ressalta ainda que incorporar lubrificante sólido disperso em uma matriz metálica faz este compósito pertencer ao grupo denominado de “materiais de baixo coeficiente de atrito”.

Como já foi visto, atrito e desgaste provêm do contato entre corpos, daí a utilização de compósitos visando à redução do atrito com a adição de lubrificantes sólidos em uma matriz metálica.

A utilização de compósitos autolubrificantes se deu primeiramente para suprir a necessidade de lubrificação de componentes onde se fazia necessária lubrificação permanente e não havia a possibilidade de utilização de óleos e graxas.

Parucker (2008) comenta que os primeiros compósitos autolubrificantes utilizavam matriz estrutural de Bronze, Cobre, Prata e Ferro puro. Para lubrificação dispersa na matriz utiliza-se: bissulfeto de Molibdênio (MoS_2), Prata (Ag), politetrafluoretileno (PTFE) e disseleneto de Tungstênio (WS_2).

Ludema (1996) apresenta um agrupamento de lubrificantes dividido em quatro grupos conforme está demonstrado na figura 6. Os grupos A e B são alternativos para utilização onde a lubrificação líquida se faz ineficiente ou inadequada. Os grupos B e C apresentam baixo coeficiente de atrito quando submetidos à altas cargas e o grupo D é o grupo que representa os abrasivos com alto coeficiente de atrito.

Conforme verificado na literatura, diversos autores como Parucker et. al (2014) e Elkady et.al (2015) entre outros, têm apresentado estudos sobre a utilização do MoS_2 e h-BN como boas alternativas para lubrificação sólida.

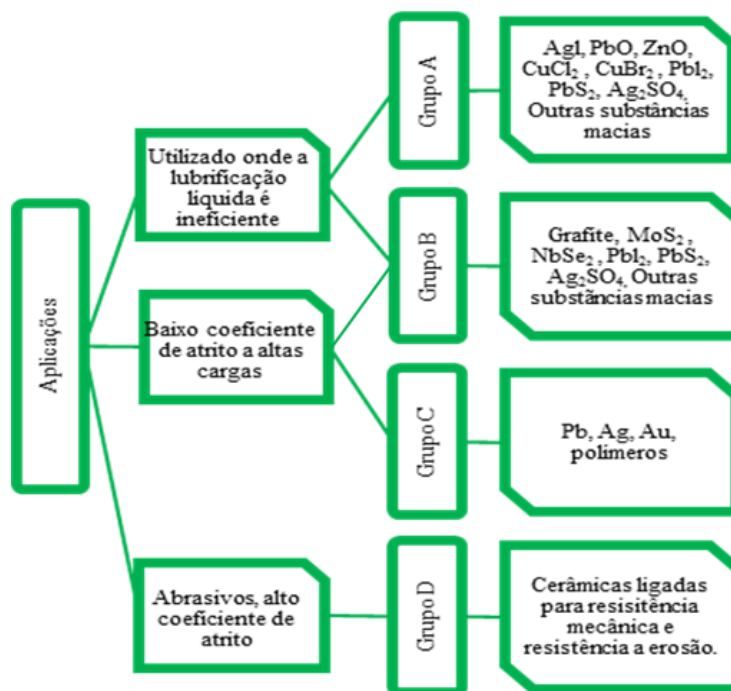


Figura 6 - Agrupamento funcional dos lubrificantes sólidos, adaptado de Ludema (1996)

2.3.1 Bissulfeto de Molibdênio

Para Geier (2007), a explicação mais antiga para as propriedades do grafite sugere que a resistência ao cisalhamento paralelo às camadas de átomos é muito pequena. Isto permitiria que as camadas de átomos deslizassem uma sobre as outras como cartas em um baralho, e faria com que o grafite atuasse como um lubrificante limite.

Essa explicação foi aceita até a 2ª Guerra Mundial, quando se verificou que os carvões de grafite em geradores elétricos que eram usados em aviões desgastavam-se muito rapidamente.

O mecanismo de lubrificação de grafite e de bissulfeto de Molibdênio é acreditado para ser resultado do movimento relativamente livre de camadas adjacentes destas substâncias.

“Uma investigação sobre esse efeito, feita por Savage, mostrou que o grafite tem propriedades tribológicas muito pobres na ausência de vapores condensáveis. Esse efeito é muito marcante e a quantidade de vapor necessário para uma lubrificação efetiva pode ser muito baixa: por exemplo, expondo o

grafite seco a uma pressão de 400 N/m^2 de vapor d'água, diminui o volume de desgaste em três ordens de grandeza, e o coeficiente de atrito reduz por um fator igual a cinco. (STOETERAU, 2004)".

Segundo Stachowiak e Batchelor (2014), as características tribológicas de filmes lubrificantes de grafite e bissulfeto de Molibdênio são muito semelhantes. Isto é em parte devido a sua semelhança considerável na estrutura cristalina. As camadas de bissulfeto de Molibdênio são bastante flexíveis e podem deslizar umas sobre as outras repetidamente, sem danos. Apurou-se que, com repetidos deslizamentos, filmes de bissulfeto de Molibdênio podem mover distâncias significativas sobre a superfície desgastada.

Parucker et.al (2014) comenta que o MoS_2 pode ser utilizado como lubrificante sólido nos processos de Metalurgia do Pó, mas deve-se ater à reação entre os componentes base da matriz para evitar reações indesejadas, como formação de óxidos, por exemplo.

2.3.2 Nitreto de Boro Hexagonal (h-BN)

De acordo com Wang, apud Tharajak 2015, o h-BN é uma das formas cristalinas do nitreto de Boro (BN), que é conhecido como grafite branco por sua estrutura se assemelhar não só ao grafite mas também ao bissulfeto de Molibdênio (MoS_2). A figura 7 apresenta as estruturas cristalinas do h-BN e do MoS_2 .

De acordo com Freitas (2012), o h-BN é bastante empregado em processos de lubrificação sólida, pois apresenta elevada condutividade e estabilidade térmica, além de boa inércia química, baixa densidade, resistência à oxidação, baixa toxicidade e alto ponto de fusão.

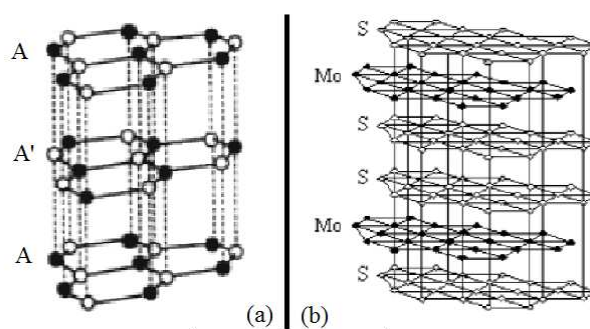


Figura 7 - a) estrutura cristalina do h-BN _ b) estrutura cristalina do MoS_2 , adaptado de Freitas (2012) e Strapasson (2010)

2.3.3 Característica para lubrificantes de conformação mecânica

Segundo Mang (1983), a grande diversidade de condições na conformação mecânica faz com que os lubrificantes devam funcionar perfeitamente.

Vários aspectos devem ser levados em conta para traçar um método sistemático de seleção de lubrificantes. Alguns atributos são geralmente desejáveis, tais como:

- ✓ A separação de ferramenta do material de trabalho;
- ✓ O atrito controlado;
- ✓ A prevenção de soldagem fria;
- ✓ Controle do acabamento superficial;
- ✓ Reatividade com o material de trabalho e/ou superfície da ferramenta;
- ✓ Estabilidade controlada;
- ✓ Facilidade de aplicação e de remoção;
- ✓ Facilidade no manuseio;
- ✓ Segurança e baixo custo.

2.3.3.1 Separação de ferramenta do material

Conforme Geier (2007), a redução do desgaste do ferramental é desejada. Por isso, um filme contínuo não necessita apresentar espessura constante, mas deve proteger a superfície das matrizes, pois, várias partículas oriundas do desgaste devem sair com o lubrificante, não mantendo o contato abrasivo com o ferramental.

2.3.3.2 Atrito controlado

Segundo Mang (1983) o atrito deve ser controlado e buscando obter o menor valor possível para o mesmo. Porém, em algumas situações, como na Laminação, por exemplo, é desejável que se tenha um valor mínimo de atrito para que assegure a tração do metal em processo.

Os aspectos mencionados mostram que o atrito em muitos casos se faz necessário para execução de determinados processos de conformação. Embora seja existente, este atrito precisa ser controlado visando minimizar o desgaste das ferramentas de conformação e ter o menor custo de processo.

Um dos pontos chave de controle do atrito é o acabamento superficial da ferramenta, que deve ser uniforme por toda a superfície do material de trabalho.

2.3.3.3 Reatividade do material e/ou a superfície da ferramenta

De acordo com Schaeffer (2005), a alta reatividade durante sua passagem ao longo da zona de deformação geralmente é desejável, particularmente se as reações ocorrerem no material de trabalho. Se este for basicamente reativo, o material da ferramenta deve apresentar filmes de proteção para as tais reações, pois, qualquer dano causado aos filmes deve ser rapidamente reparado.

O lubrificante deve ser anticorrosivo para as ferramentas, para o equipamento ou para o produto acabado.

2.4 Métodos para obtenção do coeficiente de atrito

Shey (1984) apresenta valores de atrito obtidos para o coeficiente de atrito de Coulomb - μ e para o fator de atrito interfacial - " m ". Tais valores podem ser visualizados na figura 8.

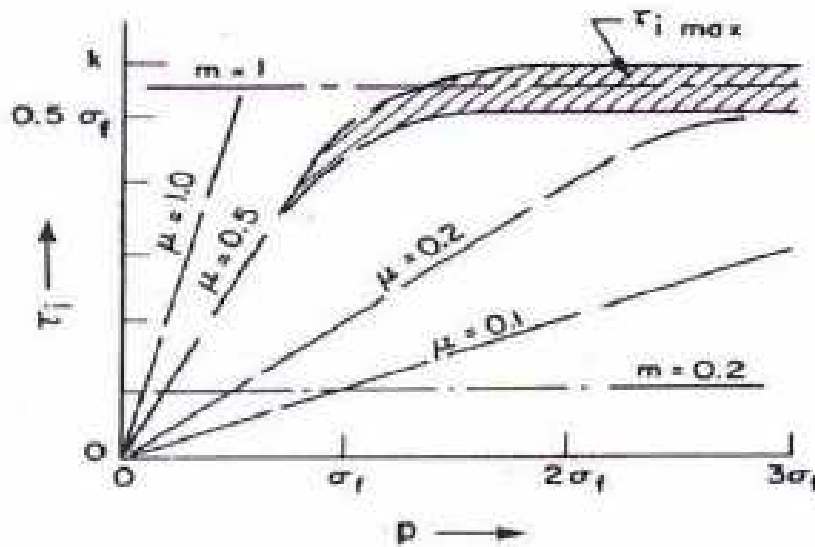


Figura 8 - Valores de atrito de Coulomb μ e para o fator de atrito interfacial m . Obtido de Shey (1984).

Jung et al. (2012) apresentam em seu trabalho o teste de ponta, o qual, segundo eles, pode ser utilizado para diferenciar variáveis como a rugosidade da superfície, a velocidade de deformação, os tipos de lubrificantes e material de atrito. Apontam também em seus estudos que este método é mais eficiente do que outros comumente utilizados para determinação das condições de atrito para forjamento a frio. Este teste apresenta uma combinação dos processos de furação por puncionamento e de extrusão inversa. Uma representação esquemática é apresentada na figura 9.

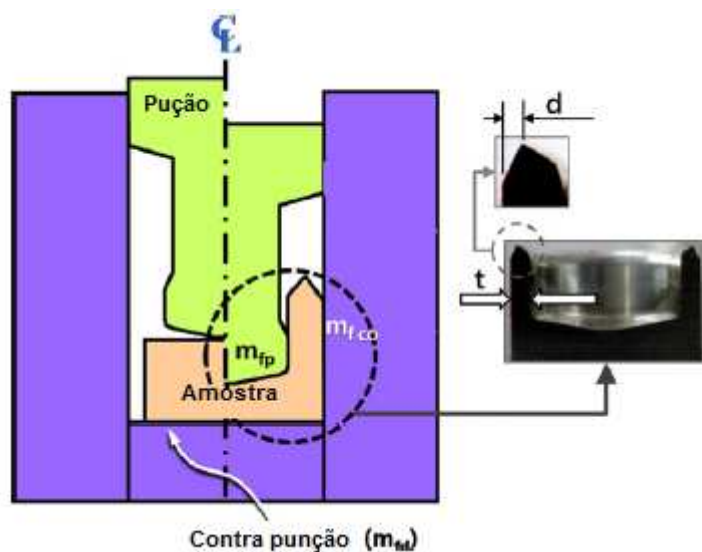


Figura 9 - Representação esquemática do teste de ponta. Adaptado de Jung et al. (2012)

De acordo com Brito (2006) e Geier (2007), vários métodos para obtenção do coeficiente de atrito de Coulomb μ durante o forjamento foram estudados. Os dois métodos mais pesquisados são o ensaio de Compressão do Anel e ensaio do Tubo Cônico.

Conforme apresentado por Bueno (2010), o ensaio do anel é feito pela compressão entre placas (matrizes planas) de corpos de prova com o formato de anel, construídos obedecendo a uma razão de 6:3:2 para o diâmetro externo, interno e a altura, respectivamente.

A figura 10 (a) apresenta o modelo de anel utilizado por Bueno. Pode ser visto no esquema da figura 10 (b) a razão 6:3:2 nas dimensões 24, 12 e 8 mm respectivamente.

Segundo Bonnemezón et. al, no ensaio do anel o diâmetro interno pode variar aumentando, diminuindo, ou até mesmo mantendo-se constante. Tudo irá depender da magnitude do atrito interfacial existente entre a ferramenta e o material a ser conformado.

Considerando que as condições de atrito sejam extremamente baixas, inclusive quando o nível de atrito for inferior a um valor crítico de escoamento, o material fluirá para fora. Neste caso, tanto o diâmetro interno quanto o externo aumentarão.

Por outro, lado se o atrito for superior a um valor crítico de escoamento, o material próximo ao diâmetro interno fluirá para dentro, reduzindo o diâmetro interno.

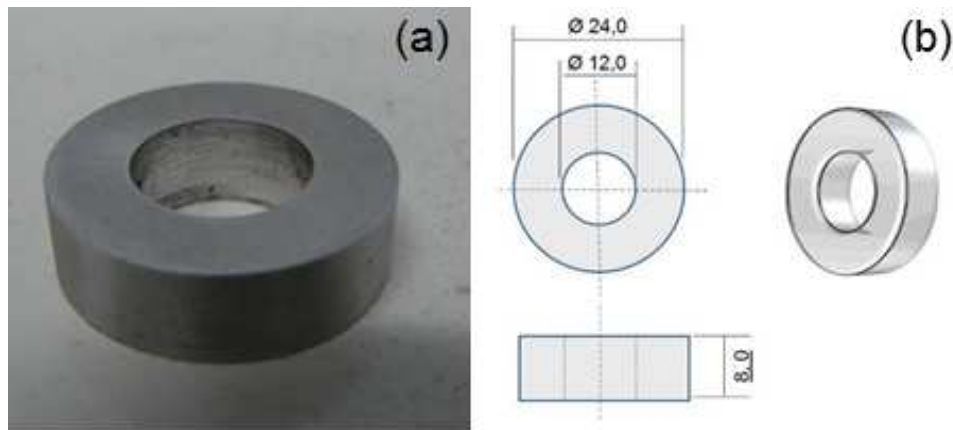


Figura 10 - a) Modelo de anel; b) Razão 6:3:2, Bueno (2010)

A figura 11 apresenta um modelamento comparativo do ensaio do anel para baixo e elevado atrito exposto por Bonnemezón et. al (2014).

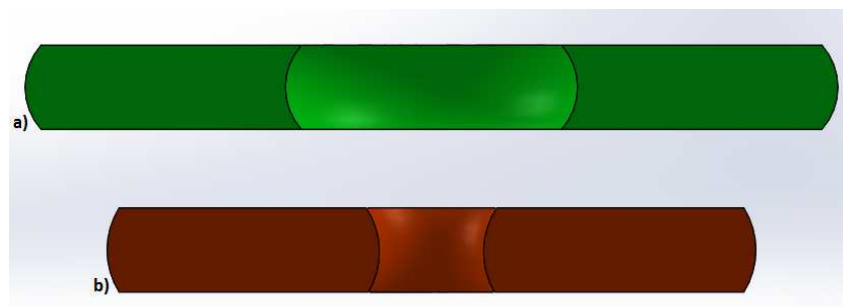


Figura 11 - a) Anel com baixo atrito; b) anel com elevado atrito, adaptado de Bonnemezón et. al (2014)

Os corpos de prova conformados são medidos em duas direções: no diâmetro interno, uma perpendicular à outra, e de igual forma na altura, para minimizar a possibilidade de erro.

Após a obtenção destes valores calcula-se a média das medições. Estas variações de altura (h) e diâmetro (\emptyset) são obtidas através das equações. (1) e (2). Para verificar a variação do diâmetro interno, utiliza-se a eq. (1).

$$\Delta\phi = -100 \cdot \left(\frac{D - D_0}{D_0} \right) \quad (\text{eq. 1})$$

Onde $\Delta\emptyset$, D , D_0 correspondem, respectivamente, à variação do diâmetro interno, aos diâmetros final e inicial. Para a verificação da variação da altura (h), utiliza-se a eq. (2).

$$\Delta h = -100 \cdot \left(\frac{h - h_0}{h_0} \right) \quad (\text{eq. 2})$$

Onde Δh , h e h_0 correspondem, respectivamente, à variação da altura, às alturas final e inicial.

Campbell, apud Parucker (2008) apresentam uma tabela com o coeficiente de atrito para diversos lubrificantes sólidos, e uma segunda tabela que apresenta o coeficiente de atrito para o grafite, para o MoS_2 e para algumas misturas entre os mesmos, descritos na tabela 4.

Tabela 1 - Coeficiente de atrito para misturas de C e MoS_2

Material	Carga (g)	Coeficiente de atrito (μ)		
		27 °C	260 °C	538 °C
C	326	0,14 - 0,30	0,06 - 0,12	0,20 - 0,27
$\text{MoS}_2 + 7\% \text{C}$	128	0,20 - 0,25	0,11	0,22 - 0,56
PbS (III)	-	0,55 - 0,70	0,30 - 0,70	-
$\text{MoS}_2 + 31\% \text{C}$	128	0,16 - 0,21	0,12 - 0,14	0,13 - 0,16
$\text{MoS}_2 + 73\% \text{C}$	128	0,15 - 0,21	0,08 - 0,11	0,11 - 0,17
MoS_2	326	0,34	0,1	-

Condições de teste: Carga = 326 g, Velocidade = 600 ft/min.

Fonte: Parucker, 2008.

2.4.1 Modelos de Atrito para deformação plástica

Nos processos de conformação mecânica de um modo geral, a determinação do atrito irá depender de vários parâmetros tais como, a rugosidade superficial dos corpos em contato, a temperatura de processo, os materiais tanto da ferramenta quanto da peça, a velocidade de deformação e a pressão de contato. Para tal, pode-se realizar a determinação do atrito seguindo algum modelo já existente. A Tabela 5 apresenta de maneira resumida dos modelos de atrito.

Tabela 2 - Modelos de atrito, formulações e princípios, adaptada de Geier et al (2007), Britto e Schaeffer (2008)

Modelo	Formulação	Princípio / descrição
Leonardo Da Vinci (1452-1519)	$\mu = \frac{F}{P}$	O atrito independe dos tipos de materiais envolvidos no contato é proporcional ao seu peso, portanto: O coeficiente de atrito entre duas superfícies independe da área de contato entre elas;

		O atrito de um objeto sobre uma superfície é proporcional ao seu peso. Entendia ter valor 0,25
Guillaume Amontons (1663 -1705) Charles Augustin Coulomb (1736-1806)	$\tau = \mu \cdot \sigma_n$	O atrito entre duas superfícies independe da área, mas depende da pressão entre as mesmas; O atrito entre duas superfícies é menor se as mesmas forem lubrificadas. Amontons entendia ter valor 0,33 (atrito estático).
Leonhard Euler (1707-1783)	$F_{at} = m \cdot N$	O coeficiente de atrito estático (m_e) é maior do que o coeficiente de atrito cinético (m_c). Também conclui que a velocidade desenvolvida pelo objeto ao longo do plano inclinado independe do coeficiente de atrito cinético.
Charles Augustin Coulomb (1736-1806)	$F_{at} = \frac{C_1 + C_2 t^s}{C_3 + t^s}$	A força de atrito estática é proporcional à reação da superfície do plano para com a superfície do objeto; A força de atrito independe da velocidade, a força de atrito cinética é muito menor do que a força de atrito estática para longos períodos de repouso; A força de atrito cinética entre duas superfícies metálicas lubrificadas é proporcional a reação entre ambas, onde o coeficiente de atrito estático é igual ao coeficiente de atrito cinético; No deslizamento de metais sobre a madeira, o atrito estático irá aparecer com o passar do tempo (4 ou mais dias). No deslizamento de metais com metais, o atrito estático é imediato, já no deslizamento de madeira com madeira o atrito estático ocorre após um ou dois minutos, para deslizamento de madeira com madeira e metais com metais, o atrito cinético em ambos não é imediato, mas no caso de deslizamento de madeira com metal, o atrito cinético ocorre naturalmente.
Fator de atrito interfacial	$m = \frac{\tau}{k}$	Modelo é útil para estados de elevada pressão normal. Forma alternativa conhecida como lei de Prandtl, a tensão de cisalhamento devida ao atrito é independente da tensão de contato entre as partes. Valores limites: $m=0$ quando não existe atrito $m=1$ para condições de aderência. Recomenda-se aplicar a lei de Prandtl (lei do atrito constante) para tensões de contato elevadas, caso em que o coeficiente de atrito (μ) deixa de ter significado.
Levanov	$\frac{\tau}{k} = f \cdot \left[1 - \exp\left(-1,25 \cdot \left(\frac{p}{\sigma_0}\right)\right)\right]$	Trata de forças de atrito lineares e se baseia na relação de áreas de contato real e aparente
Modelo geral de atrito	$\tau = f \cdot \alpha \cdot k$	O atrito é linearmente proporcional a tensão normal a baixas pressões

2.4.2 Curvas de calibração

Em 2007 são apresentadas por Junior curvas simuladas para o coeficiente de atrito, as quais foram comparadas com o abaulamento dos corpos de prova ensaiados (fig. 12). Também é apresentado um diagrama, no qual lista os principais parâmetros utilizados para a preparação de uma simulação, conforme mostra a Figura 13.

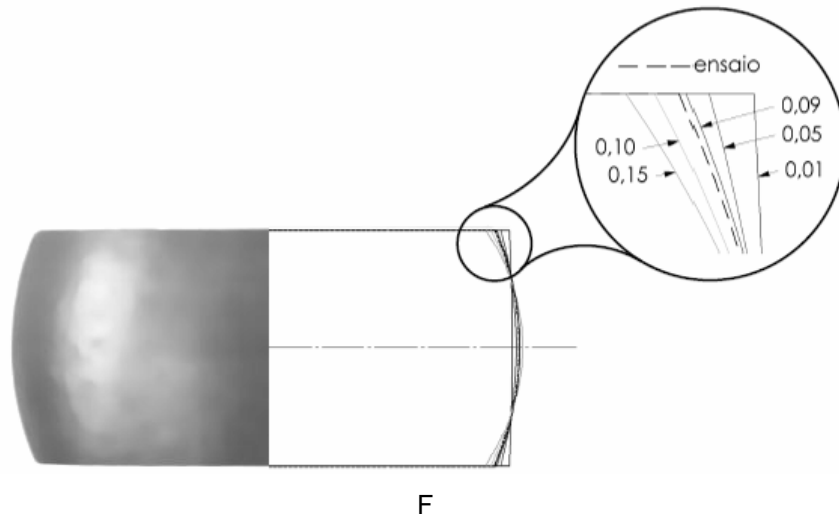


Figura 12 - Comparativo de diversas curvas simuladas e curva de experimento prático. Junior (2007)

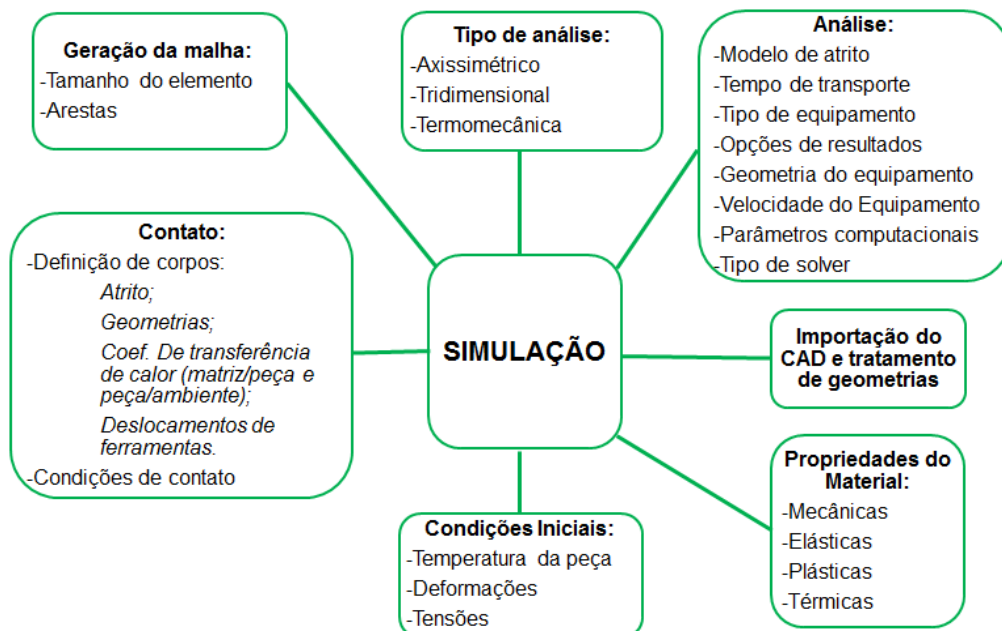


Figura 13 - Parâmetros para início da realização de simulações. Junior (2007)

Utilizando um Software de simulação é construído um gráfico com curvas geradas por dados simulados de diferentes coeficientes de atrito relacionados com o mesmo material em análise. Um exemplo destas curvas pode ser visualizado na figura 14, a qual apresenta curvas de calibração para a liga de Alumínio AA 6351 à 200 °C.

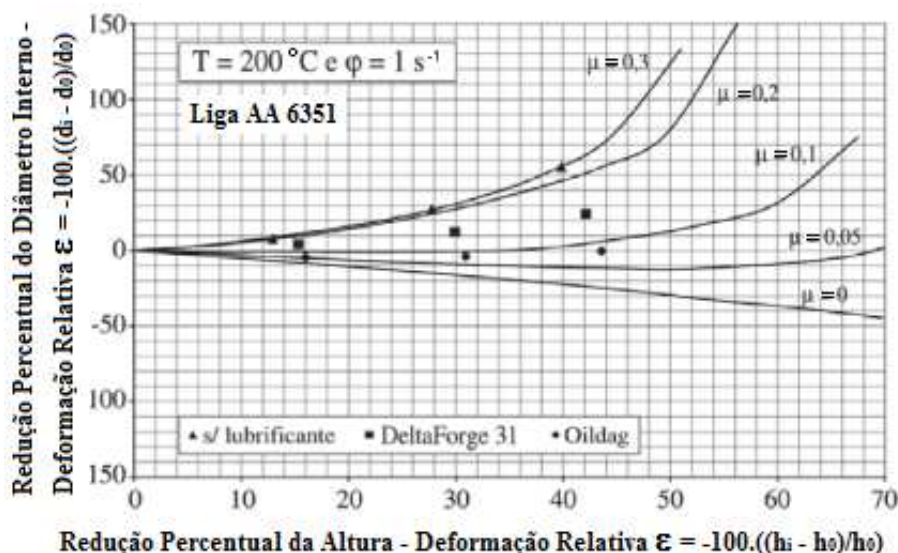


Figura 14 - Curvas de atrito geradas no Software de Elementos Finitos LARSTRAN (UT Aachen - Alemanha) – Adaptado de Oliveira, Koller e Schaeffer (2003)

Oliveira, Koller e Schaeffer utilizaram no experimento apresentado na figura 14 anéis confeccionados em Alumínio da liga AA 6351, conformados a $200 \text{ }^\circ\text{C}$, variando apenas o lubrificante. No gráfico apresentado é possível visualizar o desempenho dos corpos de prova ensaiados sem lubrificação (representados pelo símbolo ▲), com a utilização do lubrificante DeltaForge 31 (representados pelo símbolo ■) e com o lubrificante Oildag (representados pelo símbolo ◆).

Com os dados medidos, são efetuados cálculos utilizando as equações 1 e 2, apresentadas anteriormente na página 35. Os resultados servem para gerar curvas do experimento. Em seguida, essas curvas são inseridas no gráfico obtido com as curvas de calibração simuladas. A análise do enquadramento destas curvas do ensaio no gráfico preliminar determina a faixa de coeficiente de atrito para o sistema avaliado.

Em alguns casos os valores obtidos pelas equações 1 e 2 são plotados diretamente no gráfico simulado sem que se realize a confecção de novas curvas, como no caso das figura 14 e 15.

Foi apresentado por Geier (2007) curvas de atrito simuladas em software de elementos finitos para Alumínio, onde foram plotados os resultados práticos obtidos pelo ensaio do anel, nas condições a seco, MoS_2 e com estearato de zinco + sabão. Geier apresenta valores para o coeficiente de atrito de Coulomb $-\mu$, para o

fator de atrito interfacial – m ; e para o modelo geral de atrito – f . Estes resultados podem ser visualizados respectivamente em a), b) e c) na figura 15.

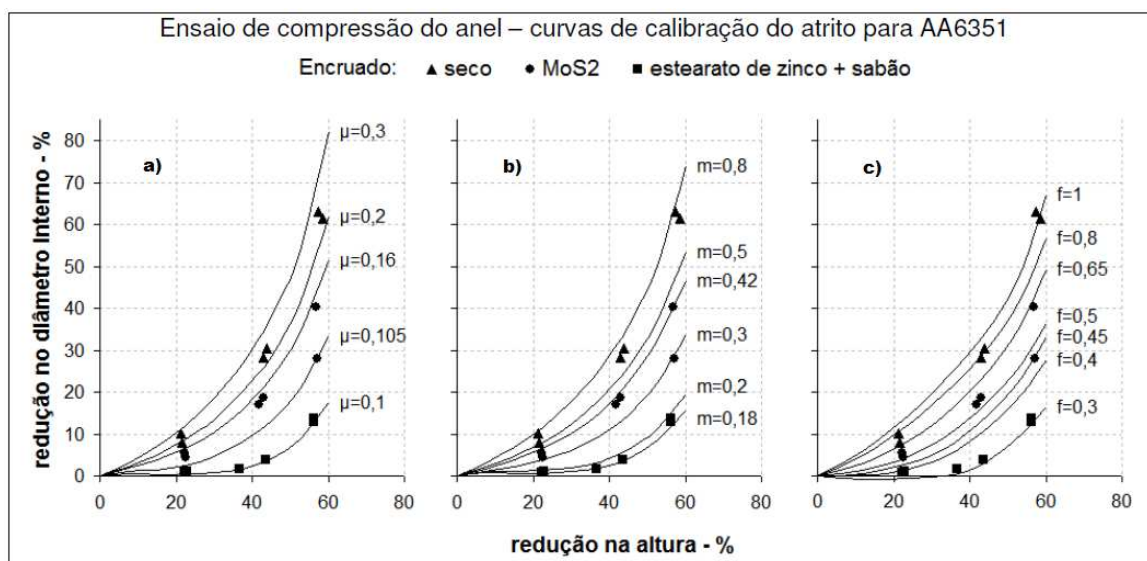


Figura 15 - Resultados para atrito obtidos por Geier pelo ensaio do anel da liga de Alumínio AA6351. Adaptado de Geier (2007)

Os valores para atrito (μ) na condição a seco obtidos por Geier ficam entre $0,2 \mu$ e $0,3\mu$, enquanto que para a condição com adição de lubrificação na matriz (pó adicionado por pulverização na superfície) os valores ficaram na faixa de $0,105 \mu$ e $0,16 \mu$. Os resultados obtidos por Geier foram similares aos de outras literaturas pesquisadas na época.

2.5 Metalurgia do Pó - MP

Diversos autores como Brito, Medeiros e Lourenço (2007), Martins (2010), descrevem a Metalurgia do Pó como sendo um processo que se destina à conformação de pós de metais, de ligas de metálicas, não metálicas e de cerâmicas para a obtenção de peças com boa resistência mecânica.

Comprimindo estes pós entre ferramentas com perfil / formato do produto desejado, obtém-se a peça compactada com a denominação de "peça a verde". Posteriormente são sinterizadas, e em alguns casos após a sinterização as peças podem ter necessidade de calibragem e/ou de acabamento (raramente). A figura 16 apresenta o fluxograma do processo de Metalurgia do Pó.

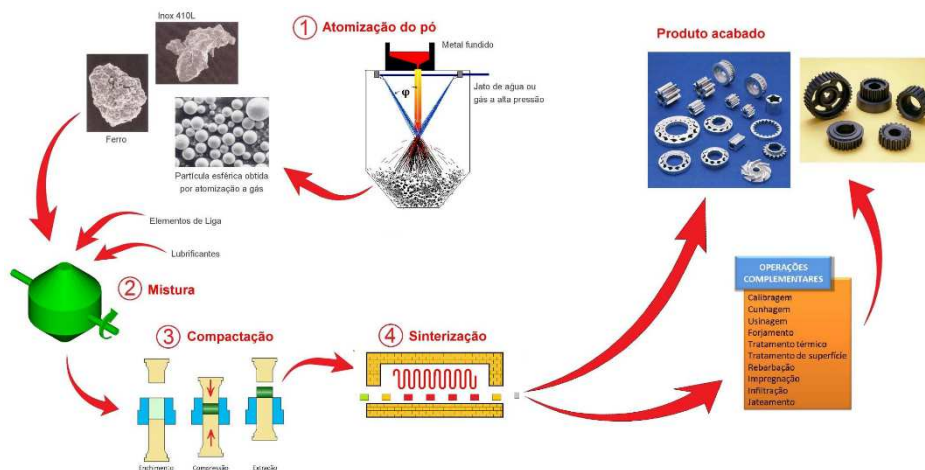


Figura 16 - Fluxograma do Processo de Metalurgia do Pó. UNIEMP (2014)

Após a etapa de sinterização, calibração, que em muitos casos deve ser considerada como etapa da Metalurgia do Pó.

Para autores como Thümmler, Oberacker (1993), Binder (2009), o processo de Metalurgia do Pó é desenvolvido, basicamente, em quatro etapas:

- ✓ Produção dos pós;
- ✓ Mistura de pós e aditivos;
- ✓ Compactação / moldagem (conformação / obtenção da forma);
- ✓ Sinterização

Segundo estes autores, a microestrutura obtida no material depende destas etapas. Cada etapa contribui com uma parcela para que se obtenha uma peça com a geometria do componente desejado, microestrutura e, conseqüentemente, as respectivas propriedades mecânicas. Citam ainda que a composição da liga e os parâmetros de processo também são fundamentais para que se obtenha o resultado desejado.

Deve-se conhecer muito bem o tipo e o tamanho de pó a ser compactado, além de se utilizar a pressão de compactação, a temperatura, a atmosfera e o tempo de sinterização adequados ao processo.

Martins (2014) apresenta em seu trabalho dados referentes à utilização de ligantes que podem ser adicionados na mistura, tais como a parafina, a cera de

carnaúba, a cera de abelha e o polietileno linear de baixa densidade (PELBD). A figura 17 apresenta o ciclo térmico desde o início da fusão até a degradação total da parafina em peças sinterizadas.

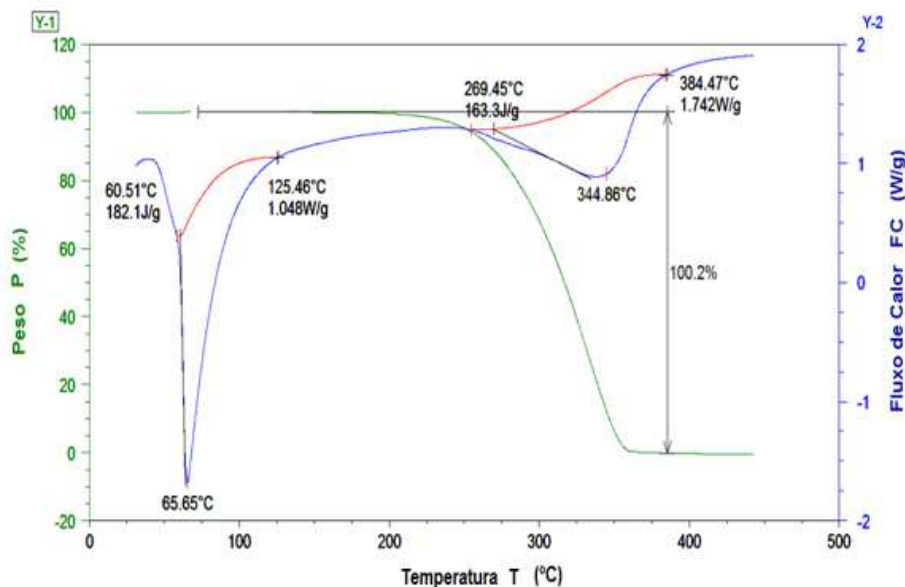


Figura 17 - Ciclo térmico de degradação da parafina em amostras sinterizadas. Martins (2014)

A Metalurgia do Pó apresenta resultados muito satisfatórios na produção de peças, que anteriormente só eram pensadas em produzir através de processos convencionais como forjamento, fundição e usinagem.

De acordo com Binder (2009), os avanços tecnológicos fizeram com que a Metalurgia do Pó obtivesse um desempenho fantástico principalmente no que se refere à qualidade dos pós e aos componentes produzidos por estes, associados ao aperfeiçoamento das técnicas de moldagem e sinterização. Binder comenta também que a necessidade de reduzir custos de processo e o aumento na demanda destes itens devem promover um crescimento contínuo da Metalurgia do Pó.

Dunkley (2000) apresenta uma perspectiva de crescimento na demanda dos produtos comercializados pela Metalurgia do Pó para o período relativo entre 1986 e 2010. Primeiramente ele apresenta que em 1986 o valor comercializado de produtos da Metalurgia do Pó foi na faixa de 10 milhões de dólares americanos, passando para 40 milhões em 1989, chegando a 400 milhões em 1997 e a 700 milhões de dólares americanos em 2000. Com base nestes dados ele estimou que

os produtos comercializados pela Metalurgia do Pó superariam a casa dos 2 bilhões de dólares americanos em 2010.

Devido à crise mundial que assolou o planeta entre 2008 e 2010, esta demanda não atingiu os patamares estimados. Mesmo assim, houve um aumento considerável proveniente dos novos métodos de obtenção de peças pela Metalurgia do Pó, os processos PIM e MIM contribuíram para que isso fosse possível.

O Instituto UNIEMP apresenta em 2014 um relatório onde constam dados da produção de peças por Metalurgia do Pó por áreas como, automotiva, utilidades domésticas, ferramentas elétricas, motocicletas e outros. Este relatório cita que houve crescimento na utilização de peças sinterizadas de 1994 até 2014 no setor automotivo dos EUA, do Brasil, da Europa, da China e do Japão.

Segundo o UNIEMP, 70% das peças produzidas pela Metalurgia do Pó são para o mercado automotivo, 26% para utilidades domésticas, 1,5% aplicados em ferramentas elétricas, 1% em motocicletas e 1,5% em outros segmentos.

Segundo o relatório do UNIEMP, em 2012 o Brasil utilizava apenas 55% do que era utilizado na Europa e no Japão, e 39% do que era utilizado nos EUA.

O mercado da Metalurgia do Pó poderá crescer ainda mais com investimentos no mercado dos carros híbridos e elétricos, ressalta o UNIEMP no relatório de 2014. Isso devido ao peso de componentes utilizados nestes veículos produzidos pela Metalurgia do Pó, que são de 13 kg para o caso dos veículos híbridos e de 15 kg para os veículos elétricos. Estes valores representam 2 e 2,3 vezes, respectivamente, a quantidade utilizada atualmente em carros no Brasil.

2.5.1 – Densidade Aparente

A densidade aparente pode ser definida como sendo a massa (g) de uma unidade de volume de pó solto ou a relação da massa para o volume, em g/cm^3 . É de fundamental importância o conhecimento desta unidade, pois ela determina o volume necessário de pó para que possa ser confeccionada uma peça com geometria definida, e conseqüentemente, determinar o curso da prensa em uso.

2.5.2 – Densidade de aços sinterizados em função da pressão de compactação

A densidade real do Ferro puro encontra-se no gráfico da figura 18 com o valor de $7,85 \text{ g/cm}^3$. A curva deste mesmo gráfico representa as diferentes densidades obtidas com pós atomizados de Ferro sinterizados e as correspondentes pressões de compactação. Pode-se verificar que a densidade aumenta com a elevação da pressão de compactação até o momento em que há uma estabilidade na mesma, independente do aumento da pressão.

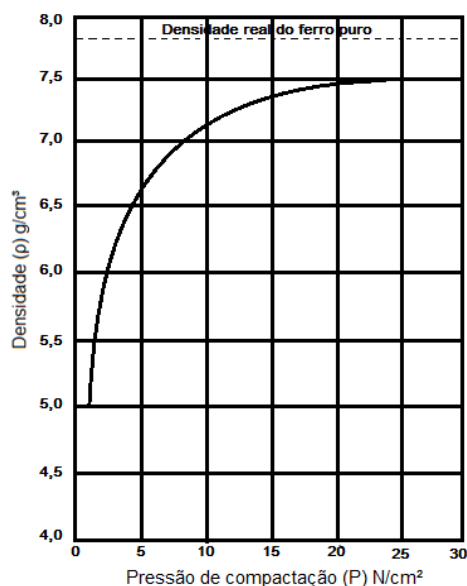


Figura 18 - Curva de Compressibilidade de Fe sinterizado (obtida de: [www](#))

Os aços provenientes de pós atomizados apresentam densidades relativas superiores as dos aços obtidos de pó esponja. Em contra partida, ficam um pouco abaixo da faixa de densidades dos aços com pó de Ferro eletrolítico, como pode ser visualizado na tabela 6.

Pode-se verificar também que os aços de pós atomizados apresentam densidade máxima de $7,3 \text{ g/cm}^3$, obtidos apenas com o processo convencional de sinterização. Com o pó de Ferro eletrolítico obtém densidades igual e/ou pouco superiores através de uma nova compressão, o que está evidenciado na mesma tabela.

Com base nas densidades apresentadas, pode-se verificar que os limites de resistência à tração apresentam-se bem próximos nos pós de Ferro eletrolítico e atomizado com densidade de $7,3 \text{ g/cm}^3$.

Analisando ainda a tabela 6, verifica-se que a única diferença significativa é encontrada no alongamento, onde, nos aços atomizados, é inferior aos aços eletrolíticos. Com base neste dado pode-se optar pelo pó que apresenta menor ou maior tenacidade visando à aplicação em peças e/ou componentes que necessitem desta propriedade.

Tabela 3 - Propriedades de pós de Fe sinterizados

Tipo de pó	Densidade (ρ) g/cm^3	Condição física do pó de Fe	Alongamento (δ) %	Dureza Rockwell F
Reduzido (esponja)	5,8	Sinterizado	1,5	54
	6,2	Sinterizado	1,5	66
	6,6	Sinterizado	2,0	71
Eletrolítico	6,9	Sinterizado	10,0	...
	7,3	Recomprimido	15,0	...
	7,5	Recomprimido	25,0	...
Atomizado	6,7	Sinterizado	4,0	61
	7,3	Sinterizado	7,0	78

Fonte: <http://www.infomet.com.br>. Acesso em 28 fev. 2014

Elkady et.al (2015) comentam em seu trabalho que a densidade a verde é proporcional à pressão de compactação aplicada (P).

A pressão de compactação (P) também influencia diretamente na resistência mecânica final da peça.

Hammes et.al (2015), realizou um estudo de dupla compactação e de dupla sinterização. Concluiu que a dupla prensagem e a dupla sinterização induzem maior resistência ao desgaste em compósitos autolubrificantes. Este processo afeta também a resistência à deformação, devido à redução de porosidade.

2.6 Ligas de Alumínio

Conforme Davies, apud Bouquerel et. al (2014), é cada vez mais desafiador para o setor de transportes a procura e a utilização de componentes de ligas leves, como o Alumínio, por exemplo. Segundo Davies, um dos motivos para utilização das ligas de Alumínio é a necessidade de obtenção de veículos mais leves, e por consequência, mais econômicos e seguros para o condutor. Sendo os veículos

mais leves, ou seja, possuindo menores massas, possuem menor inércia, assim necessitando de um espaço inferior para frenagem em relação aos veículos mais pesados.

De acordo com a Associação Brasileira do Alumínio - ABAL, o Alumínio apresenta características químicas interessantes, como seu peso específico de $2,7 \text{ g/cm}^3$, que é cerca de 35% do peso específico do aço e aproximadamente 30% do peso específico do Cobre, e o seu baixo ponto de fusão ($660 \text{ }^\circ\text{C}$). Tais características conferem versatilidade e alta aplicabilidade deste material na indústria.

O Alumínio possui ligas de alta resistência mecânica quando tratadas termicamente, como o caso das ligas da série 2XXX (ligadas ao Cobre – ex.: 2024-T361), da série 6XXX (ligadas ao Mg e Si – ex.: 6351 – T6) e da série 7XXX (ligadas ao Zn – ex.: 7075 – T6).

Uma das ligas da série 6XXX é a liga AA 6351, uma liga AlSi1Mg0,5Mn . Esta liga se caracteriza por ser tratável termicamente devido à presença dos elementos Silício e Magnésio que formam silicato de Magnésio durante o tratamento térmico.

Para Silva (2013) as principais características desta liga são boas conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade, resistência à corrosão, com média resistência mecânica. As aplicações desta liga geralmente são em peças que necessitem resistência à corrosão e em peças estruturais de caminhões e automóveis devido ao seu reduzido peso.

Caso queira se trabalhar com o Alumínio sem que seja realizado tratamento térmico, há possibilidade de utilização das séries 3XXX (ligadas ao Mn – ex.: 3004 – H38) e 5XXX (ligadas ao Mg – ex.: 5056 – H18), as quais são amplamente utilizadas. A série 5XXX é a mais resistente, principalmente quando sofre trabalho a frio. A figura 18 apresenta os efeitos do trabalho a frio sobre ligas da série 3XXX.

Analisando a figura 19, nota-se que o limite de resistência à tração encontra-se aproximadamente à 185 MPa quando aplicadas deformações em torno de 60%, e o seu limite de escoamento fica em torno de 170 MPa para o mesmo valor de deformação.

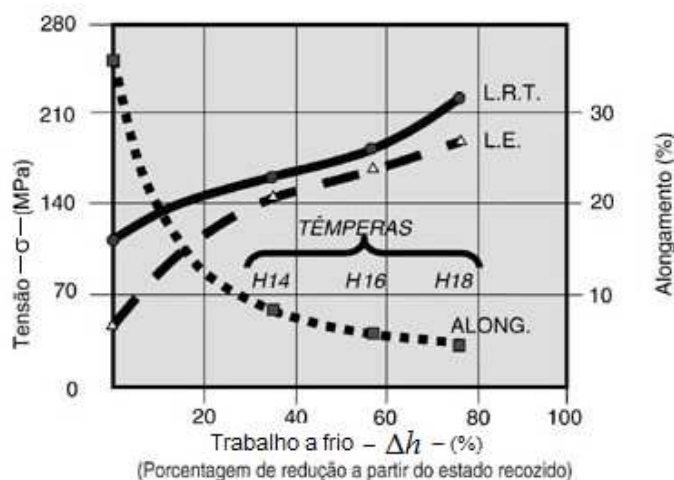


Figura 19 - Efeitos do trabalho a frio sobre ligas da série 3XXX. Obtido e adaptado de ABAL (2015)

A tabela 7 apresenta um comparativo entre as propriedades físicas típicas do Alumínio, aço e Cobre. Nesta tabela é possível verificar que o coeficiente de dilatação térmica do Alumínio é cerca de 50% maior que o do aço e aproximadamente 28,5% maior do que o do Cobre.

Tabela 4 - Comparativo das propriedades do Alumínio, aço e Cobre

Propriedades físicas típicas	Alumínio	Aço	Cobre
Densidade (g/cm ³)	2,70	7,86	8,96
Temperatura de fusão (°C) - Aproximado	660	1500	1083
Módulo de elasticidade (MPa)	70000	205000	110000
Coeficiente de dilatação térmica (1/°C);	23.10-6	11,7.10-6	16,5.10-6
Condutibilidade térmica a 25°C (Cal/cm/°C)	0,53	0,12	0,94
Condutibilidade elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Fonte: <http://www.abal.org.br>. Acesso em 09 ago. 2015.

3. PROCEDIMENTOS E MÉTODOS

3.1 Obtenção dos pós

O pó de aço ferramenta H13 foi obtido da empresa ERAMET, a qual importa da França pós atomizados por jatos de água. Foram adquiridos 5 kg deste pó para a realização dos experimentos e confecção dos insertos que serão analisados. Segundo o fabricante, o pó de aço contém componentes químicos com os seguintes percentuais: C 0,37 a 0,42 – Mn 0,38 a 0,45 – Si 0,95 a 1,20 – Cr 5,00 a 5,25 – Mo 1,55 a 1,62 e V – 0,85 a 1,10.

Já o bissulfeto de Molibdênio (MoS_2) foi adquirido da empresa JET LUB, em embalagem de 1 kg. De acordo com o fabricante, o tamanho de partícula média é de $<45 \mu$, a densidade é de $0,4 \text{ g/cm}^3$ e apresenta um grau de pureza de 98%.

O Nitreto de Boro Hexagonal (h-BN) utilizado nesta tese foi obtido por doação.

Para este trabalho será utilizado como referência os aços para trabalho a quente da classe "H", adicionando-se partículas de lubrificante sólido à base metálica através de processos da Metalurgia do Pó convencional. Com a adição deste lubrificante tem-se o objetivo de reduzir o desgaste dos ferramentais.

Portanto, decidiu-se trabalhar as características do processo de compactação e sinterização do aço ferramenta para trabalho a quente H13 ligado ao Cromo-Molibdênio-Vanádio, temperável em óleo ou ar, que apresenta excelente tenacidade, alta resistência mecânica e boa resistência ao desgaste em temperaturas elevadas. Também conforme verificado, apresenta boa resistência à fadiga térmica, ótimas resistências ao choque térmico e resistência ao amolecimento pelo calor.

Adicionou-se ao H13 os percentuais de 1% a 5% de lubrificante sólido bissulfeto de Molibdênio (MoS_2) com granulometria $<45 \mu$ e, de igual forma, preparou-se outra mistura utilizando como lubrificante o nitreto de boro hexagonal (h-BN) com granulometria $<50 \mu$.

O Diagrama de Blocos (fig. 20) apresenta a rota estabelecida para desenvolvimento deste trabalho, dividido em etapas.

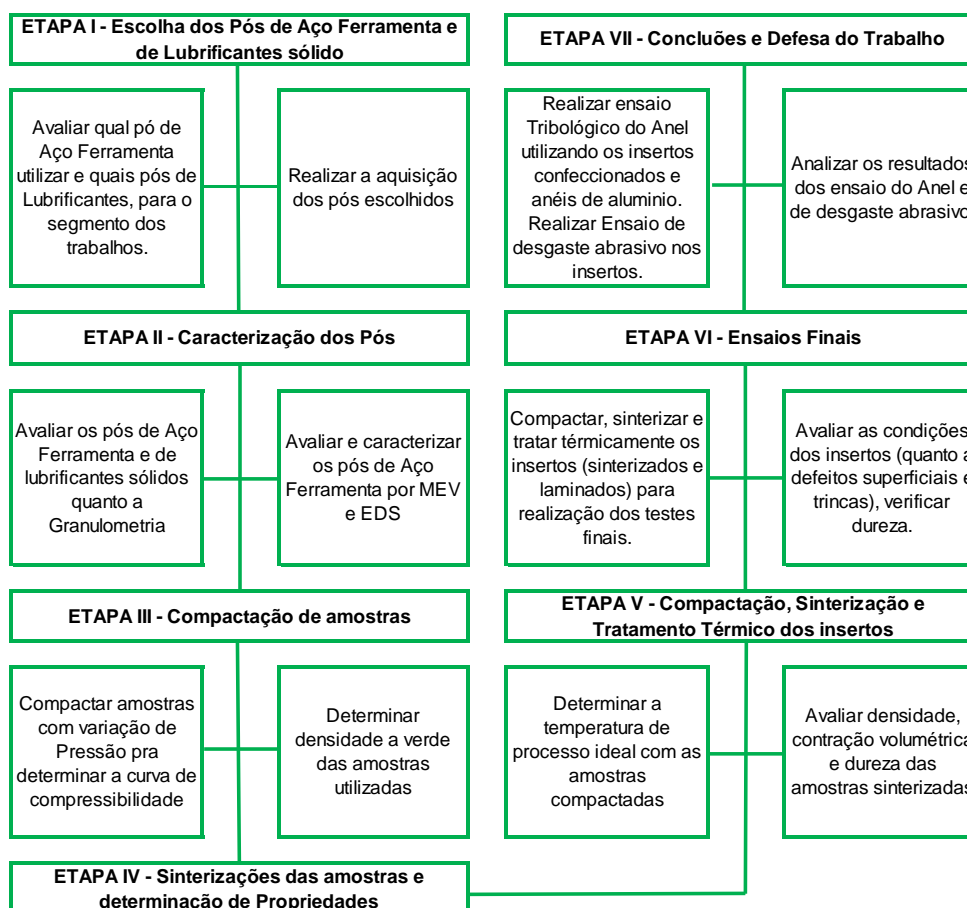


Figura 20 - Etapas de desenvolvimento do Trabalho

3.2 Obtenção das misturas de pó de H13 e de MoS₂

As misturas foram realizadas no misturador de duplo cone (fig.21) existente no LdTM / GDER (Laboratório de Transformação Mecânica / Grupo de Energias Renováveis).

As cargas foram misturadas em um misturador de cone duplo com rotação de 40 rpm. Primeiramente misturou-se ao pó de aço ferramenta AISI H13 1% de MoS₂ (percentual em peso). Ao término de 60 minutos, retirou-se 20% da mistura para compactação dos corpos de prova correspondentes à mistura de 1% de MoS₂. Houve a adição de mais 1% do valor em peso de MoS₂ na mistura restante no cone. Tal procedimento repetiu-se a cada quarto de hora de mistura, até haver o total de 5% do valor em peso de MoS₂ adicionado na matriz de aço ferramenta AISI H13. O procedimento descrito para o MoS₂ repetiu-se para o composto com adição de h-BN.



Figura 21 - Misturador Duplo Cone

3.3 Compactação das amostras com adição de lubrificante sólido

Para realização das compactações foi utilizado um conjunto de ferramenta de Aço D6, que pode ser visualizado juntamente com seu dimensional na figura 22 (a e b). Também se adicionou à mistura um percentual em peso de 1,5% de parafina que serviu como ligante dos pós durante a compactação.

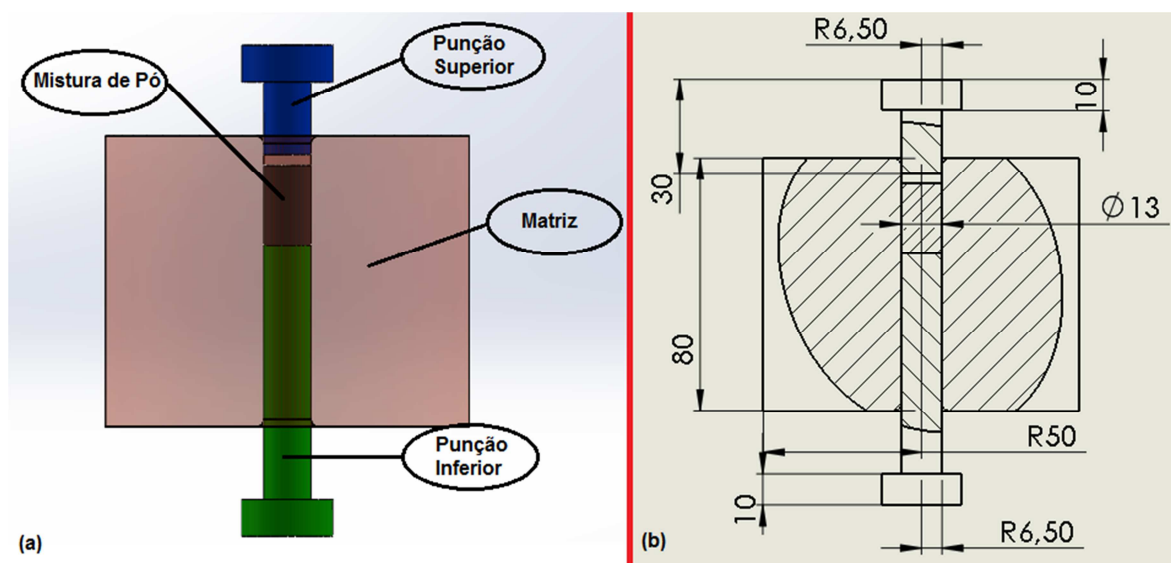


Figura 22 - (a) Conjunto ferramental para compactação das amostras - (b) Geometria da matriz de compactação – dimensões em mm

3.4 Construção das Curvas de Compressibilidade

Depois de realizada a compactação foram obtidas as curvas de compressibilidade entre as amostras.

As curvas de compressibilidade para a mistura com MoS₂ obtidas durante a etapa de compactação apresentaram-se de acordo com dados de literatura, sendo as mesmas apresentadas nas figuras de 23, a 27.

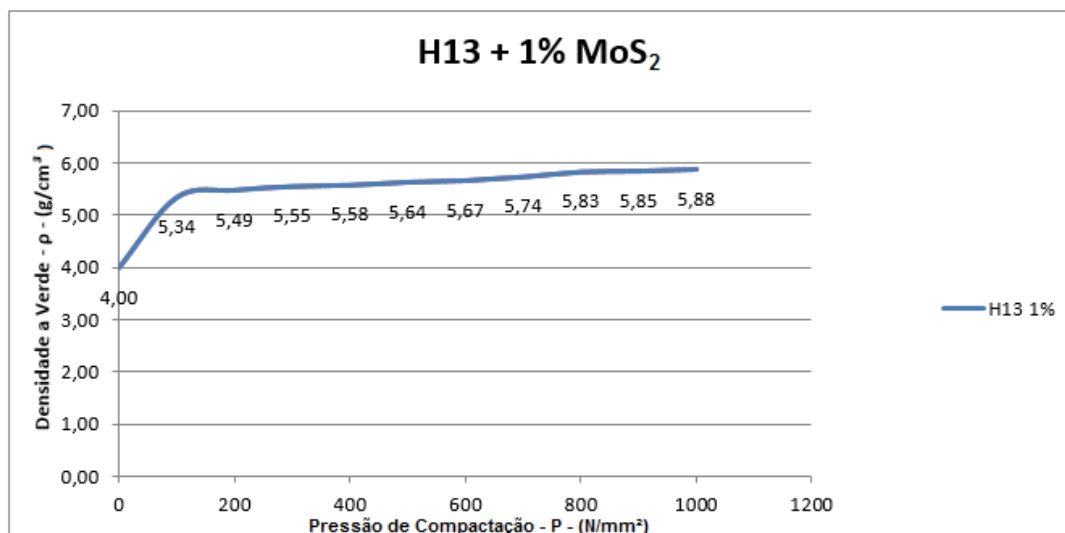


Figura 23 - Curva de compressibilidade a verde para mistura de aço ferramenta H13 com 1% de MoS₂

A curva de compressibilidade da figura 23 apresenta valores de densidades entre 5,34 g/cm³ e 5,88 g/cm³, para os corpos de prova com pressão de compactação de 100 N/mm² e 1000 N/mm² respectivamente nas amostras compactadas da mistura de aço ferramenta H13 com 1% de MoS₂.

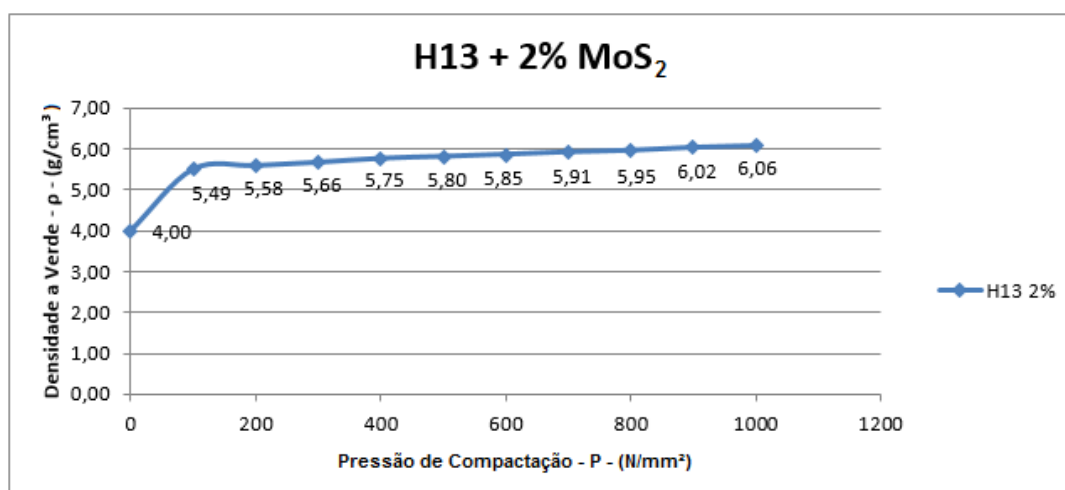


Figura 24 - Curva de Compressibilidade a verde da mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 2% MoS₂

Para a mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 2% de MoS₂ foram obtidas densidades entre 5,49 g/cm³ e 6,06 g/cm³, para os corpos de prova com pressão de compactação de 100 N/mm² e 1000 N/mm² respectivamente.

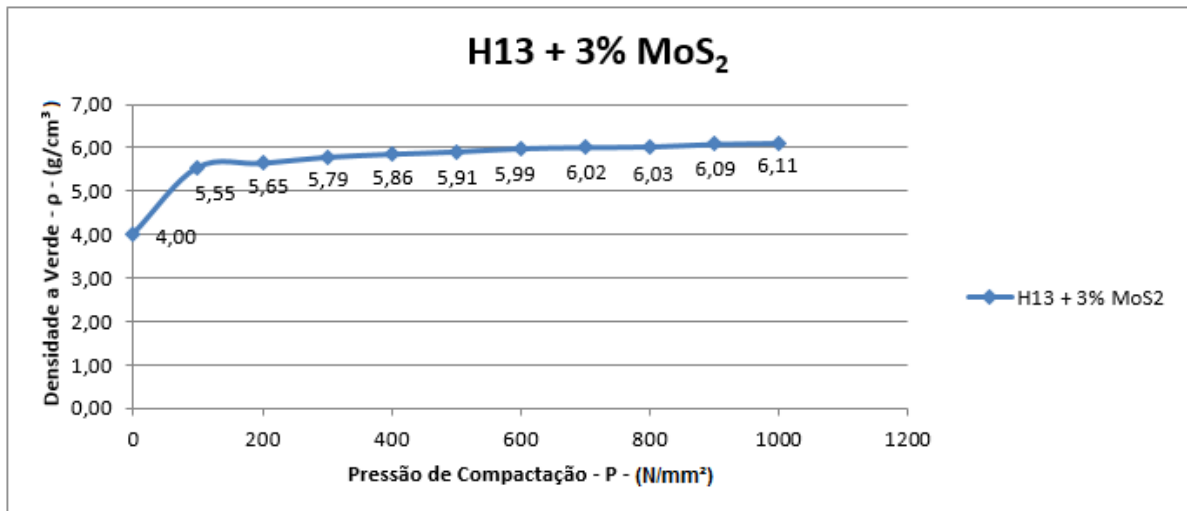


Figura 25 - Curva de Compressibilidade a verde da mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 3% MoS₂

Para a mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 3% de MoS₂ foram obtidas densidades entre 5,55 g/cm³ e 6,11 g/cm³, para os corpos de prova com pressão de compactação de 100 N/mm² e 1000 N/mm² respectivamente. .

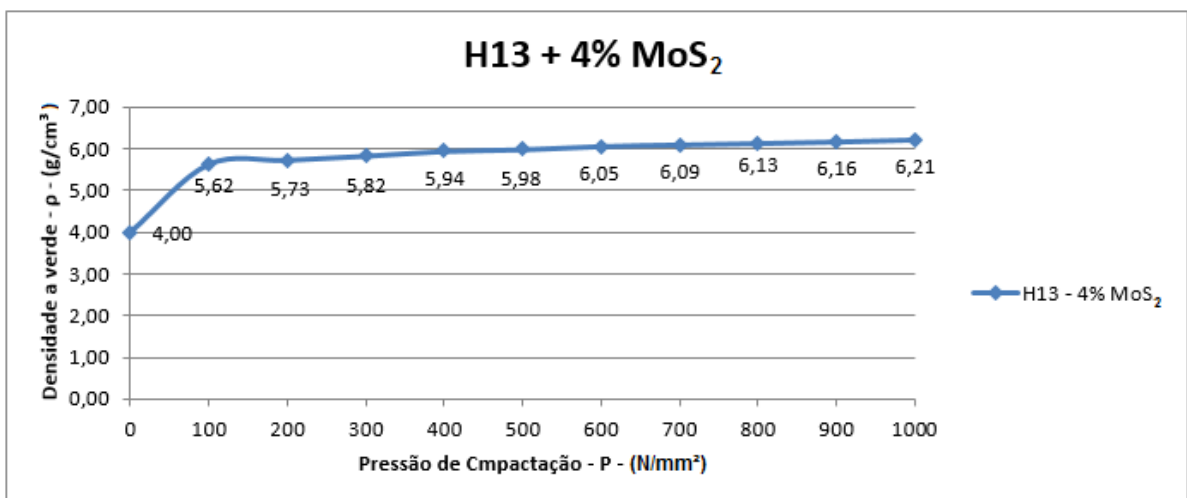


Figura 26 - Curva de Compressibilidade a verde da mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 4% MoS₂

Para a mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 4% de MoS₂ foram obtidas densidades entre 5,62 g/cm³ e 6,21 g/cm³, para os corpos de prova com pressão de compactação de 100 N/mm² e 1000 N/mm² respectivamente.

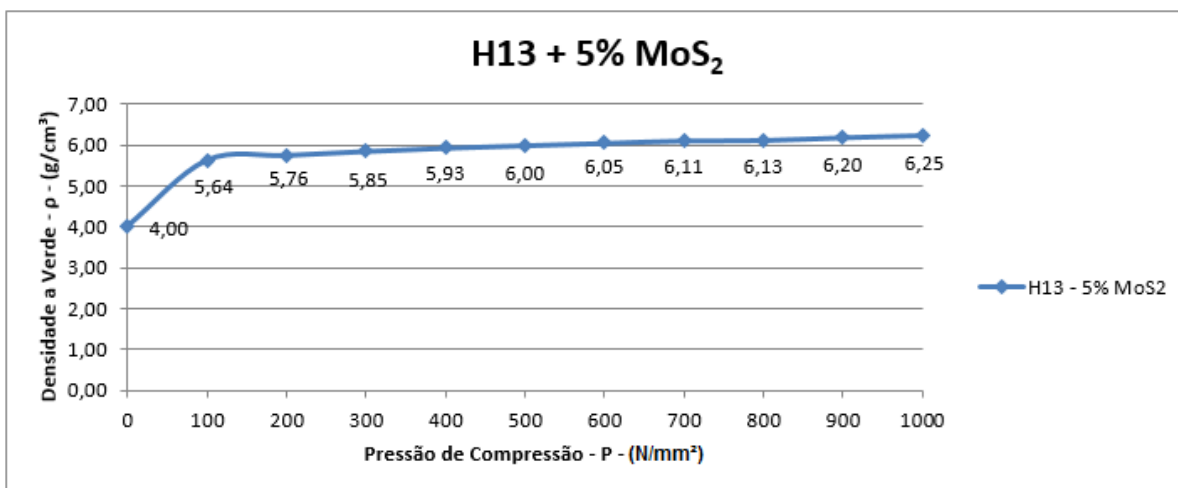


Figura 27 - Curva de Compressibilidade a verde da mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 5% MoS₂

Para a mistura de pó de aço ferramenta H13 com adição de 5% de MoS₂ foram obtidas densidades entre 5,64 g/cm³ e 6,25 g/cm³, para os corpos de prova com pressão de compactação de 100 N/mm² e 1000 N/mm² respectivamente.

O material h-BN foi adquirido somente após a definição da qualificação e por este motivo optou-se em utilizar apenas a mistura com 3% do mesmo em pó de aço H13. A curva de compressibilidade obtida para a mistura de aço ferramenta H13 com adição de 3% de h-BN apresentou valores pouco abaixo do material com MoS₂, esta curva pode ser visualizada na figura 28.

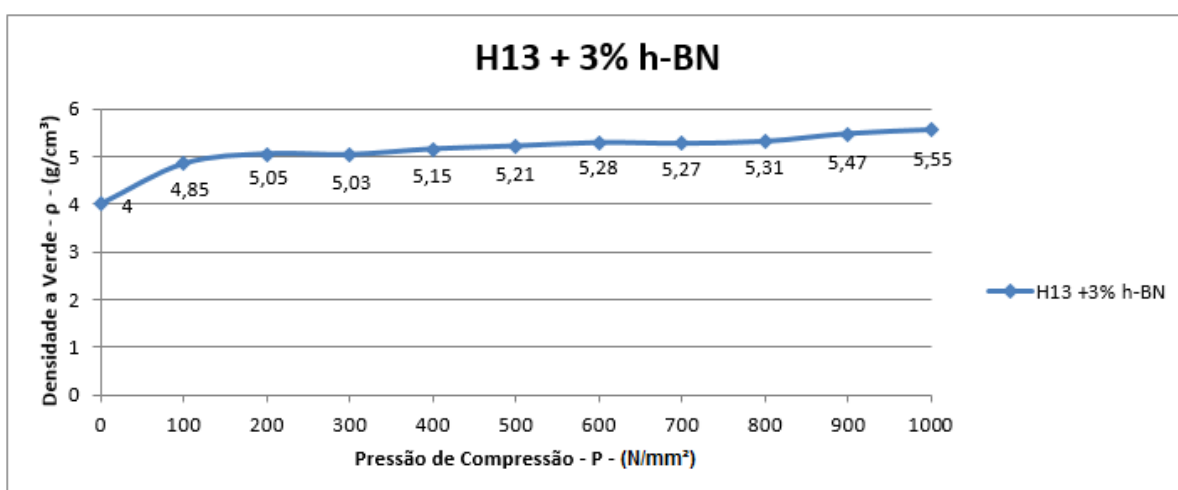


Figura 28 - Curvas de Compressibilidade a verde de H13 + 3% Boronid

Cabe ressaltar que na compactação do pó de H13 sem adição de lubrificante (fig. 29), os corpos de prova foram submetidos às compactações com pressões até 800 N/mm², pois em pressões superiores apresentaram fratura a verde.

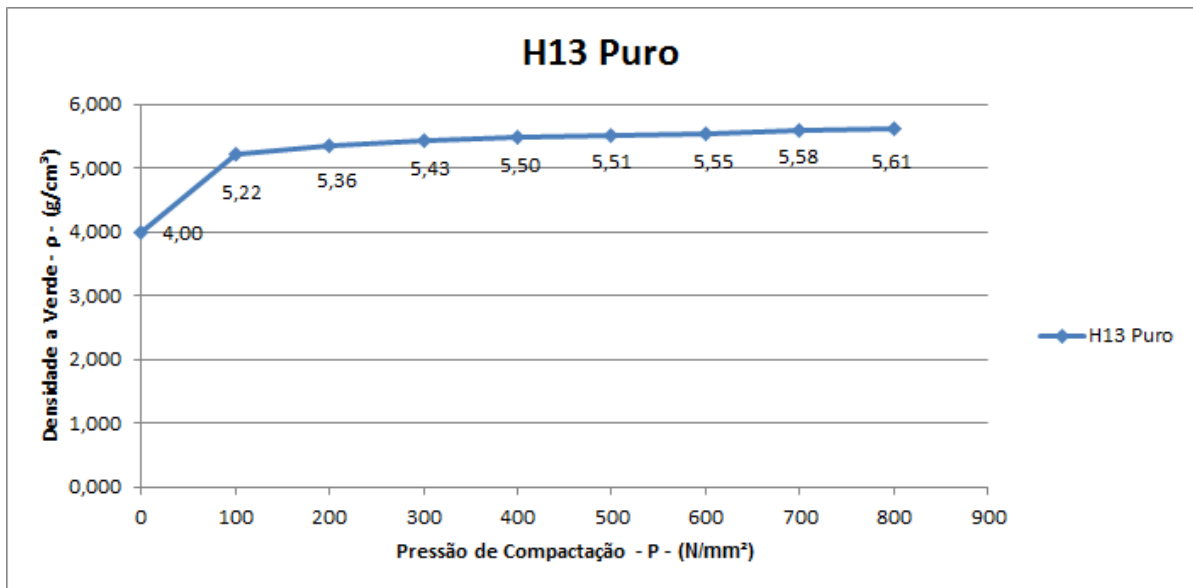


Figura 29 - Curva de compressibilidade Aço H13 sem adição de Lubrificante

De posse destes dados, foram confeccionados corpos de prova (para cada condição H13 sem adição de lubrificante, H13 + MoS₂ e H13 +h-BN), e estes foram sinterizados com temperatura de 1150 °C, 1200°C e 1 260 °C.

3.5 Sinterizações

A sinterização foi realizada em forno contínuo com atmosfera controlada de Nitrogênio à temperatura de 1260 °C. A figura 30 é uma representação do forno utilizado.

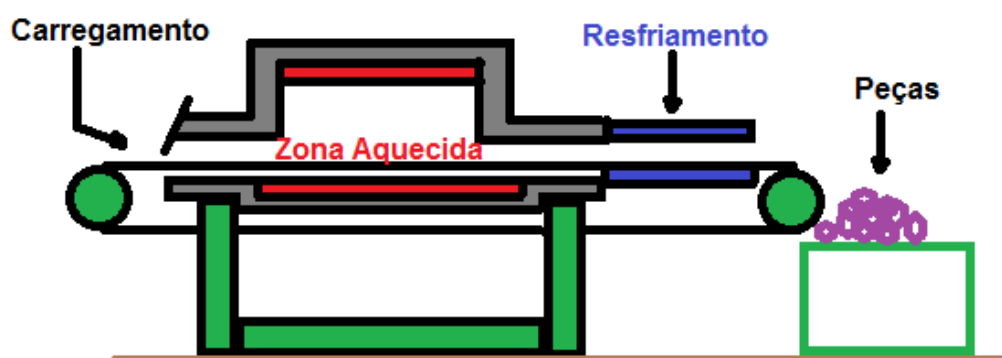


Figura 30 - Representação esquemática do forno de sinterização

Realizada as sinterizações, os corpos de provas foram analisados e verificou-se que a temperatura escolhida aparentemente foi adequada, não apresentando nenhum defeito visual. Foi ao encontro com o que é referido na literatura quanto à faixa de temperatura na sinterização que fica entre 2/3 e 3/4 do ponto de fusão do elemento principal da liga (maior volume).

3.6 Obtenção da densidade aparente

Os valores de densidade aparente foram obtidos através da utilização do conjunto de ferramentas de aço D6 apresentado anteriormente, no qual a cavidade interna apresenta 50,0 mm de altura (h) e diâmetro de 13,0 mm, preenchendo-a totalmente com a mistura de pó solto, obtendo-se um volume fixo de 6,63 cm³ com formato cilíndrico.

3.7 Densidade a verde e sinterizada dos insertos

Foram medidas as massas dos corpos de prova compactados em uma balança analítica e mensurados os diâmetros e alturas com um micrômetro para calcular-se o volume.

Utilizando a equação da densidade que relaciona o volume e a massa foi obtida a densidade a verde do corpo de prova compactado.

O mesmo procedimento foi realizado para as amostras sinterizadas, obtendo-se assim os valores de densidade dos CP sinterizados.

3.8 Caracterização das amostras – Densidade Teórica e Porosidade Total

3.8.1 Densidade Teórica

Para a caracterização das amostras quanto à densidade teórica, inicialmente foram medidas as massas dos corpos de provas sinterizados na mesma balança analítica já utilizada para as verificações das densidades a verde.

Posteriormente, a densidade teórica (ρ_T) foi obtida pela equação 3, a qual relaciona a soma das massas dos constituintes com a soma das massas dos constituintes (m_A, m_B) divididos por sua respectivas densidades teóricas (ρ_{TA}, ρ_{TB}).

$$\rho_T = m_A + m_B / ((m_A / \rho_{TA}) + (m_B / \rho_{TB})) \quad (\text{eq. 3})$$

Onde:

ρ_T = densidade teórica (g/cm³)

m_A = massa do constituinte A (g)

m_B = massa do constituinte B (g)

ρ_{TA} = densidade teórica do constituinte A (g/cm³)

ρ_{TB} = densidade teórica do constituinte B (g/cm³)

3.8.2 Porosidade Total

Para avaliação da porosidade total percentual (p^t) foi utilizada a equação 4.

$$p^t = (1 - (\rho_s / \rho_{TC})) \cdot 100 \quad (\text{eq. 4})$$

Onde:

p^t = porosidade total (%)

ρ_s = densidade do sinterizado (g/cm³)

ρ_{TC} = densidade teórica do compósito (g/cm³)

3.9 Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza foi realizado em um microdurômetro ISH TDV 1.000 INSIZE (figura 31). Foram utilizadas cargas de 1.000 gf sobre a superfície de ensaio do material para se medir opticamente as diagonais das indentações.

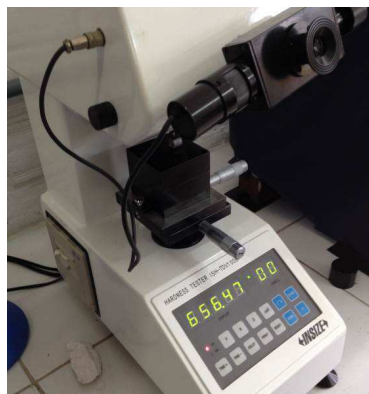


Figura 31 - Microdurômetro

3.10 Ensaios Metalográficos e MEV

Para avaliação das fases presentes, morfologia e microestrutura nas amostras sinterizadas utilizou-se um microscópio metalúrgico invertido – GX-51 (fig. 32). Aumentos de 5x, 10x, 20x, 50x, 100x; Iluminação: Campo claro, campo escuro, luz polarizada simples, DIC. Captura de imagem, OLYMPUS DP e análises. Para realização dos procedimentos dos ensaios metalográficos foram utilizadas as seguintes normas:

- ✓ Ensaios metalográficos para a análise de microconstituintes de materiais metálicos.

ASTM E 407/2007

ASTM E 3/2001 (2007)

- ✓ Determinação do tamanho de grão de materiais metálicos.

ASTM E 112/2006 1996 (2004)

NBR 11568/1990

ISO 643/2003



Figura 32 - Microscópio metalúrgico invertido – GX-51

A figura 33 apresenta o microscópio eletrônico de varredura (MEV) do centro de microscopia da UFRGS, de marca JEOL modelo 5800 com EDS acoplada, o qual foi utilizado para a determinação da composição das fases e para identificação da morfologia gerada nas amostras.



Figura 33 - Microscópio eletrônico de varredura

3.11 Teste de Compressão do Anel

Para a realização dos testes de compressão do anel foram confeccionados os corpos de prova em formato de anel por processo de usinagem em torno convencional mecânico partir de uma barra comercial de Alumínio da liga AA6351.

A geometria escolhida é a mesma apresentada anteriormente na figura 10, ou seja, diâmetro externo 24 mm, diâmetro interno 12 mm e altura de 8 mm. Esta geometria apresenta uma razão 6:3:2, podendo ser utilizada quaisquer outras medidas para o corpo de prova, respeitando sempre a razão mencionada. Optou-se pela utilização da razão 6:3:2 justamente por ser a mais utilizada em literatura, como Brito (2006), Geier (2007) e Bueno (2010) e em outros trabalhos do Laboratório de Transformação Mecânica, LdTM.

As matrizes (insertos sinterizados) deste teste foram confeccionadas a partir das misturas avaliadas anteriormente. Para tal, se fez uso, primeiramente, de um conjunto matriz em aço D6 (temperado e revenido) com formato cilíndrico e diâmetro de 110 mm externo e 60 mm interno, na qual foram compactados três pares de insertos de pó de aço H13 + 3% de MoS₂.

Para o pó de aço H13 + h-BN, utilizou-se outro conjunto de ferramental, com as mesmas características do anterior só que com geometria retangular de 40 mm x 60 mm. Isso se deu pela indisponibilidade do ferramental original.

Também foram confeccionadas matrizes de aço ferramenta H13 (convencional – laminado) visando realizar a comparação entre os diferentes materiais com adição de lubrificante e o material convencional.

Após as verificações preliminares foram sinterizados pela empresa POLIMETAL, com as mesmas atmosfera e temperatura dos corpos de prova iniciais.

Ao término da sinterização os pares de insertos de aço sinterizado e o conjunto de aço H13 laminado, foram tratados termicamente visando igualar as condições de trabalho. Por fim foram utilizados nos ensaios tribológicos.

Foram aplicadas individualmente cargas para redução de aproximadamente 20%, 40% e 60% de altura destes anéis de Alumínio. Os valores de deformação citados são valores percentuais de referência, não estando estes relacionados a nenhuma norma ou procedimento específico.

Através da medição do diâmetro interno e da espessura dos anéis antes e depois da aplicação das cargas conhecidas, obtiveram-se os valores dos ensaios práticos, os quais foram dispostos para comparação no gráfico de curvas simuladas (fig. 34).

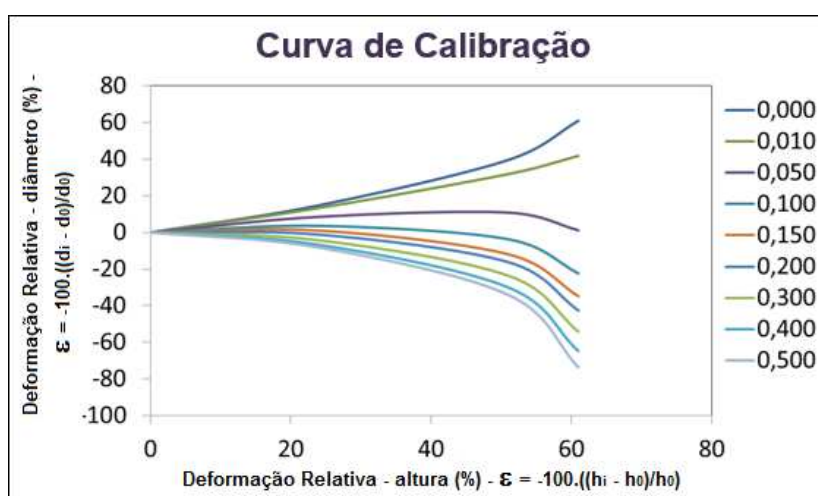


Figura 34 - Curvas de atrito simuladas para Alumínio no Software *Simufact Forming*

O gráfico da figura 34 feito com auxílio de computador e do software *Simufact Forming* apresenta os coeficientes de atrito teóricos do ferramental de aço H13, para ter uma comparação entre os resultados do ensaio prático e as curvas simuladas.

Os resultados obtidos com os anéis de Alumínio prensados nas placas sinterizadas com a mistura dos pós de aço e de lubrificante sólido são comparados

com os resultados dos anéis de Alumínio prensados nos blocos de aço ferramenta H13 laminado a quente comercial.

3.12 Ensaio Abrasivo

O ensaio abrasivo foi realizado em uma máquina de “areia seca / disco de borracha” como é mostrada na figura 35. O teste foi desenvolvido com base na norma ASTM G 65 que descreve os procedimentos e parâmetros para sua realização.



Figura 35 - Equipamento de ensaio abrasivo "areia seca / disco de borracha"

De acordo com a norma ASTM G 65 os corpos de prova devem apresentar faixas de dureza compatíveis para o ensaio e devem ser pesados antes e após a realização do ensaio, para com isto avaliar a perda de massa havida durante o ensaio.

Ainda em concordância com a ASTM G 65, o fluxo de areia para o ensaio deve estar entre 300 e 400 g/min.

A ASTM G 65 divide-se em cinco procedimentos (A, B, C, D e E). Tais procedimentos referem-se basicamente ao comportamento à abrasão do material e ao tempo de duração do ensaio.

O procedimento A é utilizado para materiais de alta resistência à abrasão, com uma duração de 30 minutos para o ensaio.

O procedimento B é uma variação de curto prazo do Processo A. Ele pode ser usado para materiais altamente resistentes à abrasão, mas é particularmente útil no ranking de baixa e média abrasão. Segundo a norma, este procedimento

deve ser utilizado quando os valores de perda de volume desenvolvidos pelo Procedimento A excederem 100 mm^3 .

Já o procedimento C é utilizado para ensaios de revestimentos finos, por isso o tempo de ensaio é bastante reduzido para apenas 30 segundos.

O processo D é uma variação em carga do processo A, sendo utilizado para materiais de baixa e média resistência à abrasão, ao passo que o processo E é uma variação do processo B com tempo reduzido para 5 minutos, também para materiais de baixa e média resistência à abrasão.

3.13 Ensaios Complementares

Para melhor caracterização dos insertos foi realizado o ensaio de difração de RX – (DRX), visando verificar as fases presentes no inserto.

3.13.1 Difração de RX – DRX

A difração de RX foi realizada no laboratório de Física da UFRGS. Os parâmetros utilizados no equipamento foram:

- ✓ Fonte – Cu;
- ✓ kV/mA – 40/17.5;
- ✓ Filtro – mongr;
- ✓ Fendas – 1/1/1/.15/s;
- ✓ Ângulo Inicial – 10.0;
- ✓ Ângulo Final – 100.0;
- ✓ Incremento – 0.05.

Para analisar os valores obtidos na difração de RX foi utilizado o software X'Pert High Score 2.0.

4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.1 Misturas de pó de H13+MoS₂, H13+h-BN

A figura 36 apresenta parte dos corpos de prova compactados, considerando as variações percentuais de lubrificantes (de 1% a 5%) e de pressão (de 100 N/mm² a 1000 N/mm²). Foram adicionados 1,5% em peso de parafina na mistura para aglutinação do compactado.



Figura 36 - Corpos de prova compactados

Os corpos de prova compactados seguiram para a etapa de sinterização.

Nestes corpos de prova foram calculadas as densidades a verde através da divisão das respectivas massas (pesadas após cada compactação) pelos volumes correspondentes (obtidos pela medição da altura e do diâmetro após cada compactação).

Os valores das densidades a verde estão apresentados nas tabelas 9 e 10, que no caso representam os resultados obtidos com a mistura de 3% de MoS₂ e 3% de h-BN, respectivamente.

Na tabela 8 os corpos de prova são identificados na primeira coluna pela letra “H”, precedidos com a numeração em alfabeto romano que significa respectivamente às pressões utilizadas para compactação, de 100 a 1.000 N/mm², sendo “I” para 100 N/mm² e “X” para 1000 N/mm².

Tabela 8 - Densidades a verde – Corpos de Prova H13 + 3% MoS₂

Corpo de Prova	Pressão de compressão - P (N/mm ²)	Massa verde - m (g)	Altura verde - h (cm)	Diâmetro a verde - d (cm)	Volume a verde - V (cm ³)	Densidade a verde - ρ (g/cm ³)
	0	20,000	0,00	0,00	5,0000	4,00
I – H	100	9,964	13,52	13,00	1.794,54	5,55
II – H	200	9,919	13,25	12,99	1.756,00	5,65
III – H	300	9,914	12,90	13,00	1.712,25	5,79
IV – H	400	9,902	12,75	12,99	1.689,73	5,86
V – H	500	9,945	12,67	13,00	1.681,72	5,91
VI – H	600	9,926	12,50	12,99	1.656,60	5,99
VII – H	700	9,910	12,41	13,00	1.647,21	6,02
VIII – H	800	9,984	12,47	13,00	1.655,17	6,03
IX – H	900	9,932	12,29	13,00	1.631,28	6,09
X – H	1.000	10,005	12,31	13,01	1.636,45	6,11

De igual forma, a tabela 9 apresenta os corpos de prova com adição de 3% de h-BN, onde os mesmos são identificados pela letra “C”, também precedidos da numeração em alfabeto romano.

Tabela 9 - Densidade a verde – Corpos de prova H13 + 3% h-BN

Corpo de Prova	Pressão de compressão - P (N/mm ²)	Massa verde - m (g)	Altura verde - h (cm)	Diâmetro a verde - d (cm)	Volume a verde - V (cm ³)	Densidade a verde - ρ (g/cm ³)
	0	20	0	0	5	4
I – C	100	10,018	8,17	17,95	2.067,48	4,85
II – C	200	10,147	7,94	17,95	2.009,27	5,05
III – C	300	9,974	7,83	17,95	1.981,44	5,03
IV – C	400	9,976	7,65	17,95	1.935,89	5,15
V – C	500	10,013	7,59	17,95	1.920,70	5,21
VI – C	600	10,042	7,51	17,95	1.900,46	5,28
VII – C	700	9,966	7,48	17,95	1.892,87	5,27
VIII – C	800	10,007	7,45	17,95	1.885,28	5,31
IX – C	900	10,138	7,32	17,95	1.852,38	5,47
X – C	1.000	10,103	7,19	17,95	1.819,48	5,55

As densidades das misturas com 1%, 2%, 4% e 5% também foram calculadas, mas não serão apresentadas no trabalho porque a mistura e pressão representativas selecionadas para a análise de resultados foi com 3% de adição, tanto de MoS₂ quanto de h-BN ao pó de aço ferramenta H13, e com a pressão de compactação de 1.000 N/mm². As justificativas para seleção destes valores serão apresentadas a seguir.

4.2 Seleção da mistura e da pressão de compactação

Para avaliar a homogeneidade do tratamento térmico foi realizado um perfil de dureza partindo da borda do inserto em direção ao centro do mesmo.

Foram batidos 15 pontos de dureza iniciando a 1,5 mm da borda do inserto, com espaçamento de 1,5 mm entre os cinco primeiros pontos (região da borda). Os cinco pontos batidos na região entre a borda e o centro do inserto iniciaram a 13,0 mm da borda com espaçamento de 1,0 mm entre cada ponto. Por fim, foram batidos os últimos cinco pontos iniciando a 6,0 mm do centro com espaçamento de 1,0 mm entre cada ponto. Todos os pontos foram avaliados partindo da borda em direção ao centro do inserto, conforme esquema apresentado na figura 37.

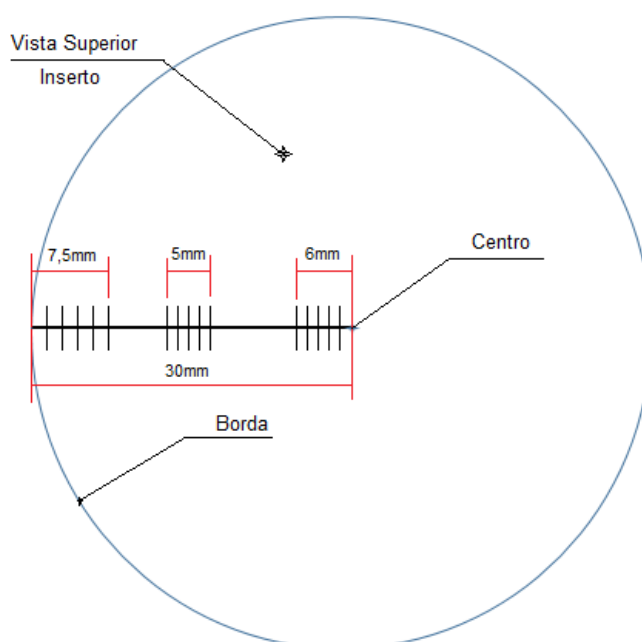


Figura 37 - Perfil esquemático de dureza

As tabelas 10 e 11 abaixo apresentam os dados de microdureza Vickers obtidos nos corpos de prova (compactados com 300 N/mm² e com 1.000 N/mm², respectivamente), após sinterização e sem tratamento térmico.

Tabela 50- Involução da microdureza em função do % de mistura do MoS₂ – Pressão 300 N/mm²

Corpos de Prova com % MoS ₂	Corpos de Prova com 300 N/mm ² (III)	Dureza HV região próxima à borda do CP	Dureza HV posição centro	Dureza HV posição entre centro e borda	Dureza HV média
1%	F III	673,44	623,48	598,55	631,82
2%	G III	620,15	602,09	624,50	615,58
3%	H III	593,21	583,75	641,00	605,99
4%	I III	610,07	615,28	580,42	601,92
5%	J III	411,43	475,32	458,28	448,34

Tabela 61 - Involução da microdureza em função do % de mistura do MoS₂ – Pressão 1.000 N/mm²

Corpos de Prova com % MoS ₂	Corpos de Prova com 1.000 N/mm ² (X)	Dureza HV região próxima à borda do CP	Dureza HV posição centro	Dureza HV posição entre centro e borda	Dureza HV média
1%	FX	847,16	933,85	829,78	870,26
2%	GX	723,57	767,28	690,92	727,26
3%	HX	631,30	661,45	665,17	652,64
4%	IX	667,77	644,27	590,02	634,02
5%	JX	635,94	611,95	597,47	615,12

Observou-se que o valor de microdureza obtido nas amostras diminuía à medida que aumentava o percentual de lubrificante adicionado na mistura. Para evitar o uso de pouco lubrificante na mistura, caso a composição com 1% fosse selecionada, e também para evitar a queda acentuada da microdureza demonstrada na mistura com 5% de MoS₂, optou-se por utilizar o valor intermediário de 3% para representar a defesa dos conceitos pretendidos ao longo deste trabalho.

4.3 Densidade Teórica - Densidade do Sinterizado – Porosidade Total

4.3.1 Densidade Teórica do Composto

A densidade dos pós conforme os fabricantes são de:

- ✓ $\rho = 7,85 \text{ g/cm}^3$ para o pó de aço ferramenta H13 atomizado a água;
- ✓ $\rho = 4,0 \text{ g/cm}^3$ para o pó de lubrificante sólido MoS₂.

De acordo com o exposto na equação 3 apresentada anteriormente, avaliou-se a densidade teórica do composto (ρ_{TC}) de aço ferramenta AISI H13 (pó) com adição de MoS_2 (lubrificante sólido em pó), a qual é de: $\rho_{TC} = 7,63 \text{ g/cm}^3$.

4.3.2 Densidade do Sinterizado

Pode-se observar na análise da tabela 12 que existe pouca variação da densidade sinterizada considerando-se as diferentes pressões de compactação utilizadas.

Tabela 72 - Densidades dos CP sinterizados de H13 com adição de MoS_2

Corpo de Prova	Pressão de compressão P(N/mm ²)	Massa Sinterizado m (g)	Altura CP Sinterizado h (cm)	Diâmetro CP Sinterizado d (cm)	Volume CP Sinterizado V (cm ³)	Densidade sinterizada ρ (g/cm ³)
I – H	100	9,77	12,81	12,26	1.512,24	6,46
II – H	200	9,73	12,47	12,25	1.469,70	6,62
III – H	300	9,73	12,19	12,29	1.445,50	6,73
IV – H	400	9,75	11,90	12,33	1.420,90	6,86
V – H	500	9,77	12,00	12,34	1.435,16	6,81
VI – H	600	9,75	11,87	12,35	1.420,77	6,86
VII – H	700	9,75	11,74	12,35	1.406,35	6,93
VIII – H	800	9,82	11,61	12,35	1.390,77	7,06
IX – H	900	9,77	11,48	12,34	1.372,97	7,12
X – H	1000	9,84	11,35	12,35	1.359,63	7,24

Para a continuidade dos ensaios realizados neste trabalho, em conjunto com o percentual de 3% de lubrificante foi também selecionada a pressão de 1.000 N/mm² para a compactação, a qual apresentou o maior valor de densidade do Sinterizado conforme salientado na tabela 12.

4.3.3 Porosidade total do sinterizado

Utilizando a equação 4, apresentada anteriormente, e os valores já expostos de densidade do sinterizado e densidade do composto, obtém-se a porosidade total percentual (p^{\dagger}) do composto sinterizado com 3% de MoS_2 que é de 5,1%.

4.4 Sinterização das amostras e dos insertos finais de aço ferramenta H13 com adição de 3% de MoS₂

Parte dos corpos de prova sinterizados pode ser visualizada na figura 38. Estes representam a mistura com adição de MoS₂, com as respectivas variações de percentual de adição.

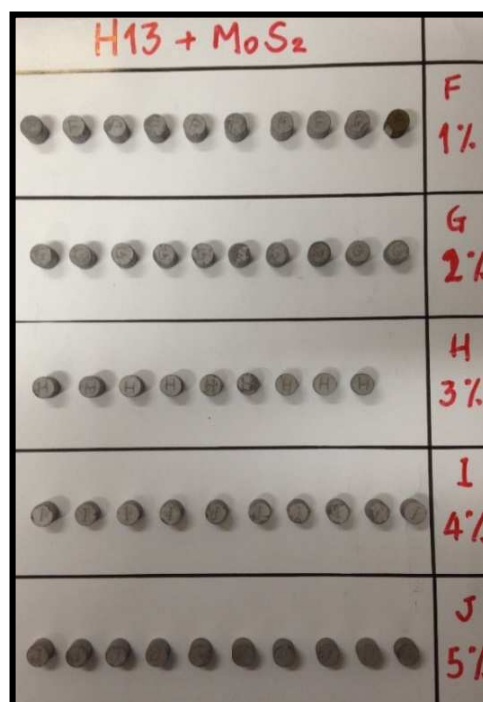


Figura 38 - Corpos de Prova Sinterizados

A identificação na coluna da direita se dá pelas letras de F à J, que representam sucessivamente o percentual de 1% a 5% de MoS₂ acrescido à mistura com o pó de H13.

Após a sinterização realizou-se a pesagem de cada corpo de prova utilizando uma balança de precisão marca Dhaus – Adventurer, carga máx. 4.100 g, precisão de 0,01 g.

Posteriormente mediram-se as amostras em altura e diâmetro utilizando um paquímetro digital.

De posse dos dados obtidos após cada compactação gerou-se uma tabela de cálculos que forneceu os valores de densidade das peças sinterizadas e de microdureza.

A figura 39 representa o gráfico de densidades obtidas com as amostras sinterizadas (H13 + 3% de MoS₂).

É possível visualizar na figura 38 que a densidade obtida de 7,24g/cm³ encontra-se de acordo com dados obtidos do site Infomet apresentados anteriormente na tabela 6.

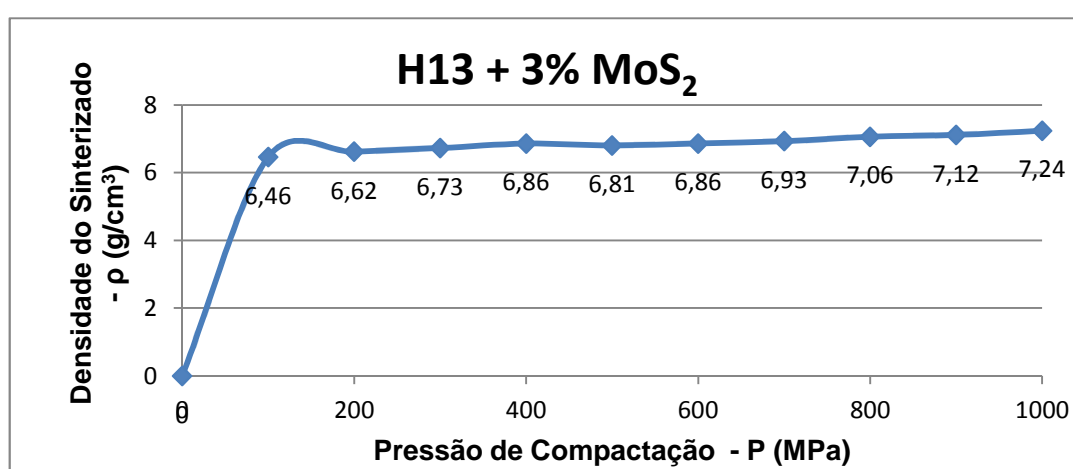


Figura 39 - Densidade dos corpos de prova sinterizados

4.4.1 Problemas na Sinterização.

As amostras compactadas com ambas as misturas foram sinterizadas nas mesmas condições de atmosfera (Nitrogênio) e temperatura (1260 °C), mas apenas os corpos de prova com adição de MoS₂ ficaram em condições de análise e apresentaram resultado satisfatório para prosseguimento dos ensaios.

Os corpos de prova com adição de h-BN sinterizados na mesma condição de temperatura e atmosfera dos demais com MoS₂, não puderam ser utilizados no segmento das análises (densidade, dureza, etc.), pois apresentaram forte decarbonetação com acentuada formação de óxido conforme pode ser visto na figura 40.



Figura 40 - Corpos de prova com adição de h-BN sinterizados a 1260 °C

Foram confeccionados novos corpos de prova com adição de 3% de h-BN, procurando assim realizar nova sinterização. Para esta segunda sinterização optou-se em alterar uma das variáveis existentes, neste caso, a temperatura.

Os corpos de prova foram sinterizados, à temperatura de 1150 °C, com atmosfera de Nitrogênio. Nesta segunda amostragem, os corpos de prova apresentaram uma pequena melhora, mas não significativa, ainda com formação de óxido e elevada fragilidade, como pode ser visto na figura 41.



Figura 41 - Corpos de prova de h-BN sinterizados a 1150 °C

Em nova amostragem optou-se em alterar a atmosfera, realizando assim a sinterização em caixa, só que desta vez com os três pares de insertos finais.

A sinterização em caixa foi realizada com atmosfera de grafite à temperatura de 1150 °C, obtendo peças (fig. 42) aparentemente em condições de utilização. Diferentemente das peças produzidas em forno contínuo, as sinterizadas em caixa apresentaram-se, visualmente, adequadas para utilização, sendo então encaminhadas para o tratamento térmico.



Figura 42 - Insertos com adição de h-BN Sinterizados em Caixa

4.5 Tratamento Térmico dos corpos de prova e dos insertos finais de aço ferramenta H13 com adição de 3% de MoS₂

Foi realizado tratamento térmico de têmpera e duplo revenido nos corpos de prova e insertos de MoS₂ e apenas nos insertos de h-BN sinterizados em caixa, devido a não poderem ter sido aproveitados os demais corpos de prova, como mencionado anteriormente. Também se realizou o mesmo tratamento para os insertos de aço H13 laminado.

A figura 43 (A e B) apresenta respectivamente uma peça do inserto do H13 laminado e outra de H13 sinterizado com adição de lubrificante MoS₂, após o tratamento térmico.

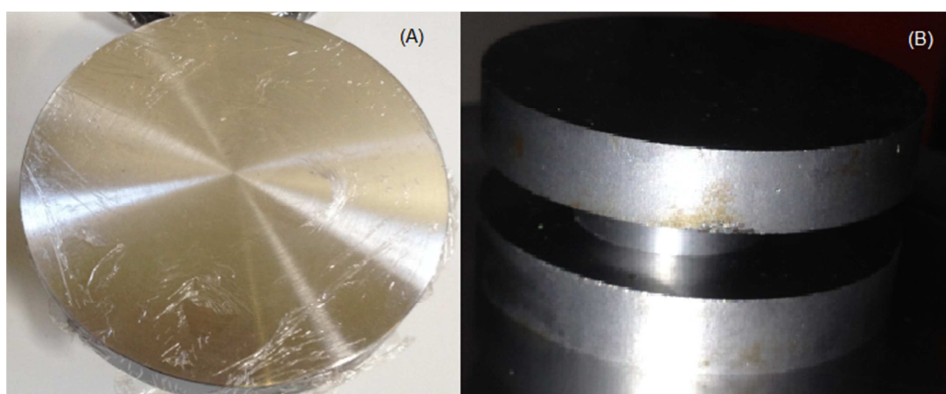


Figura 43 - A) inserto de aço H13 laminado– B) inserto sinterizado com MoS₂

Na figura 44 são apresentados insertos com adição de lubrificante h-BN após o tratamento térmico.



Figura 44 - Insertos com adição de h-BN após tratamento térmico

Apesar dos insertos com adição de h-BN sinterizados em caixa ter apresentado melhores condições visuais, durante o tratamento térmico apresentou descarbonetação, formação de óxido acentuada e fraturas por toda a peça.

Com a evidenciada fragilidade do material no processo adotado nesta tese, optou-se pela eliminação do segundo lubrificante, trabalhando desta etapa para frente apenas com o H13 com adição de MoS_2 , em comparação com o aço laminado H13.

4.6 Análise Metalúrgica

As peças sinterizadas foram embutidas em baquelite, o que permitiu seu manuseio para preparação das superfícies através do lixamento com granulometria de 80 até 1500, e posterior polimento com pasta abrasiva em disco de feltro.

As peças já polidas foram atacadas em solução contendo 3% ácido nítrico e 97% álcool etílico (fig. 45). Esta oxidação controlada permitiu contrastar as imagens conforme é visto na figura 46, onde fica evidenciada a formação de matriz ferrítica, com perlita e carbonetos precipitados.



Figura 45 - Ataque com solução de Nital 3%

O corpo de prova representativo da seleção de mistura e pressão fora submetido aos tratamentos térmicos de têmpera e revenido, adotando os parâmetros de tempo e temperatura convencionais para o aço ferramenta H13.

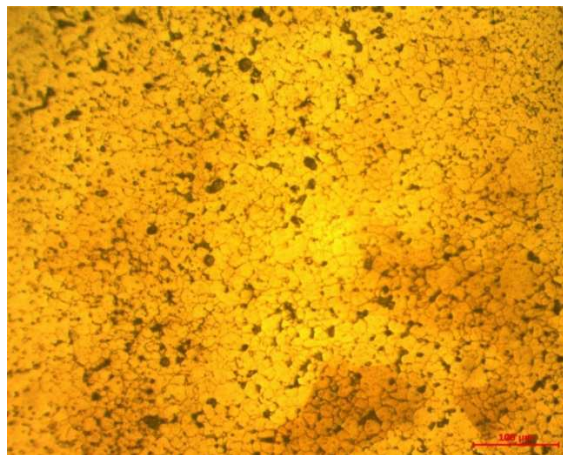


Figura 46 - Amostra H X (3% de MoS_2 a 1.000 N/mm²) - Sinterizado – Ampliação de 100X

Como resultado obteve-se a dureza de 52 – 54 HRC, compatível com a literatura, e microestrutura martensítica com carbonetos precipitados como são vistos na figura 47.



Figura 47 - Amostra H X (3% de MoS₂ a 1.000 N/mm²) - Temperada e revenida – Ampliação de 100X

Até esta etapa os resultados obtidos com os materiais H13 convencional e H13 com adição de MoS₂ vem apresentando comportamento similar, sem alterações significativas nas estruturas obtidas.

4.7 Difração de Raio-X - DRX

Foi realizada a difração de Raio-X no inserto de aço ferramenta H13 com adição de 3% de MoS₂, temperado e revenido. As figuras 48 e 49 apresentam o espectro obtido e as fases presentes no material.

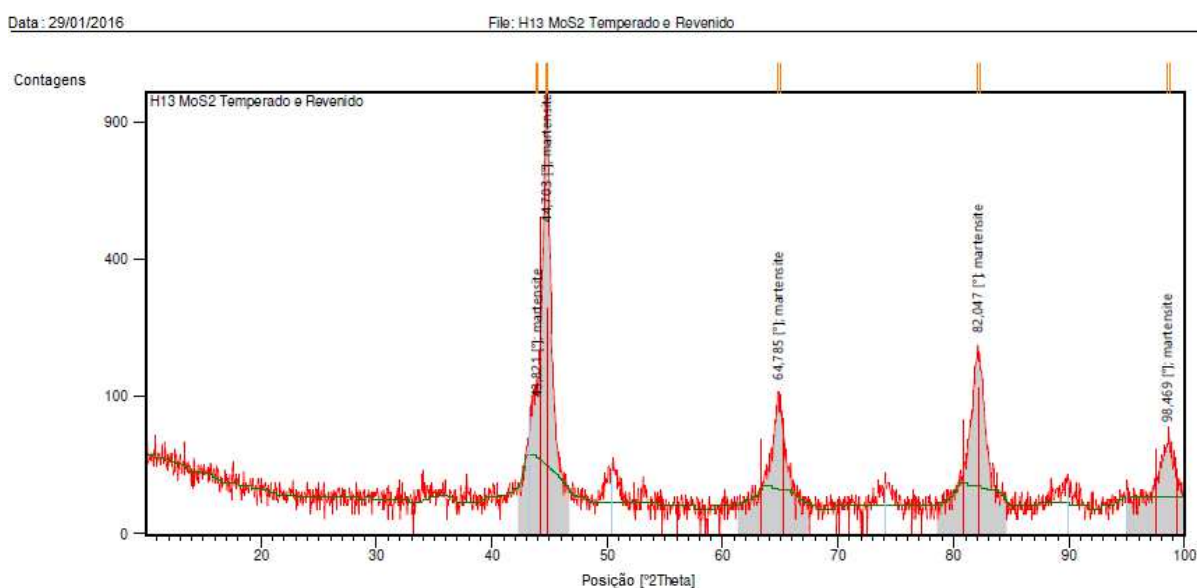


Figura 48 - Espectro apresentando a presença de fase Martensita

O espectro da figura 48 mostra a presença de fase martensita nos picos de maior intensidade, reforçando o que já fora apresentado anteriormente na figura 47.

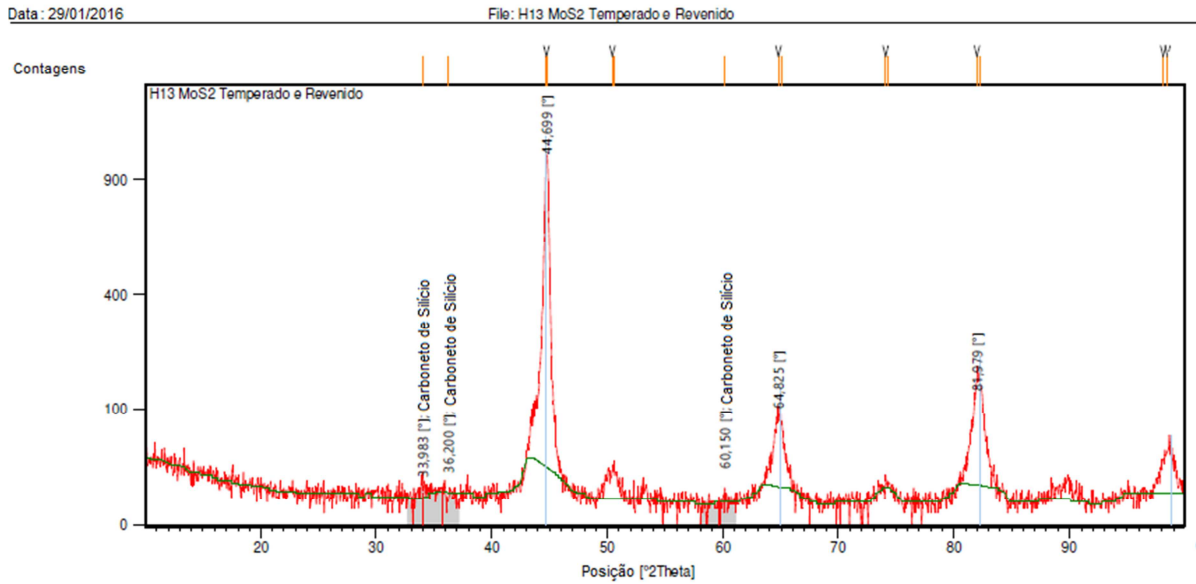


Figura 49 - Espectro apresentando a presença de carboneto de Silício

A figura 49 expõe a presença de carboneto de Silício, em picos de menor intensidade, também reforçando a análise metalográfica.

4.7 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Micro Análise Química Elementar (EDS)

A finalidade da realização das análises no MEV foi a de demonstrar a presença dos elementos lubrificantes MoS_2 inseridos na matriz ferrítica de aço ferramenta H13.

A figura 50 é uma ampliação em 5.000 X de uma região onde podem ser visualizadas fases distintas da mistura que se propunham evidenciar.

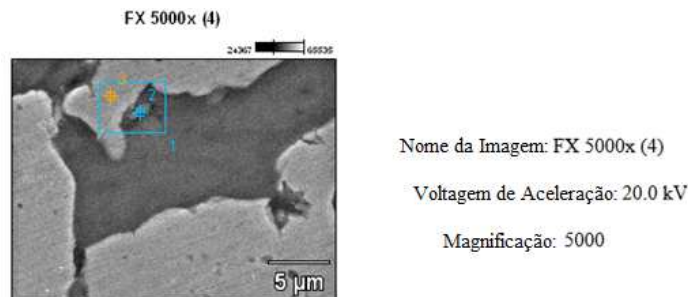


Figura 50 - MEV - Imagem amostra F X (H13 +1% MoS_2 a 1000 N/mm²) - Ampliação 5.000

X

No detalhe estão evidenciados a Área 1, mescla das fases presentes, o Ponto 2, predominantemente MoS_2 , e o Ponto 3 com predominância da matriz ferrítica do aço H13.

Ainda analisando a Área 1 da figura 50 verifica-se a presença de fase líquida no contorno da matriz ferrítica, com a presença do que se pode chamar de ilhas de MoS_2 , evidenciadas na análise EDS apresentada mais à frente.

Estas ilhas de MoS_2 servirão como micro regiões de lubrificação da matriz durante o processo de conformação, servindo como agente redutor do atrito entre a peça e o ferramental.

As figuras 51, 52 e 53 e a tabela 13 representam a composição química da Área e Pontos mencionados de forma comparativa e quantitativa dos elementos químicos presentes respectivamente.

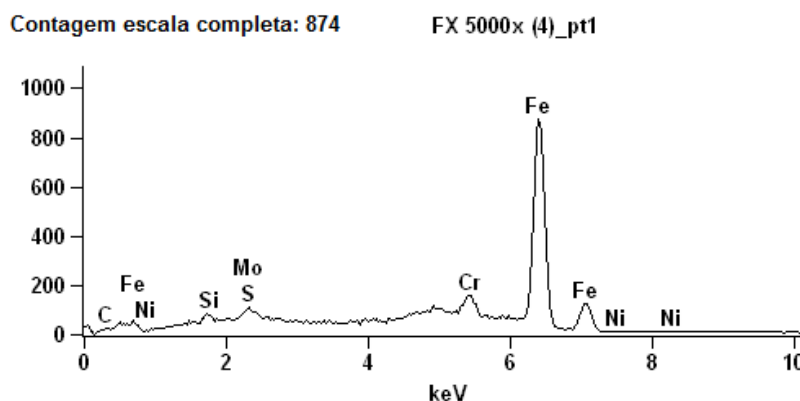


Figura 51 - EDS – Microconstituintes da Área 1 da figura 47

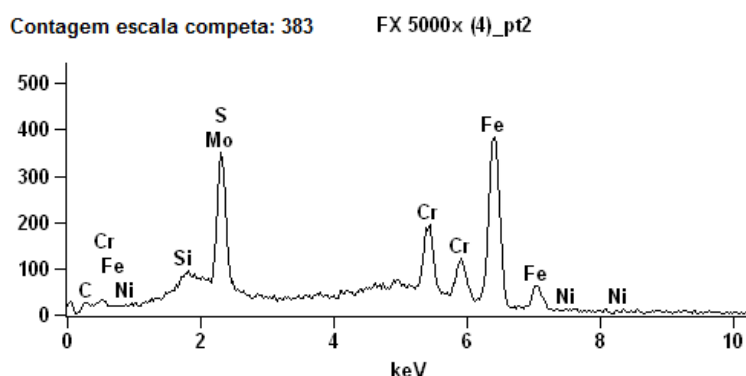


Figura 52 - EDS – Microconstituintes do Ponto 2 da figura 47

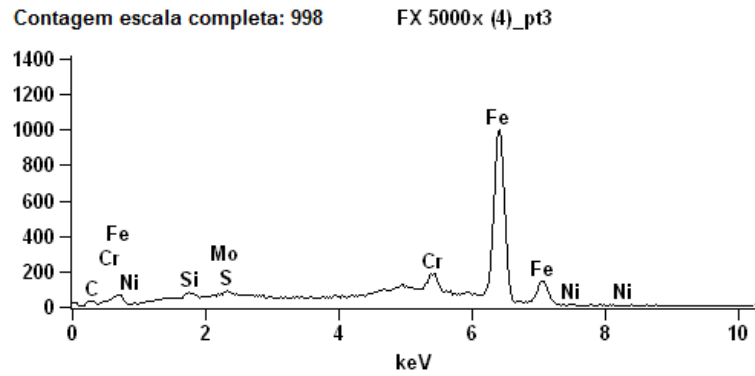


Figura 53 - EDS – Microconstituintes do Ponto 3 da figura 47

Tabela 83 - Micro análise química (EDS) da amostra F X – ampliação 5.000 X

	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>
<i>FX 5000x (4)_pt1</i>	9.15	0.96	0.02	4.61	82.46	0.00	2.81
<i>FX 5000x (4)_pt2</i>	20.27	0.34	8.23	12.66	50.71	0.00	7.78
<i>FX 5000x (4)_pt3</i>	18.14	0.87	0.50	4.41	75.76	0.30	0.02

Parte da Área 1 da figura 50 foi ampliada em 20.000 X e está apresentada na figura 54.

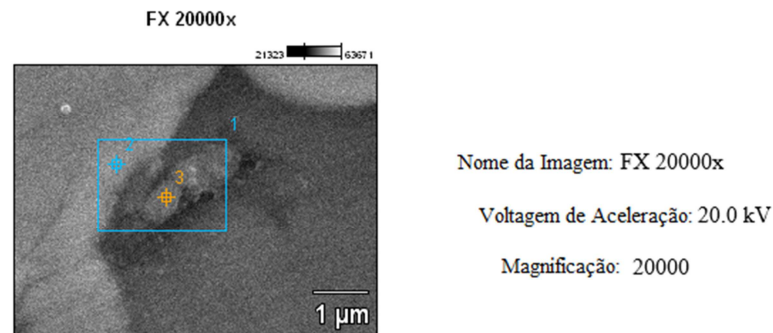


Figura 54 - MEV - Imagem amostra F X - Ampliação 5.000 X

O gráfico exposto na figura 55 e a tabela 14 demonstram a possibilidade da presença do lubrificante MoS_2 na matriz ferrítica do aço ferramenta H13, indo ao encontro do principal propósito da realização das misturas.

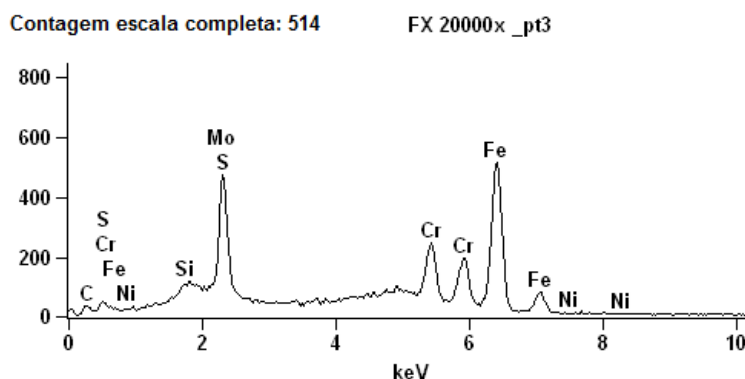


Figura 55 - Gráfico EDS – Microconstituintes do Ponto 3 da figura 51

Tabela 94 - Micro análise química (EDS) da amostra F X – ampliação 20.000 X

	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>
<i>FX 20000x_pt1</i>	12.21	0.73	3.05	6.76	73.89	0.00	3.36
<i>FX 20000x_pt2</i>	17.18	0.53	0.02	4.09	75.69	0.15	2.34
<i>FX 20000x_pt3</i>	24.75	0.32	9.04	12.64	47.86	0.00	5.40

As demonstrações até aqui referidas caracterizam a obtenção do compósito de aço ferramenta autolubrificante pretendido.

Para validação das análises apresentadas até esta etapa serão realizados os ensaios tribológicos, dando assim continuidade às pesquisas desta tese.

4.8 Ensaios Tribológicos

4.8.1 Ensaio para determinação do atrito de Coulomb (μ)

O ensaio do anel para determinação do atrito de Coulomb foi realizado em uma prensa hidráulica de 400 kN, fazendo uso de matrizes de aço SAE AISI 4140 com os insertos confeccionados por Metalurgia do Pó de aço H13 + MoS₂ temperado e revenido, e outra matriz com o inserto do aço laminado H13 convencional, também temperado e revenido.

Os insertos ficaram alojados no conjunto ferramental, formando pares de matrizes planas próprias para o ensaio de conformação do anel.

Para efeito dos ensaios e devido à capacidade limitada da prensa foram confeccionados anéis de Alumínio AA6351, visto que, os ensaios são para determinar qual conjunto de ferramental (sistema tribológico) apresenta menor resistência ao escoamento, neste caso menor coeficiente de atrito, quando da aplicação de força axial sobre os corpos de prova de formato anelar.

As deformações relativas dos corpos de prova foram determinadas e aplicadas em percentuais de redução h_0 de aproximadamente 20%, 40% e 60%.

A figura 56 apresenta corpos de prova deformados durante o ensaio, identificando as deformações aplicadas a partir do corpo de prova inicial.

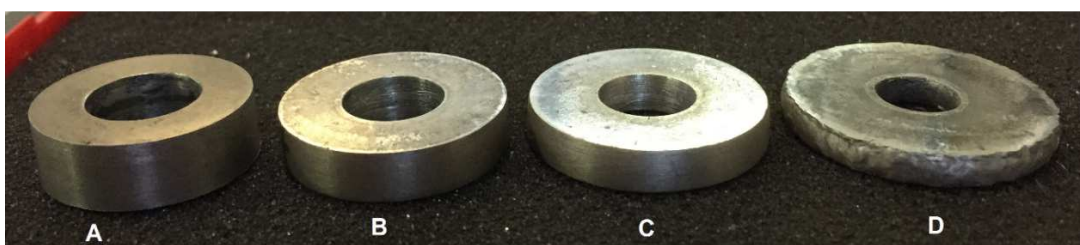


Figura 56 - a) anel inicial, b) deformação de 20%, c) deformação de 40% e d) deformação 60%

Para cada percentual de deformação foram conformados quatro corpos de prova, e repetido o procedimento para cada conjunto de matriz utilizado. Os corpos de prova foram devidamente medidos e seus valores podem ser visualizados na tabela 15.

Tabela 105 - Corpos de Prova ensaiados

Material	Corpos de prova iniciais		Deformação de 20%		Deformação de 40%		Deformação de 60%	
	Diâmetro Interno (\varnothing_i)	Altura (h)	Interno (\varnothing_i)	Altura (h)	Interno (\varnothing_i)	Altura (h)	Interno (\varnothing_i)	Altura (h)
H13 Convencional	11,87	7,85	11,45	6,00	11,00	4,91	9,00	3,80
	12,05	8,20	11,67	6,42	10,90	5,00	9,44	3,93
	12,35	8,23	12,34	6,42	11,25	4,90	9,45	3,73
	12,00	8,06	11,69	6,32	10,65	4,92	9,40	4,02
H13 + MOS ₂	12,29	8,14	12,35	6,50	12,11	4,90	11,16	3,51
	11,92	7,83	11,96	6,50	11,56	4,62	10,34	3,44
	11,82	8,09	11,84	6,10	11,35	4,15	10,43	3,36
	11,99	7,75	12,08	6,10	11,63	4,45	10,37	3,22

Visualizando os dados da tabela 15, percebe-se que o desempenho do material H13 com adição de MoS_2 é relativamente superior ao H13 convencional quanto à redução do atrito.

Tal desempenho é evidenciado na figura 57, a qual apresenta as curvas de calibração de atrito realizadas por Software de elementos finitos e com os dados do material H13 e do ensaio.

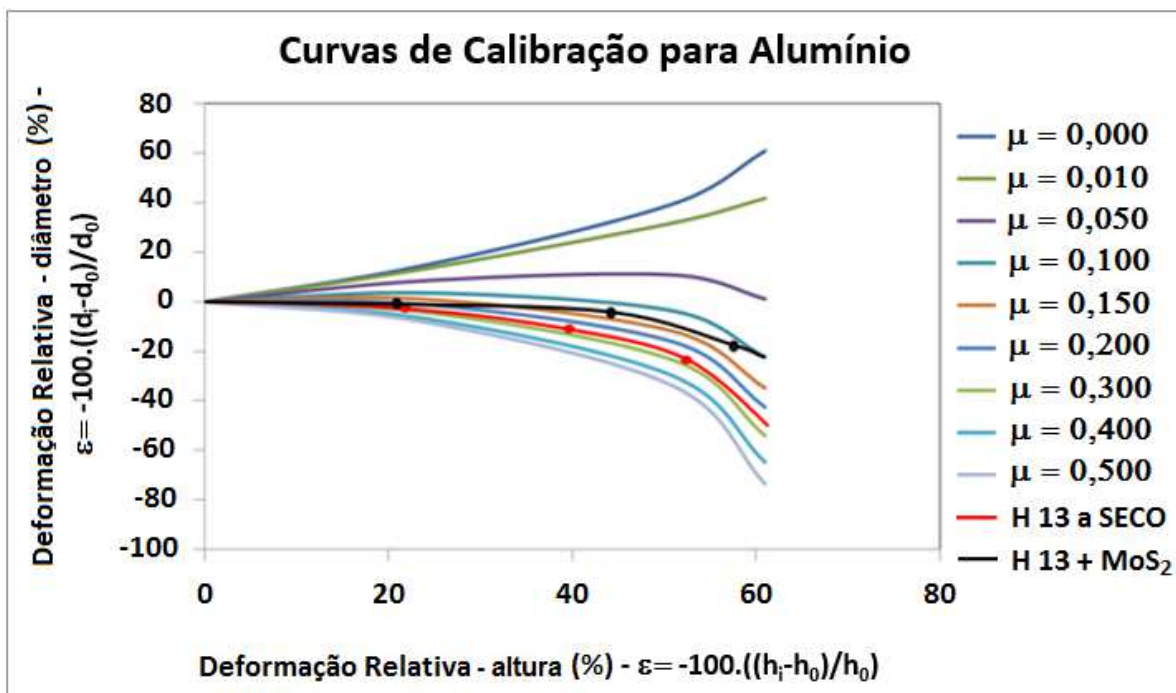


Figura 57 - Dados do ensaio em curvas de atrito calibradas

Percebe-se analisando a figura 57, que o desempenho do material com adição de MoS_2 apresentou menor coeficiente de atrito para as mesmas deformações relativas percentuais do material convencional.

Analisando as deformações relativas em torno de 20%, percebe-se que houve uma melhora no escoamento do material com adição de MoS_2 , fazendo com que o diâmetro interno do corpo de prova escoasse quase que uniformemente ao diâmetro externo. Este fato é comprovado pelo aumento do diâmetro interno em relação ao diâmetro do início do ensaio.

Nesta mesma faixa de deformação, o que se percebe no material ensaiado em ferramental de H13 convencional é uma pequena resistência ao escoamento, comprovada pela redução do diâmetro interno dos corpos de prova em relação aos

valores iniciais. Este comportamento, tanto do material com MoS₂ quanto do H13 convencional, persiste com as deformações superiores, nas faixas de 40% e de 60% de redução da altura inicial h_0 do corpo de prova anelar de Alumínio.

Os maiores valores de coeficiente de atrito de Coulomb (μ) obtidos com as maiores taxas de formação ficaram em:

- ✓ μ entre 0,20 e 0,30 para os corpos de prova ensaiados com matrizes que utilizaram o material H13 convencional;
- ✓ μ entre 0,10 e 0,15 para os corpos de prova ensaiados com matrizes que utilizaram o material H13 + MoS₂.

Com o intuito de validar os bons resultados obtidos com o material proposto e estudado nesta tese sujeitado aos ensaios do anel, realizou-se também o ensaio de Desgaste Abrasivo. O propósito de avaliar o desgaste é para assegurar a aplicabilidade do mesmo em ferramentais para calibração a frio, visto que os ensaios tribológicos foram realizados a temperatura ambiente.

4.8.2 Ensaio Abrasivo – Conforme ASTM G 65

Conforme especificado na norma ASTM G 65, “...os corpos de prova devem ser pesados antes e após a realização do ensaio, também devem apresentar faixas de dureza compatíveis”.

A faixa de dureza dos corpos de prova utilizados nos ensaios eram de 50 – 52 HRC para os corpos de prova de aço H13 convencional e de 50 – 54 HRC para os corpos de prova de aço H13 com adição de MoS₂. Tais valores de dureza são adequados e foram verificados após tratamento térmico e preparação superficial (polimento).

Também é especificado na ASTM G 65, “...o fluxo de areia para o ensaio deve ficar entre 300 e 400 g/min”.

Verificou-se antes e após o ensaio o fluxo de areia, que ficou em média de 349 g/min, dentro da faixa especificada pela norma.

Devido à necessidade de manter um fluxo controlado de areia os ensaios foram realizados de acordo com o procedimento A.

Cabe ressaltar que apenas um corpo de prova de cada material foi avaliado nesta condição, para os demais se reduziu o tempo para 15 minutos, pois se constatou que a perda de volume era progressiva e constante.

A tabela 16 apresenta resultados dos corpos de prova ensaiados com tempo reduzido para 15 minutos.

Tabela 116 - Dados do ensaio abrasivo com tempo de 15 minutos

Material	cp	Massa (g)	Densidade (ρ) g/cm ³	Volume (cm ³)	Perda em massa (g)	Perda em volume (cm ³)
H13+MoS ₂	1	94,15	7,24	13,004	0,100	0,014
	2	95,70	7,24	13,218	0,110	0,015
	3	95,20	7,24	13,149	0,105	0,015
H13	4	186,61	7,82	23,863	0,120	0,015
	5	186,67	7,82	23,871	0,140	0,018
	6	186,63	7,82	23,866	0,130	0,017

Percebe-se ao avaliar os resultados da tabela 16 que, os corpos de prova ensaiados apresentaram comportamento muito similar, com uma pequena diferença a favor do material H13 com adição de MoS₂.

Se considerarmos o menor resultado de perda em volume, 0,014 g/cm³ em relação ao pior caso que foi de 0,018 g/cm³, obtém-se uma melhora em desempenho de 22,23%. Já se considerando a média dos resultados de cada espécime avaliado, a diferença de desempenho fica na ordem de 12%.

Considerando que a indústria metal mecânica está cada vez mais competitiva e que busca constantemente por melhorias em processo e materiais para reduzir custos, o material até aqui avaliado demonstra características de desempenho superiores ao material convencional, podendo ser utilizado como alternativa para tal.

Pode-se confirmar essa afirmativa observando os valores da tabela 17, a qual apresenta uma estimativa feita com base no conhecimento adquirido em vários anos trabalhados em processos industriais e em avaliações de desempenho de desmoldantes típicos para aplicação em matrizes de conformação durante este período.

Tabela 17 Estimativa de ganho de produção com acréscimo de 12% em vida de ferramental.

Tempo estimado para produção de uma peça em segundos (s)	30	20	10
Peças produzidas por hora (PÇ/h)	120	180	360
Peças produzidas por dia (considerando 2 turnos de 8 horas) PÇ/dia	1920	2880	5760
Quantidade de peças produzidas com acréscimo de 12 % no uso do ferramental	2150,4	3225,6	6451,2
Diferença de peças produzidas por dia (\neq PÇ/dia)	230,4	345,6	691,2
Ganho estimado em horas por dia (h/dia)	1,92	1,92	1,92
Ganho estimado de horas em um mês (considerando 25 dias uteis) h/mês	48	48	48

Analisando os dados da tabela 17, percebe-se que em uma produção de peças com ciclo estimado de 20 segundos, haverá um acréscimo de produção diária de aproximadamente 345 peças. Considerando que uma peça para apresentar um ciclo de 20 segundos deve pesar em média de 4 kg a 6 kg (tempo médio para o aquecimento e encharque de um tarugo de 3 polegadas de diâmetro por 4,33 polegadas de comprimento em forno indutivo de passagem), leva à conclusão de que haverá um acréscimo de produção diário uma tonelada e meia aproximadamente.

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Conforme verificado no item 2.4.2, p. 38, Geier em 2007 obteve valores para atrito (μ) entre $\mu = 0,20$ e $\mu = 0,30$ para a condição a seco e, para a condição com adição de lubrificação na matriz (pó adicionado por pulverização na superfície), os valores ficaram na faixa de $\mu = 0,105$ e $\mu = 0,16$.

Os resultados obtidos neste trabalho comparados com os de Geier apresentam similaridade nos valores do coeficiente de atrito de Coulomb - μ , tanto para o material a seco quanto para o caso de uso de lubrificação. Convém citar que Geier utilizou em seus trabalhos o mesmo sistema tribológico (matriz de aço ferramenta H13, anéis de Alumínio AA 6351 e lubrificante MoS_2).

Os experimentos realizados neste trabalho diferem dos experimentos de Geier na forma com que é utilizada a lubrificação. Nos ensaios realizados por ele o lubrificante foi depositado sobre o ferramental, ao passo que neste trabalho o lubrificante foi adicionado na composição química da matriz pelo processo de Metalurgia do Pó, sendo obtidos resultados de desempenho similares em ambos experimentos.

Desta forma, considerando que os valores de atrito com o uso de lubrificação pelo método convencional (pulverização) são os mesmos que adicionando o lubrificante à mistura da matriz, obtém-se um “ganho” não mensurável diretamente que é o “IMPACTO AMBIENTAL”, presente no processo de conformação devido à aplicação de lubrificante nas matrizes.

Neste trabalho não foram levantados os custos com lubrificantes, nem qual a quantidade utilizada para produção de uma tonelada de peças, mas por experiência vivida em área fabril, desempenhando funções diretamente ligadas à produção de forjados, é possível estimar que o consumo de lubrificante para o caso da produção de mil e duzentas toneladas / mês fica em torno de cinco mil litros (vinte tambores) de desmoldante.

Também se deve acrescentar o consumo de água ao custo da lubrificação, utilizada para diluir o lubrificante. Geralmente a diluição é feita com 15 litros de água para cada litro de lubrificante (recomendação dos fabricantes com pequenas

variações conforme o material que estiver em uso - aço, Alumínio, Titânio, etc.). Neste caso em análise, são aproximadamente setenta e cinco mil litros de água / mês.

Analisando os dados apresentados, mesmo que adquiridos por experiência própria e sem comparar os custos dos processos de obtenção do aço ferramenta, pode-se considerar que é possível utilizar o aço ferramenta H13 com adição de MoS_2 em substituição ao aço convencional. Esta prática poderá ainda também reduzir ou até mesmo eliminar posterior lubrificação no processo de conformação a frio de Alumínio.

Referente ao material H13 com adição de h-BN, uma hipótese considerada para a ocorrência da descarbonetação e da forte oxidação do material nas duas primeiras sinterizações é de que a passagem das peças em forno foi feita sem atmosfera inerte, mais precisamente em uma atmosfera redutora. Ambas as sinterizações foram realizadas em final de semana, quando há uma limpeza no forno, chamada de queima de fuligem. A passagem das peças pode ter ocorrido antes do término desta limpeza ou até mesmo, em um caso menos provável, exatamente no início da limpeza.

Analisando também a metalografia da figura 47, percebe-se que a mesma apresenta estrutura de martensita com carbonetos precipitados, o que é indicado para os aços da classe H13 após processo de tratamento térmico, conforme dados do *Metals Handbook* (2002). A presença da martensita e de carbonetos está evidenciada nos espectros de difração de Raio-X apresentados nas figuras 48 e 49.

A faixa de dureza obtida nos insertos de pó de aço H13 com adição de MoS_2 , após o tratamento térmico, também estão dentro dos valores indicados em literatura, como o *Metals Handbook* (2002), por exemplo.

Os resultados obtidos no ensaio do anel para determinação do coeficiente de atrito de Coulomb - μ , também são similares aos de Tan, apud Geier (2007), bem como os de outros pesquisadores anteriores a estes.

Nos ensaios de abrasão, a diferença de perda de massa entre os materiais ensaiados, ainda que baixa, pode ser considerada significativa. Esta análise é pertinente, ainda que se faça a consideração de que durante o ensaio de abrasão

os poros do inserto de H13 com adição de MoS_2 foram preenchidos por partículas de areia. Essa hipótese levaria a um valor alterado (para maior) da massa do inserto, o que teoricamente melhora ainda mais o seu desempenho.

6. CONCLUSÕES

Analisando os resultados das análises metalográficas, MEV e EDS, chega-se às seguintes conclusões:

- Conforme verificado na figura 47, obtida após o tratamento térmico do inserto de aço H13 com adição de 3% de MoS_2 , observa-se que a microestrutura obtida é similar com a do aço ferramenta H13 comercial (barra laminada), também tratado termicamente.
- Após o tratamento térmico, o material com adição de 3% de MoS_2 não sofreu alteração significativa no valor de dureza quando comparado com o aço ferramenta H13 laminado, ficando próximo das faixas de dureza especificadas em literatura (tabela 2 da p. 26).
- Os processos de tratamento térmico utilizados atualmente apresentam a mesma aplicabilidade, tanto para o material com adição de 3% de MoS_2 quanto para o aço H13 laminado convencional. Isto se evidencia, pois os inserts de aço ferramenta H13 laminado (comercial) e os de aço ferramenta H13 com adição de MoS_2 foram realizados ao mesmo tempo, na mesma batelada.
- Com base nas análises dos ensaios MEV e nos resultados do EDS, existe grande possibilidade de afirmar que o MoS_2 está presente na microestrutura do compósito em análise.

Analisando os resultados do ensaio para determinação do coeficiente de atrito de Coulomb (μ) pelo método do anel, chega-se às seguintes conclusões:

- Ocorreu a redução de mais de 50% no valor do coeficiente de atrito de Coulomb μ para o anel de Alumínio conformado em ferramental feito com o material aço H13 + 3% de MoS_2 quando comparado com o valor obtido com o mesmo procedimento realizado com aço ferramenta H13 laminado (comercial).

- Pode-se eliminar a lubrificação externa (método tradicional de aplicação de lubrificante) no ferramental com a utilização do aço H13 + 3% de MoS_2 , e ainda assim manter o mesmo nível de lubricidade do ferramental H13 com lubrificação externa (método atual).

Analisando os resultados do ensaio de desgaste abrasivo, chega-se às seguintes conclusões:

- Conforme foi verificado pelo ensaio abrasivo, o ferramental de aço H13 + MoS_2 apresenta desgaste cerca de 12% menor que o ferramental equivalente feito com aço H13 convencional,.
- A redução do desgaste abrasivo no ferramental com MoS_2 pode ser determinante para o aumento da produção devido ao aumento da vida do ferramental, o que conseqüentemente reduz o custo com manutenção de ferramental.

7. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar os mesmos lubrificantes quando adicionados em aço ferramenta AISI M2 para utilização em matrizes de conformação a frio de materiais diversos (Alumínio, aço, Titânio, etc.);
- Testar diferentes lubrificantes adicionados à mistura;
- Avaliar a influência da temperatura de sinterização para o material H13 com adição de h-BN;
- Avaliar diferentes atmosferas para sinterização de H13 com adição de h-BN e de MoS₂.
- Forjar Alumínio nas condições a frio e a quente com o inserto de aço ferramenta H13 com adição de MoS₂.
- Forjar aço nas condições a frio, a quente e a morno com o inserto de aço ferramenta H13 com adição de MoS₂.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM, METALS HANDBOOK. **Heat Treating**, vol. 4, 2002.

ASM, METALS HANDBOOK. **Introduction to Heat Treating of Tool Steels**, vol. 4.

ASM International, Materials Park, OH. 1991.

ASTM E 384 – **Standard Test Method for Microhardness of Materials**.

ASTM G 65 – **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**.

ALTAN, T.; OH, S.; GEGEL, H. **Conformação de Metais – Fundamentos e Aplicações**. Ed. EESC – USP São Carlos, 1ª Ed, 1999.

BAY, N. **The state of the art in cold forging lubrication**. J. Mater. Process. Technol. 46, p 19–40, 1994.

BINDER, C. **Desenvolvimento de novos tipos de aços sinterizados autolubrificantes a seco com elevada resistência mecânica aliada a baixo coeficiente de atrito via moldagem de pós por injeção**. Tese de doutorado. UFSC - 2009.

BONNEMEZÓN, A.; ABATE, G.; KRAHAMER, D. M. **Ingenieria del forjado moderno**. Talleres gráficos Veicorgraf. 1ª ed. Buenos Aires, Rep. Argentina, 2014.

BOUQUEREL, J.; DIAWARA, B.; DUBOIS, A.; DUBAR, M.; VOGT, J.-B.; NAJJAR, D. **Investigations of the microstructural response to a cold forging process of the 6082-T6 alloy**. J Mater Design (2014).
<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.12.005>

BUENO, A. F. **Determinação do Coeficiente de Atrito para as Ligas de Alumínio AA6351e de Titânio Ti6Al4V pelos Métodos do Anel e Tubo Cônico**. Dissertação para a obtenção do Título de Mestre. UFRGS – 2010.

BRITO, A. M. G. **Análise Teórico-Experimental dos processos de expansão e inversão de extremidades de tubo de parede fina em matriz.** Tese para Obtenção de Título de Doutor. UFRGS – 2006. P. 20-139.

BRITO, F. I. G.; MEDEIROS, K. F.; LOURENÇO, J. M. **Um estudo teórico sobre a sinterização na Metalurgia do Pó.** Holos, Ano 23, v. 3. 2007.

CAMPOS, K. R.; KAPSA, P.; BINDER, C.; KLEIN, A. N.; MELLO, J. D. B. **Tribological evaluation of self-lubricating sintered steels.** Wear, v 332 – 333, p. 932 – 940, 2015.

CARLSSON, P; OLSSON, M. **Surface & Coatings Technology**, v 200, Issues 14-15, p. 4654 - 4663, 2006.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: Características Gerais, Tratamentos Térmicos, Principais Tipos.** 7 ed. ampl. e rev. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 600 p, 2008.

DENG, J.; CAN, T.; SUN, J. **Microstructure and mechanical properties of hot-pressed Al₂O₃/TiC ceramic composites with additions of solid lubricants.** Ceramic International, v. 22, n. 31, p. 249-256, 2005.

DONNET, C.; ERDEMIR, A. **Historical developments and new trends in tribological and solid lubricant castings.** Surface and coatings technology. v. 180-181, p. 76-84, 2004.

DUNKLEY, J. **MIM – a global perspective.** Powder Metallurgy, v. 43, n. 4, p. 296–298, 2000.

ELKADY, O. A. M.; ABU-OQAIL, A.; EWAIS, E.M.M.; EL-SHEIKH, M. **Physico-mechanical and tribological properties of Cu/h-BN nanocomposites synthesized by PM route.** Journal of Alloys and Compounds, 625 (2015), p 309–317.

FREITAS, A. A. **Síntese e caracterização estrutural e magnética de nanoestruturas a base de nitreto de boro.** Dissertação para Obtenção de Título de Mestre. CDTN – BH, 2012.

GEIER, M. **Considerações sobre o Atrito para Processos de Forjamento a Frio através do Ensaio de Compressão do Anel**. Dissertação para Obtenção de Título de Mestre. UFRGS – 2007.

HAMMES, G.; SCHROEDER, R.; BINDER, C.; KLEIN, A. N.; MELLO, J. D. B. **Effect of double pressing / double sintering on the sliding wear of self-lubricating sintered composites**. Tribology International, v 70, p. 119 – 127, 2015.

HELMAN, H.; CETLIN, P. R. **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**. Ed. Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1983.

HOKKIRIGAWA, K; KATO, K; LI, Z. Z. **The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels**. Wear, v. 123, pp 241 – 251, 1998.

HUTCHINGS, I.M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. 1992.

INFOMET INFORMAÇÕES BRITADAS, FUNDIDAS E LAMINADAS, disponível em: <http://www.infomet.com.br/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?cod_tema=9&cod_secao=10&cod_assunto=83&cod_conteudo=130>.

Acesso em: 28 fev. 2013.

JOST, H.P. Lubrication (Tribology) – **A Report of the Present Position and Industry's Needs**, Department of Education and Science, H. M Stationary Office, London.1966.

JUNG, K.H.; LEE, H.C.; KIM, D.K.; KANG, S.H.; IM, Y.T. **Friction measurement by the tip test for cold forging**. Wear, nº 286 – 287, p. 19 – 26, 2012.

JUNIOR, A. L. L. **Análise da influência das propriedades do material e parâmetros do processo na simulação numérica do processo de forjamento**. Dissertação para obtenção do Título de Mestre. UFRGS – 2007.

JUSTE, K. R.C. **Caracterização Tribológica da Lubrificação Sólida**. Tese para obtenção do título de Doutora. Universidade Federal de Uberlândia, MG – 2012.

LEITE, M. V. L.; GOMES, J. M. R.; SINATORA, A. **Método para Caracterização Tribológica do Aço ABNT H13 com Topografia Estruturada em Condições de Deslizamento a Seco**, 45º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2008.

LUDEMA, K. C. **Friction, wear and lubrication**. CRC Press: New York, p. 123-124, 1996.

MANG. T. **Die Schmierung in der Metallbearbeitung**, Vogel-Buchverlag Würzburg, Deutschland. 1983.

MARTINS, V. **Estudo das propriedades mecânicas dos compósitos WC-6Co, WC-10Co, WC-20Co, WC-6Co-6Ni, WC-6Co-12Ni obtidos por Metalurgia do Pó convencional para aplicação em anéis de selos mecânicos**. Dissertação para Obtenção de Título de Mestre. UFRGS – 2010.

MENDES, M. A. R. S. **Estudo do desgaste de ferramentas com e sem revestimentos de filmes finos utilizadas em operações de conformação a frio**. Dissertação para Obtenção de Título de Mestre. USP – 2009.

METALS HANDBOOK. **Introduction to Heat Treating of Tool Steels**, vol. 4. ASM International, Materials Park, OH. 1991.

METALS HANDBOOK **Powder Metal Technologies and Applications**, vol. 7. ASM International, Materials Park, OH. 1998

MONTEIL, G.; GREBAN, F.; ROIZARD, X. **In situ punch wear measurement in a blanking tool, by means of thin layer activation**. *Wear*, nº 265, p. 626 – 633, 2008.

OLIVEIRA, R. A.; KOLLER, L. A.; SCHAEFFER, L. **Evaluation of two commercially available lubricants by means of ring test to AA6061 F aluminum alloys**. *Materials Research*, v. 6, n. 4, p. 591-597, 2004.

PARUCKER, M. L. **Desenvolvimento de materiais compósitos de baixo coeficiente de atrito com partículas de lubrificante sólido dispersas em matriz metálica a base de níquel**. Tese de Doutorado, UFSC, 2008.

PARUCKER, M. L., KLEIN, A. N.; BINDER, C.; JUNIOR, W. R.; BINDER, R. **Development of Self-lubricating Composite Materials of Nickel with Molybdenum Disulfide, Graphite and Hexagonal Boron Nitride Processed by Powder Metallurgy: Preliminary Study**. *Materials Research*; 17(Suppl. 1): 180-185, 2014.

PETERSEN, S. B.; MARTINS, P. A. F.; BAY, N. **Friction in Bulk Metal Forming: a General Friction Model vs. the Law of Constant Friction.** Journal of Materials Processing Technology, vol. 66, p. 186–194, 1997.

RAO, K.P.; PRASAD, Y.V.R.K, XIE, C.L. **Further evaluation of boric acid vis-a-vis other lubricants for cold forming applications.** Tribology International, v. 44, p. 1118–1126. 2011.

RAPOPORT, L.; LESHCHINSKY, V.; LVOVSKY, M.; LAPSKER, I.; VOLOVIK, T.; FELDMAN, Y.; POPOVITZ-BIRO, R.; TENNE, R. **Superior tribological properties of powder materials with solid lubricant nanoparticles,** Wear, n. 255, p. 794-800, 2003.

ROOIJ, M. B. **Tribological aspects of unlubricated deepdrawing process,** Ph.D. Thesis, University of Twente, 1998.

SASADA, T. **The behavior of adhered fragments interposed between sliding surfaces and formation process of wear particles.** Journal of Lubrication Technology v. 103, issue 2, pp.195-202, 1981.

SCHAEFFER, L. **Conformação mecânica.** Editora Imprensa, Porto Alegre, 2005.

SCHEY, A.; J. **Tribology in metalworking: Friction, lubrication and wear.** Ohio: 2ª edição, p. 1-130, 1984.

SILVA, A. M. B. **Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de Alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6.** Dissertação para Obtenção de Título de Mestre. USP – 2013

SISTEMA INTERNACIONAL DE UNIDADES (SI). In Britannica Escola Online. Enciclopédia Escolar Britannica, 2014. Web, 2014. Disponível em: <<http://escola.britannica.com.br/article/483009/Sistema-Internacional-de-Unidades-SI>>. Acesso em: 15 de setembro de 2014.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering Tribology.** Publishing Butter worth Heinemann, 4ª ed., p.852. 2014.

STOETERAU, R. L. **Tribologia- EMC 5315 -. Apostila para uso didático na disciplina de Tribologia do curso de Graduação.** Universidade Federal de

Santa Catarina Centro Tecnológico Departamento de Engenharia Mecânica. 2004. Disponível em: <http://www.scribd.com/doc/19271358/StoeterauTribologia> Acesso em 18/08/2013.

STRAFFELINI, G. **Friction and Wear: Methodologies for Design and Control.** Springer International Publishing, 1ª ed., p. 283. 2015.

TAN, X. Comparisons of friction models in bulk metal forming. *Tribology International*, v. 35, p. 385 – 393, 2002.

THARAJAK, J.; PALATHAI, T.; SOMBATSOMPOP, N. **Morphological and physical properties and friction/wear behavior of h-BN filled PEEK composite coatings.** *Surface & Coatings Technology*, v. 273, p. 20–29, 2015.

THÜMMLER, F; OBERACKER, R. **An Introduction to Powder Metallurgy,** The Institute of Materials, Cambridge, Great Britain, p. 280–285, 1993.

UNIEMP. **Relatório de Trabalho Programa Apóstolos da Inovação.** Grupo Iracema Setor Eletromecânico. Fortaleza – CE. 2014.

VIÁFARA, C. C.; SINATORA, A. **Influence of hardness of the harder body on wear regime transition in a sliding pair of steels.** *Wear*, v. 267, Issues 1 – 4, 2009.

WEB SITE ABAL. Disponível em: <http://www.abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/temperas/>. Acesso em 09/08/2015.

WEB SITE Metalravne. Disponível em: <http://www.metalravne.com/steelselector/steels/UTOPMO2.html>. Acesso em 26/01/2015.