

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA
DE MATERIAIS**

**EFEITO DA ADIÇÃO DE BORO NA MICROESTRUTURA E NA
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 430
CONFORMADO POR SPRAY.**

São Carlos

Agosto/2014

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA
DE MATERIAIS**

**EFEITO DA ADIÇÃO DE BORO NA MICROESTRUTURA E NA
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 430
CONFORMADO POR SPRAY.**

Dissertação apresentada ao Programa
de Pós Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE
EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

São Carlos

Agosto/2014

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

N244ea Nascimento, Alexandre Romão Costa.
Efeito da adição de boro na microestrutura e na
resistência ao desgaste do aço inoxidável AISI 430
conformado por spray / Alexandre Romão Costa
Nascimento. -- São Carlos : UFSCar, 2014.
84 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São
Carlos, 2014.

1. Aço inoxidável. 2. Resistência ao desgaste. 3. Tubos
de perfuração. 4. Conformação por spray. I. Título.

CDD: 620.1723 (20^a)

DEDICATÓRIA

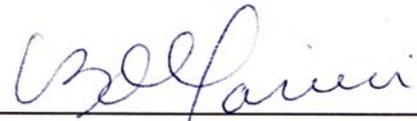
A Deus

VITAE DO CANDIDATO

Engenheiro de Materiais pela UFSCar (2012)

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
ALEXANDRE ROMÃO COSTA NASCIMENTO
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 04 DE AGOSTO DE 2014.

BANCA EXAMINADORA:



Dr. CLAUDEMIRO BOLFINI
ORIENTADOR
UFSCar



Dr. CLAUDIO SHYINTI KIMINAMI
UFSCar



Dr. JOSÉ DANIEL BIASOLI DE MELLO
UFU

AGRADECIMENTOS

Ao professor Claudemiro Bolfarini pela orientação, pela confiança depositada e pela compreensão nos momentos difíceis.

Ao amigo Guilherme Zepon pelo companheirismo desde as faxinas do laboratório às excelentes discussões que ajudaram na interpretação dos resultados.

Aos técnicos (e amigos) Edson Roberto D’Almeida pelo apoio na fusão dos materiais e Leomar Scarpa pelas sugestões e suporte técnico para o desenvolvimento do equipamento de ensaios.

Ao Dr. Alexander Hiroshi Kasama, pelo financiamento do projeto de pesquisa.

Ao PPGCEM por proporcionar a oportunidade de realizar uma pós-graduação com reconhecimento internacional.

Aos meus pais pela educação e exemplo de vida.

Resumo

O contato entre os tubos utilizados para a perfuração de poços de petróleo provoca um severo processo de desgaste capaz de causar a ruptura das paredes dos tubos, vazamento de fluidos, impactos ambientais e até mesmo acidentes fatais. O problema é conhecido pela indústria de óleo e gás desde a década de 30 e diversas soluções tem sido propostas por engenheiros e pesquisadores com o intuito de mitigar seus efeitos. Um método que tem se mostrado popular no meio industrial é a realização de ensaios de grande escala que consistem no contato forçado de um cilindro contra a parede interna de um tubo, podendo-se fazer uso de revestimentos resistentes ou lamelas de perfuração como lubrificantes, a fim de melhor reproduzir as condições durante a perfuração dos poços. O propósito desta dissertação foi avaliar o efeito da adição de boro na microestrutura do aço inoxidável AISI 430 conformado por spray bem como em sua resistência ao desgaste em um sistema similar ao observado nos equipamentos da coluna de perfuração. Para tanto, foi necessário desenvolver um equipamento de ensaios de escala laboratorial capaz de reproduzir as condições de progressivas mudanças da área de contato entre os tubos de perfuração e as paredes dos tubos dos poços. Observou-se que, diferentemente de aços convencionalmente usados nas tubulações de poços como o API 5L X80, as taxas de desgaste dos aços conformados por spray mostraram-se constantes, conforme previsto pela Lei de Archard. Mesmo assim, os detritos formados durante o ensaio de todos os materiais apresentaram morfologias semelhantes. Recorrendo-se ao clássico modelo de contato entre superfícies desenvolvido por Greenwood e Williamson, concluiu-se que as taxas de desgaste decrescentes observadas nos aços convencionais se devem a uma lenta mudança do índice de plasticidade que, no caso dos aços contendo boretos, se dá de maneira muito mais rápida. Assim, o aumento da porcentagem de boro melhorou, nas condições de ensaio estabelecidas, a resistência ao desgaste do aço inoxidável já que, por aumentar a fração da área de contato que corresponde aos intermetálicos do tipo M_2B , diminuiu-se a frequência com que ocorre o contato plástico entre as asperezas metálicas.

EFFECT OF BORON ADDITION ON THE MICROSTRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF A SPRAY-FORMED AISI 430 STAINLESS STEEL

Abstract

The contact between drill pipes during oil well exploitations induces a severe wear process that might cause well bore pipe wall rupture, fluids leakage, environmental impacts, and possibly fatal accidents. The problem is known by the oil and gas industries since the 1930's and several solutions have been proposed by researchers and engineers in order to mitigate its deleterious effects. A method that grows popular in the industrial media is the execution of large-scale tests that consists in forcing a cylinder against the inner wall of a pipe. During this test, in order to reproduce operations conditions, the use of drilling mud as a lubricant and a wear resistant coating over the cylinder are both possible. The purpose of this work was to evaluate the effect of boron addition on the microstructure of spray-formed AISI 430 stainless steel as well as in its wear resistance in a condition comparable to the one observed during drill pipes contact. It was then necessary to develop a wear tester capable of reproducing the changes in the contact area that occurs during the aforementioned contact. The results showed that unlike the conventional API 5L X80 steel, the spray-formed material's wear rates were constant as predicted by Archard's wear law. Despite the different wear rate behaviors, the generated wear debris showed a similar morphology in all tested materials. The tribosystem conditions induced a plastic ratchetting wear mechanism. In the light of Greenwood and Williamson's theoretical model, it was concluded that the observed changes in the wear rate on conventional steels was due to slow changes in the plasticity index which happens much more quickly in the spray-formed steels due to the presence of intermetallic borides. Moreover, considering the established test parameters, the increase in the boron content also increases the AISI 430 steel's wear resistance, since the increase in the area fraction of intermetallics decreases the rate at which metallic asperities contact each other during the test.

Publicações

TRABALHOS COMPLETOS PUBLICADOS EM ANAIS DE CONGRESSO:

1. NASCIMENTO, A. R. C.; ZEPON, G.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA, W. J.; KASAMA, A. H.; BOLFARINI, C. **Abrasive wear resistance of spray-formed iron-based alloys**. 5th Int. Conf. on Spray Deposition and Melt Atomization. Bremen - Alemanha, 2013.
2. NASCIMENTO, A. R. C.; ZEPON, G.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA, W. J.; KASAMA, A. H.; BOLFARINI, C. **Conformação por Spray do aço superduplex A790 modificado com Boro: caracterização microestrutural**. Encontro de Ciência e Engenharia de Materiais de São Carlos: Energia, Sustentabilidade e Inovação – São Carlos – 2013.

Sumário

BANCA EXAMINADORA.....	i
AGRADECIMENTOS	ii
Publicações.....	viii
1 Introdução e Justificativa	1
2 Objetivos	3
3 Revisão de Bibliografia.....	3
3.1 Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	3
3.2 Desenvolvimento de Aços Inoxidáveis Resistentes ao Desgaste	6
3.3 Desgaste de Materiais.....	9
3.4 Desgaste de Casings e Risers	12
3.5 Metodologia de Hall e a Pressão de Contato Limiar	14
3.6 O Conceito da Área de Contato Efetiva.....	19
3.7 Tipos de Desgaste	28
3.7.1 Desgaste Adesivo	28
3.7.2 Desgaste por Fadiga.....	32
3.7.3 Desgaste Abrasivo	33
3.8 Conformação por Spray de Ligas Resistentes ao Desgaste.....	36
4 Materiais e Métodos	39
4.1 Seleção de Materiais e Conformação por Spray	39
4.2 Análise Química	41
4.3 Caracterização Microestrutural.....	41
4.4 Caracterização de Propriedades Mecânicas	42
4.5 Caracterização de Superfícies	42
4.6 Ensaio de Desgaste Placa Sobre Cilindro (EPC)	42
5 Resultados e Discussão	46
5.1 Conformação por Spray	46
5.2 Análise Química	47
5.3 Caracterização Microestrutural.....	48
5.4 Difração de Raios-X	48
5.5 Propriedades Mecânicas	54
5.5.1 Microdurezas	54
5.5.2 Ensaio de Tração	55
5.6 Ensaio de Desgaste Placa sobre Cilindro.....	57

5.7	Caracterização de Superfícies	66
6	Conclusões	74
7	Sugestões para Trabalhos Futuros	75
8	Referências Bibliográficas	76
9	Anexo A	79
10	Anexo B.....	81

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

Durante a perfuração de poços para a exploração de petróleo, é comum o contato direto entre a parede externa do tubo de perfuração e a parede interna dos dutos de proteção e escoamento de óleo conhecidos como “casings” e “risers”. Durante tal contato, há uma combinação de fatores como a rotação do equipamento; a presença de partículas abrasivas oriundas da quebra de rochas submarinas; e forças de contato que, dependendo da posição na coluna de perfuração, superam duas toneladas. Cria-se assim um perigoso cenário que promove a perda de material das paredes de ambos os tubos, criando o risco de acidentes que envolvem a quebra de equipamentos caros, vazamento de óleo, levando a graves impactos ambientais. De acordo com reportagem recente, 9.000 Km de risers e outros tubos flexíveis e mais 20.000 Km de dutos de aço serão utilizados para a extração do óleo do Pré-Sal. O desenvolvimento tecnológico de materiais para as condições anteriormente descritas torna-se estratégico, não só sob o ponto de vista econômico, mas também de segurança e sustentabilidade das atividades de exploração destes novos campos de petróleo no Brasil.

Dentro desta temática, o Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa) da Universidade Federal de São Carlos tem desenvolvido um projeto financiado pela PETROBRAS intitulado “*Dureza e resistência ao desgaste de ligas de ferro amorfas/nanoestruturadas para revestimento de equipamentos da indústria de petróleo*”, por meio do qual busca o aprimoramento da resistência ao desgaste de materiais convencionais como aços inoxidáveis e da obtenção de ligas amorfas cujas propriedades tribológicas e de corrosão se destacam das demais classes de materiais.

A resistência ao desgaste não é uma propriedade intrínseca dos materiais, mas dependente de uma série de fatores como a presença de partículas abrasivas ou fluidos lubrificantes, a temperatura e umidade do ambiente e dos materiais que são colocados em contato, além de outras propriedades que definem um tribossistema. Sem as devidas informações de um tribossistema, pouco se pode prever quanto à vida de um equipamento nele

presente. No caso do contato entre as superfícies das colunas de perfuração não é diferente, e esforços já tem sido feitos pela engenharia no sentido de reproduzir as condições de operação durante a exploração dos campos de petróleo.

As indústrias fornecedoras de revestimentos resistentes ao desgaste utilizam um ensaio desenvolvido por engenheiros de petróleo no qual um cilindro feito de aço-ferramenta é forçado contra a parede interna de um tubo feito de aço-carbono e, a despeito da similaridade entre os parâmetros da perfuração dos poços e das condições de ensaio, pouco se tem divulgado no meio acadêmico no sentido de compreender os mecanismos de desgaste atuantes e do papel da microestrutura de materiais na vida dos componentes que estarão imersos neste complexo tribossistema.

Este trabalho teve por objetivo o desenvolvimento de um equipamento de ensaio de desgaste placa sobre cilindro capaz de simular condições próximas às observadas na coluna de perfuração, permitindo assim estudar os mecanismos de desgaste no tribossistema em questão além de avaliar o papel da microestrutura de aços inoxidáveis conformados por spray na resistência ao desgaste destes materiais.

2 OBJETIVOS

Tendo em vista as especificidades do tribossistema formado na coluna de perfuração e a escassez de dados na literatura que correlacionem, nestas condições, as propriedades e microestrutura de materiais à resistência ao desgaste, a presente dissertação teve por objetivo:

- Compreender o efeito da adição de boro na microestrutura do aço inoxidável AISI 430 conformado por spray.
- Avaliar o efeito da adição de boro na resistência ao desgaste em um sistema similar ao observado durante o contato entre os tubos de perfuração.

Para atingir esses objetivos foi necessário projetar um equipamento de ensaio de desgaste capaz de reproduzir as constantes mudanças da área de contato aparente observadas durante o contato entre os tubos de perfuração.

3 REVISÃO DE BIBLIOGRAFIA

3.1 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são uma classe de aços resistentes à corrosão que contém entre 10,5 e 30% de Cromo. Sua microestrutura consiste basicamente de grãos de ferrita cúbica de corpo centrado cuja estrutura, por suportar pouca quantidade de elementos intersticiais, leva à formação de carbeto e nitreto de cromo [1].

O uso dos aços inoxidáveis em operações de produção de óleo e gás se iniciou com a perfuração de reservatórios contendo concentrações consideráveis de H_2S , que provocam o fenômeno da corrosão sob tensão induzida por sulfetos (SulfideCorrosionCracking). O aço inoxidável AISI 430 apresenta resistência aceitável a este tipo de problema [1].

O estudo dos aços inoxidáveis se inicia pela observação do diagrama de fases Fe-Cr ilustrado na figura 1. Nota-se que para porcentagens em peso acima de aproximadamente 13% de cromo, o líquido se transforma em ferrita que permanece estável até a temperatura ambiente. Abaixo dessa porcentagem, ocorre transformação de ferrita em austenita que, dependendo da taxa de resfriamento imposta, pode sofrer posterior transformação em martensita.

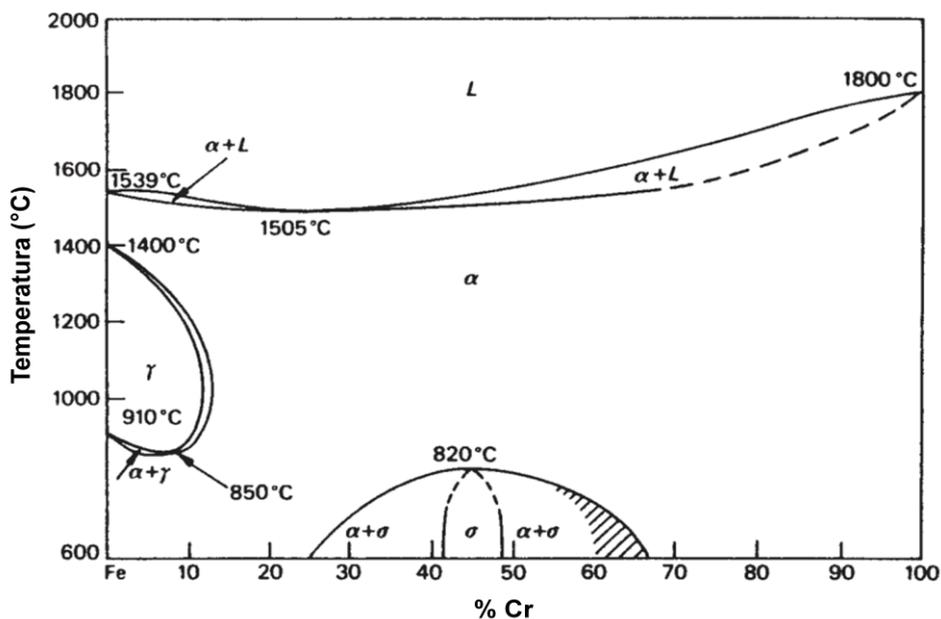


Figura 1 - Diagrama de Equilíbrio Binário Fe-Cr. Adaptado de[2].

A “largura” do campo austenítico no diagrama Fe-Cr depende dos elementos de liga que são adicionados aos aços inoxidáveis. Elementos como carbono, níquel e nitrogênio tendem a aumentar o campo de estabilidade da austenita para maiores porcentagens de cromo, sendo por isso denominados gama-gênicos. Outros elementos como Nióbio, Titânio e Molibdênio restringem o campo austenítico, sendo assim denominados alfa-gênicos. Claramente, é o segundo grupo de elementos citados que são adicionados à composição de aços inoxidáveis ferríticos, os quais além de estabilizar a ferrita, levam à formação de carbeto que evitam o crescimento excessivo de grãos comum em operações de soldagem com grande aporte térmico [1; 2].

Uma maneira conveniente de avaliar o efeito da adição dos elementos de liga comumente utilizados na composição de aços inoxidáveis é pelo uso do diagrama de Schaeffler, apresentado na figura 2, o qual estabelece limites composicionais que separam as estruturas ferrítica, austenítica, martensítica ou uma combinação entre elas que seriam observadas à temperatura ambiente.

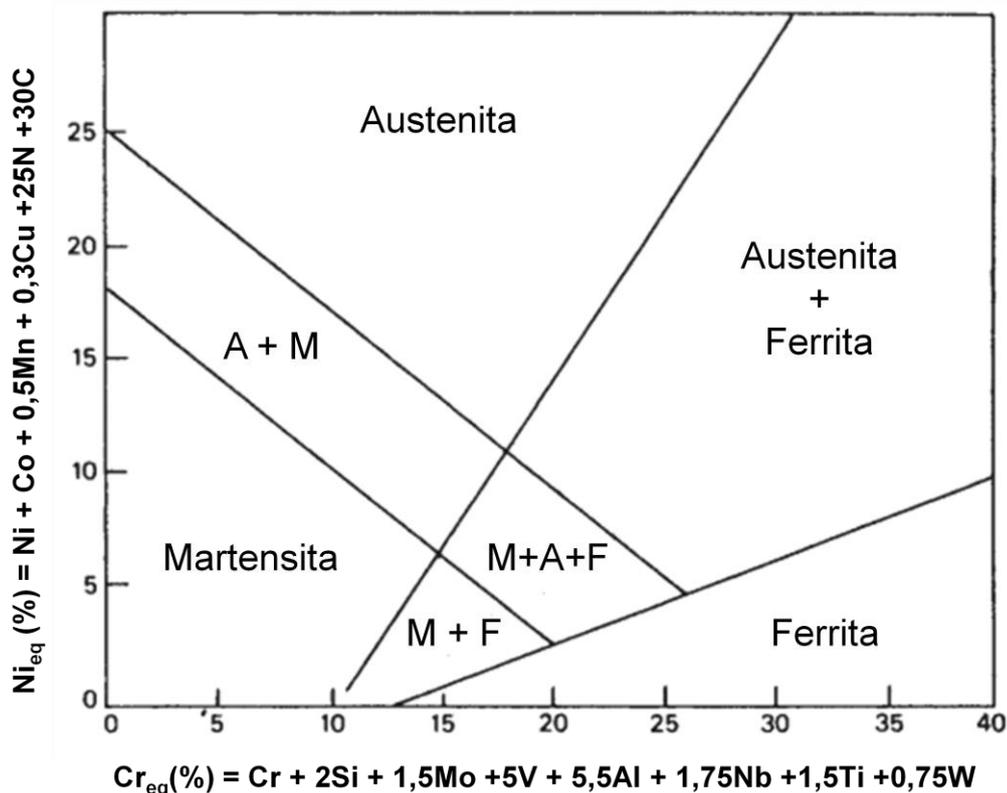


Figura 2 - Diagrama de Schaeffler.

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem, obviamente, uma composição que os posiciona no campo ferrítico do diagrama de Schaeffler e, o fato de não empregarem níquel em sua composição, os destacam do ponto de vista econômico quando comparados às classes austenítica ou duplex (austeno-ferríticas). Além disso, costumam apresentar limite de escoamento superior aos aços austeníticos, na faixa de 300 – 400 MPa.

Independentemente da classe, aços inoxidáveis possuem baixa resistência ao desgaste. Aksoy et. al. [3] estudou o efeito da adição de elementos formadores de carbeto e do tratamento térmico de homogeneização na resistência ao desgaste de um aço inoxidável ferrítico com

18% Cr e 0,04%C contra a superfície não lubrificada de um aço carbono 1050. Na melhor condição obtida, quando ao aço foi adicionado 1,0%V e homogeneizado a altas temperaturas, a resistência ao desgaste resultante foi de aproximadamente $11,6 \frac{m \cdot N}{m^2}$. Em condições de ensaio similares, Akagaki e Rigney[4] reportaram resultados referentes a metais puros como ferro, cobre e níquel em contato sob vácuo, registrando resistência ao desgaste de pelo menos $100 \frac{m \cdot N}{m^2}$.

Torna-se interessante, portanto, obter um material ou revestimento que possa combinar boa resistência à corrosão, como a do aço AISI 430, a uma resistência ao desgaste superior. Uma das maneiras de se obter esta combinação de propriedades é pela adição de elementos de liga que possam formar fases de dureza elevada tais como carbono, cromo, tungstênio, e o Boro.

3.2 Desenvolvimento de Aços Inoxidáveis Resistentes ao Desgaste

No departamento de engenharia de materiais da UFSCar, o elemento Boro tem sido aplicado na composição química de aços inoxidáveis super duplex e supermartensíticos levando à formação de boretos de dureza da ordem de 1750 HV [5; 6; 7]. O resultado tem sido promissor, elevando a resistência à abrasão destas ligas de maneira significativa. No caso do aço super duplex contendo 3,5%B e conformado por spray, a resistência à abrasão superou àquela observada para a liga Co – WC (Stellite), bastante conhecida por sua elevada resistência ao desgaste.

A figura 3 ilustra as microestruturas dos aços super duplex com 3,5%B e supermartensítico com 1,0%B desenvolvidos no laboratório de fundição pela conformação por spray. Enquanto os boretos aparecem nos contornos dos grãos martensíticos no primeiro caso, no outro os boretos apresentam uma morfologia facetada, primária de solidificação. Além disso, a matriz do aço super duplex, mostrou-se austenítica, o que pode ser explicado pela formação

dos próprios boretos do tipo $(Fe, Cr)_2B$ que possuem em torno de 30% em massa de cromo. Assim, ao se formarem primeiro na solidificação, os boretos roubam cromo do líquido, que passa agora a ter uma composição que se encontra no campo austenítico do diagrama de Schaeffler.

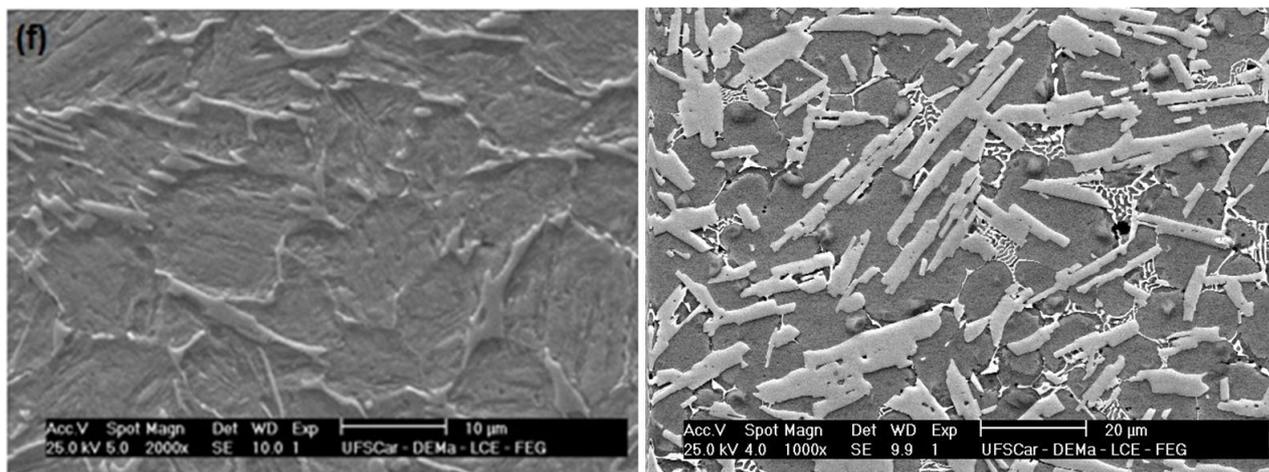


Figura 3 - Microestrutura dos aços supermartensítico 1%B (esquerda)[7] e super duplex 3,5%B (direita)[6] ambos conformados por spray.

Estes resultados evidenciam a necessidade de compensar a afinidade do cromo pelo boro, adicionando aos aços inoxidáveis maiores quantidades de cromo à liga, a fim de se manter a estrutura desejada, bem como sua resistência à corrosão elevada.

As diferenças entre as morfologias dos boretos dos materiais apresentados podem ser parcialmente explicadas pela observação do diagrama de fases binário Fe-B, ilustrado na figura 4. Nota-se que para composições de aproximadamente 4,0% em peso de boro em diante, a solidificação se inicia com a formação dos boretos Fe_2B . Abaixo desta porcentagem, a solidificação se inicia com a formação de dendritas de ferrita delta, seguida pela formação de boretos ao final.

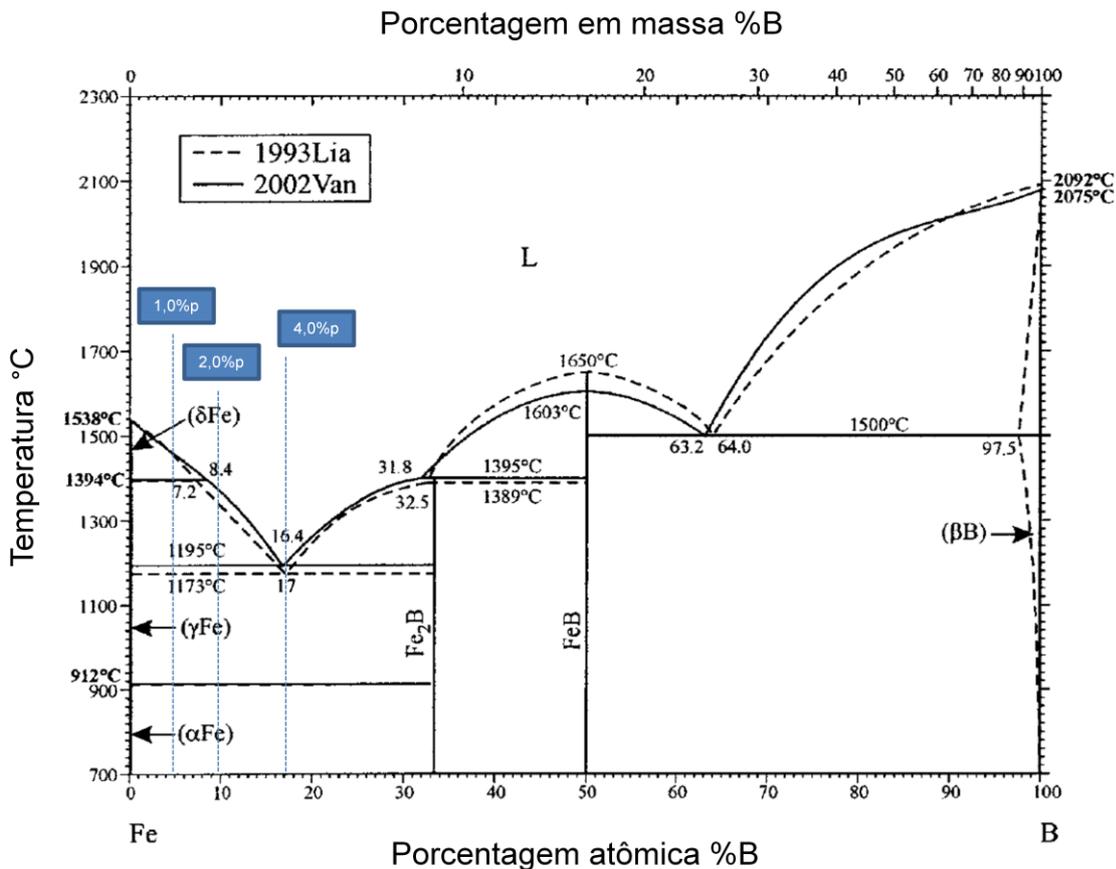


Figura 4 - Diagrama de fases binário para o sistema Fe-B. Adaptado de[8].

A figura 5 ilustra o resultado da perda volumétrica por abrasão em um ensaio de desgaste de areia seca contra roda borracha. São apresentados materiais desenvolvidos ao longo do projeto financiado pela PETROBRAS, bem como de outros divulgados pela própria norma que regulamenta os procedimentos de ensaio [5; 7; 9].

De maneira geral, os resultados indicam que a adição de Boro provoca um grande aumento da resistência ao desgaste dos aços inoxidáveis. Porém, o ensaio usado corresponde a uma condição em que só se averiguam processos abrasivos, o que não é necessariamente verdade em muitos sistemas tribológicos reais, como o formado pelo contato entre os tubos na coluna de perfuração.

Falta ainda uma análise mais crítica que possa explicar por quais razões o aço super duplex com 3,5%B teve um desempenho melhor que o

supermartensítico com 1%B. A comparação entre ambos é dificultada pelas diferenças de morfologia da fase de reforço (boretos primários x boretos de final de solidificação), pelas diferentes frações volumétricas da mesma e por apresentarem matrizes metálicas distintas (austenítica x martensítica).

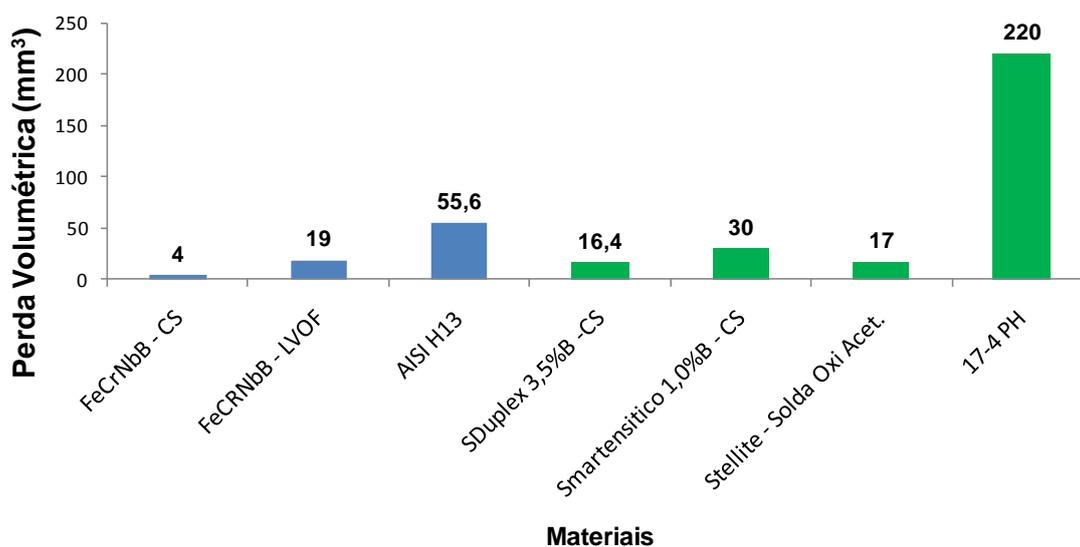


Figura 5 - Resultados obtidos por ligas desenvolvidas no DEMa-UFSCar comparadas a ligas convencionais. Ensaio ASTM G65.

Assim, torna-se essencial não só procurar reproduzir em ensaios as condições reais de operação a que os materiais desenvolvidos em pesquisa serão submetidos, mas também compreender como que os fatores microestruturais mencionados acima afetam a sua resistência ao desgaste.

3.3 Desgaste de Materiais

O desgaste pode ser definido como “a perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido devido à ação mecânica isto é, ao contato e movimento relativo contra outro sólido, líquido ou um gás”. Por tal definição nota-se que a resistência ao desgaste não é uma propriedade intrínseca de um material, mas do ambiente ou do sistema tribológico em que ele se insere[10].

A investigação de um fenômeno de desgaste envolve a descrição adequada do sistema tribológico incluindo a velocidade entre as superfícies em

contato, condições de temperatura e atmosfera, realização de trabalho, vibrações, presença de partículas duras, etc. Além disso, a maioria dos tribossistemas tem sua estrutura alterada ao longo do tempo devido a perturbações internas, como a formação de detritos de desgaste, ou externas como mudança das condições atmosféricas. Com tantos parâmetros a controlar, é de se imaginar que exista uma enorme variedade de processos de desgaste cada um com sua terminologia e condições particulares. Exemplos de tribossistemas comuns incluem caixa de engrenagens, ferramentas de usinagem realizando corte de peças, tubulações para o transporte de fluidos e gases e até mesmo articulações como joelho e quadris humanos.

O estudo do desgaste de materiais envolve a compreensão de que mesmo as superfícies mais bem preparadas em termos de acabamento, quando colocadas em contato a pressões moderadas, somente um pequeno número de asperezas de ambas as superfícies suportam a carga aplicada. Em outras palavras, a área de contato real é menor do que a área de contato aparente entre duas superfícies, conforme ilustrado na figura 6. Dessa forma, na grande maioria dos casos, os eventos de desgaste se dão sobre estas pequenas regiões[11].

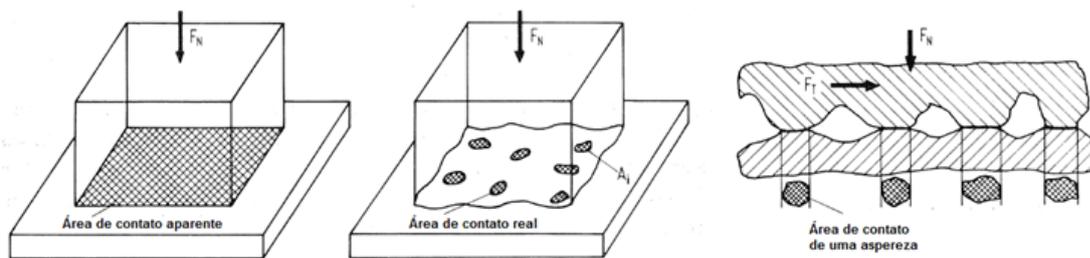


Figura 6 - Áreas de contato entre as superfícies. Adaptado de[10].

Considerando as características irregulares das superfícies, J. F. Archard[12] desenvolveu um modelo que considera superfícies contendo asperezas de áreas iguais cada uma suportando uma parcela da força aplicada, derivando assim a Lei de Archard apresentada na equação 1, onde o volume desgastado V , dado em metros cúbicos, relaciona-se com a distância de deslizamento S em metros, F é a força aplicada em Newtons, H é a dureza

do material mais mole dada em Pascal e K , uma constante de proporcionalidade adimensional usada geralmente como medida da severidade do desgaste em um determinado tribossistema. Eventualmente, comparam-se as severidades de diferentes sistemas tribológicos por meio da constante dimensional $k = \frac{K}{H}$. A tabela 1 ilustra alguns valores de K obtidos em um ensaio de diversos materiais contra um aço ferramenta. Quanto maior o valor de K , maior é a severidade do desgaste.

$$V = K \cdot S \cdot \frac{F}{H} \quad (1)$$

Tabela 1 - Valores do coeficiente de desgaste de alguns metais ensaiados contra um aço ferramenta.
Fonte: Notas de aula do Prof. Rui Vilar.

Material	Coeficiente de Desgaste K
Aço Carbono	$7,0 \times 10^{-3}$
Bronze α/β	$6,0 \times 10^{-4}$
Aço Ferramenta	$1,3 \times 10^{-4}$
Stellite	$5,5 \times 10^{-5}$
Aço Inoxidável Ferrítico	$1,7 \times 10^{-5}$

A Lei de Archard é muito utilizada em diversos trabalhos científicos na área de desgaste e prevê eficientemente o comportamento de diversos tribossistemas e a influência de fatores como a força de ensaio ou a presença de partículas abrasivas que se manifestam alterando o valor de K . Um dos métodos mais populares usados para o estudo do desgaste de materiais é o ensaio de pino sobre disco ilustrado na figura 7 onde uma pequena amostra é forçada sobre uma superfície plana de um disco que pode ser feito de diversos materiais distintos, e onde pode haver partículas abrasivas, fluidos lubrificantes, etc.

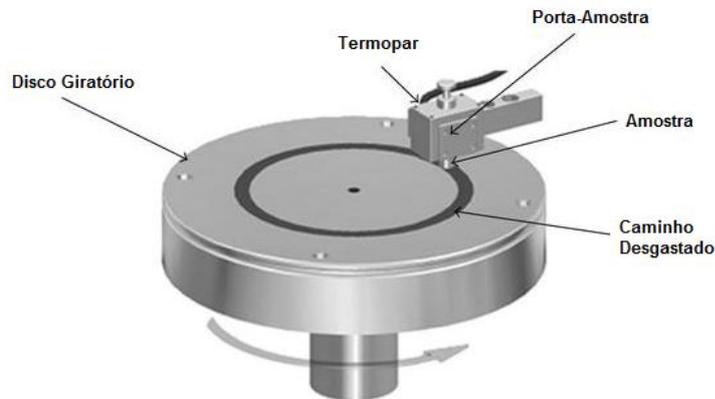


Figura 7 - Ensaio de pino sobre disco.

Contudo, graças às especificidades de cada tribossistema, o ensaio de pino sobre disco pode não ser capaz de fornecer informações importantes do contato, por exemplo, de um cilindro com a parede interna de um tubo, como ocorre em colunas de perfuração de petróleo. Tais informações serão apresentadas nas seções seguintes.

3.4 Desgaste de Casings e Risers

Desgaste de Casings e Risers

Os equipamentos usados pela indústria petroleira vêm lidando com condições de desgaste cada vez mais severas, tendo em vista a necessidade de perfuração de poços mais profundos e de maior complexidade. Para os reservatórios da camada do Pré-Sal, além de até 2 Km de profundidade correspondendo à coluna de água do oceano, ainda será necessária a perfuração de mais 5 Km de rochas dentre as quais, a própria camada de sal[13].

Uma das implicações da perfuração em tais profundidades é a deflexão das colunas de perfuração devido a deslocamentos das plataformas flutuantes ou da ação direta de correntes marítimas, o que pode provocar o contato entre o tubo de perfuração e a parede interna dos poços, conforme ilustrado na figura 8. As peças que unem as diversas partes do tubo de perfuração são

denominadas “tool joints” e por possuírem diâmetros maiores, são as que primeiro entram em contato com a parede interna dos casings ou risers. Um estudo recente realizado por Barbosa[14] mostra que as forças de contato geralmente variam entre 100 e 1000N. Porém, na posição mais crítica, próxima do fundo do oceano, as forças de contato podem chegar a 25000N.

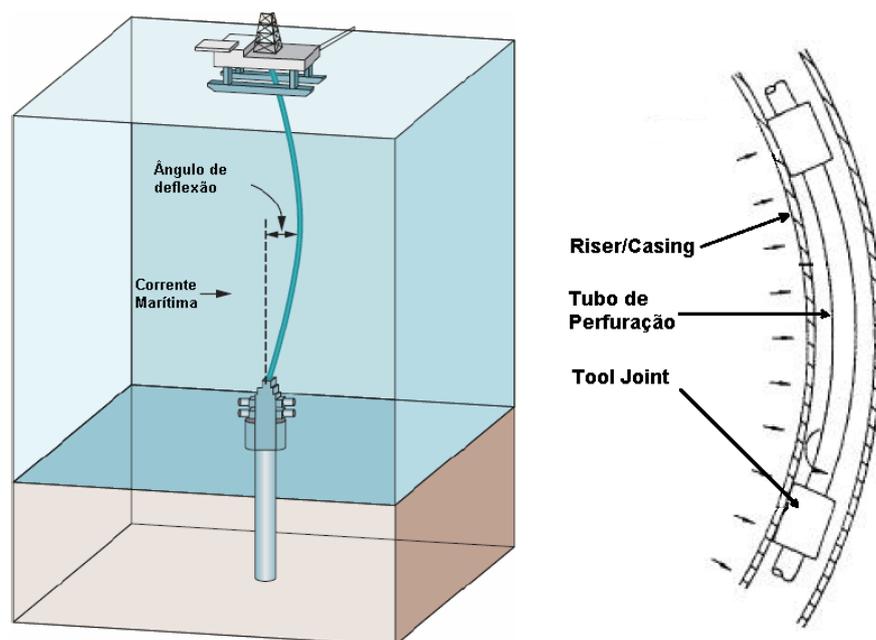


Figura 8 - Ilustração do contato entre tubos da coluna de perfuração.

Este tipo de contato pode levar a significativas perdas de espessura e à falha dos componentes, bem como a consequências graves como o vazamento de petróleo, poluição do meio ambiente e até mesmo acidentes fatais. A figura 9 ilustra o resultado do contato entre “tool joints” e a parede interna de um casing próximo ao fundo do oceano.



Figura 9 - Formação de entalhes e consequente falha de equipamentos usados na perfuração de poços de exploração de petróleo[15].

3.5 Metodologia de Hall e a Pressão de Contato Limiar

Uma característica marcante que se apresenta no tribossistema tool joint/casing é a mudança progressiva da área de contato. Enquanto no início a área entre os tubos corresponde a uma linha, o entalhe já ilustrado na figura 9 corresponde a uma área de contato bem maior, o que dificulta a análise do problema usando o ensaio de pino sobre disco, onde a área de contato aparente é tecnicamente constante.

O trabalho desenvolvido por Hall et. al. [16] consistiu em desenvolver um equipamento capaz de reproduzir esta variação da área de contato e aplicar cargas similares às observadas nas práticas de perfuração de poços. Ao realizar mais de 400 ensaios, o autor divulgou um modelo matemático empírico que mostra como é a variação do volume desgastado V total à medida que a função trabalho (τ) aumenta. A função τ corresponde ao produto da distância de deslizamento pela carga lateral aplicada. O modelo empírico de Hall é apresentado na equação 2, onde A, B e C são constantes.

$$V = A \cdot (1 - \exp(-B \cdot \tau^C))(2)$$

De acordo com a equação 2, o volume desgastado aumenta a taxas decrescentes e, para valores de τ suficientemente grandes, existirá um volume máximo, correspondente a constante A, além do qual o sistema não exhibe taxas de desgaste significativas. Como o volume desgastado está relacionado com o formato do entalhe na parede do casing, existe uma pressão de contato limiar (PCL), como o próprio autor denominou, para a qual o tribossistema converge e a taxa de desgaste se reduz a níveis desprezíveis.

Supondo o caso em que uma placa é desgastada por um cilindro de raio (R), a variação da pressão de contato entre as partes pode ser determinada por meio de cálculos básicos de geometria. A figura 10 ilustra quais os elementos usados para a realização dos cálculos geométricos, onde “e” é a perda de espessura da placa.

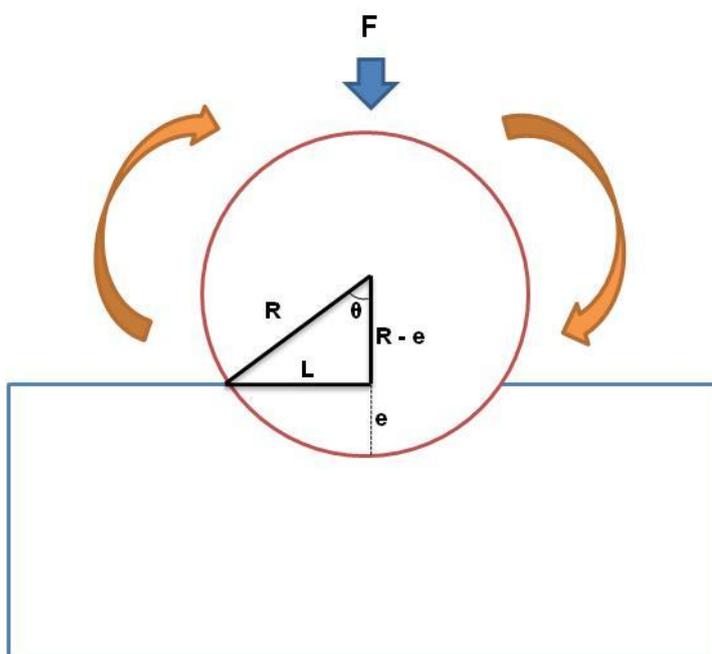


Figura 10 - Sistema cilindro sobre placa.

Baseado nas informações da figura 10, a curva de pressão de contato em função da perda de espessura irá seguir sempre uma mesma tendência decrescente, embora a taxa com que a pressão cai em função do número de voltas realizadas pelo cilindro possa mudar de material para material, dependendo da sua resistência ao desgaste.

A figura 10 mostra em escala logarítmica a variação da pressão de contato em função da perda de espessura da placa considerando forças aplicadas de 600N e 10kN, bem como para eixos de raios iguais a 25mm e 50mm. Assim, se um tribossistema, como proposto por Hall, apresenta a pressão de contato limiar $PCL = 5 \text{ MPa}$, em um ensaio realizado em escala laboratorial ($R=25\text{mm}$ e $F=600\text{N}$) ele irá perder uma espessura de pouco mais de 0,1mm enquanto que em escala operacional ($R=50\text{mm}$ e $F=10\text{kN}$) a perda de espessura irá passar para mais de 10mm. Conclui-se que a pressão de contato limite poderia ser usada como um parâmetro de projeto de componentes desde que as condições físicas e químicas dos tribossistemas não mudem do laboratório para o componente em operação. Outra conclusão interessante é que para um grupo de tribossistemas com PCL inferior a 1,0 MPa, diferenças de PCL da ordem de 0,5 MPa causam mudanças drásticas na perda de espessura e, antagonicamente, em um grupo de tribossistemas com PCL maior que 20 MPa, duplicar ou triplicar a PCL muda pouco a perda de espessura observada.

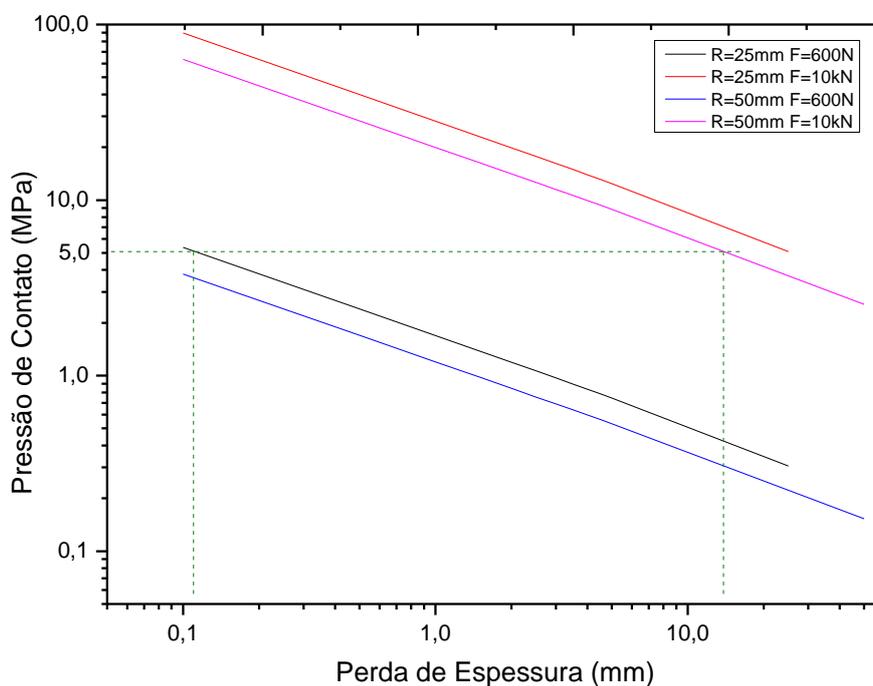


Figura 11 - Correlação entre a pressão de contato limiar e a mudança da pressão de contato em função da perda de espessura.

A indústria de revestimentos classifica seus materiais utilizando a metodologia de Hall e, além da perda de massa, mede o que se chama de fator de desgaste, que corresponde a uma taxa de desgaste $\frac{\Delta V}{\Delta \tau}$ aproximando o comportamento da equação 2 ao de uma reta. Apesar do frequente uso do método [17; 18; 19], existem poucos trabalhos divulgados por tribologistas para uma compreensão mais profunda do sistema e da influência das variáveis microestruturais dos materiais em contato.

Em seu trabalho de mestrado, Zepon[7] adaptou um equipamento de ensaio de desgaste de implantes ortopédicos ao sistema placa sobre cilindro, como já ilustrado na figura 9. Ao ensaiar os aços API 5L X80 e o aço inoxidável supermartensítico (AISM) ele obteve os resultados apresentados na figura 12.

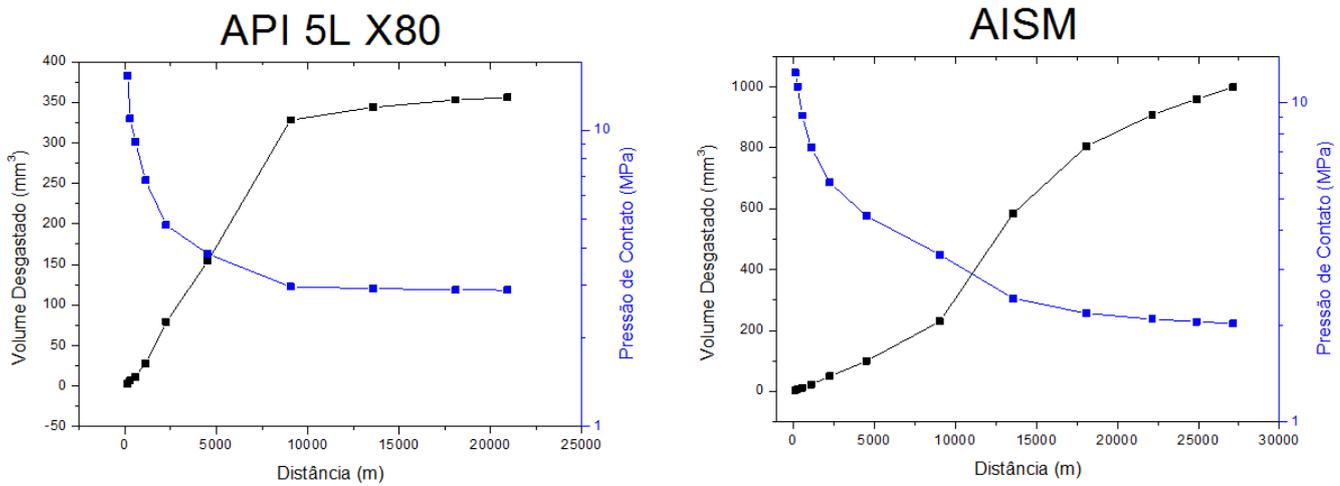


Figura 12 - Variação da pressão de contato e do volume desgastado em função da distância de deslizamento dos aços API 5L X80 e AISM [7].

Pode-se notar que os valores de pressão nos dois casos variam em uma faixa semelhante, embora a distâncias maiores a pressão de contato do aço AISM seja 1,0 MPa menor que a do API 5L X80. Essa diferença aparentemente pequena revela uma diferença de resistência ao desgaste muito grande tendo em vista um volume desgastado quase três vezes maior do aço AISM em relação ao API 5L X80.

Os dados até aqui apresentados indicam que a pressão de contato limiar é uma propriedade interessante dos tribossistemas e que pode ser usada em projetos de engenharia. Resta ainda a necessidade de se verificar se outros materiais teriam o mesmo comportamento. Além disso, como as teorias clássicas utilizam a força normal e não a pressão aparente para o estudo do desgaste necessita-se de uma compreensão física mais apurada para explicar os fenômenos observados no tribossistema em estudo.

3.6 O Conceito da Área de Contato Efetiva

A maioria dos tratamentos matemáticos dos sistemas tribológicos considera que a mudança da área de contato real se dá em função da força normal aplicada. Passando pelos modelos de superfície mais simples, onde se tem poucas asperezas de raios de curvaturas iguais, até os modelos mais complexos com muitas asperezas possuindo uma distribuição de curvaturas e alturas, a relação entre a área de contato e a força normal se aproxima da linearidade ($F_N \propto A_r \approx 1$) [11]. Isso é coerente com a equação de Archard, que relaciona o volume desgastado com a força normal aplicada. Pode-se entender que à medida que a força normal é elevada, mais asperezas na superfície formam contatos e tornam-se susceptíveis ao desgaste.

Contudo, no caso dos ensaios de Hall e de Zepon, a mudança da área de contato real decorre não da mudança da força aplicada, mas do próprio processo de desgaste, o que não é previsto pela teoria clássica de Archard. Baseando-se em evidências experimentais Greenwood e Williamson (G&W) [20] desenvolveram um modelo muito aceito na tribologia em que consideram que as superfícies são compostas por asperezas com uma distribuição gaussiana de alturas. De acordo com os autores, a área de contato real está estritamente ligada à força normal e não à pressão aparente. Como exemplificado por G&W, ao aproximarmos com a mesma força normal, dois pares de superfícies sendo o primeiro com uma área de contato aparente de 1mm^2 e outro com área aparente de 10mm^2 , a área de contato real será praticamente a mesma em ambos os casos. Sendo a área de contato real tecnicamente a mesma, é razoável imaginar que o desgaste ocorra a uma taxa constante independentemente do par de superfícies escolhidas. Sabe-se, contudo, que ao longo dos ensaios de Hall e Zepon ocorrem grandes mudanças na taxa de desgaste à medida que o ensaio prossegue.

Greenwood e Williamson definiram o que se chama de índice de plasticidade (ψ) apresentado na equação 3, o qual estabelece, baseando-se em propriedades de superfície (rugosidade (σ^*) e raio das asperezas (r)) bem

como do módulo de elasticidade conjugado (E') e dureza do material (H), se o contato entre as superfícies é plástico ou elástico.

$$\psi = \left(\frac{E'}{H}\right) \cdot \left(\frac{\sigma^*}{r}\right) \quad (3)$$

De acordo com os autores, se $\psi > 1$, o contato das superfícies é do tipo plástico, ou seja, as asperezas sofrem deformação plástica considerável e a pressão média em cada uma é o próprio valor da pressão de endentação ou da dureza do material. Todas as superfícies apresentam $\psi > 1$ exceto aquelas submetidas a uma preparação extremamente cuidadosa. Assim, é de se esperar que mesmo sob uma força normal muito baixa as asperezas se deformem plasticamente.

Processos de polimento e abrasão reduzem o índice de plasticidade. Desta forma, em um ensaio de desgaste, à medida que as superfícies deslizam entre si, elas mudam suas características superficiais fazendo com que o valor de ψ passe a ser menor que a unidade, tornando o contato entre as superfícies do tipo elástico, o que resulta em uma mudança significativa nas taxas de desgaste observadas. O próprio Archard[21] cita o índice de plasticidade em uma revisão sobre o desgaste de materiais metálicos e afirma que em um experimento de desgaste, dois quadros são possíveis: em um deles o desgaste severo entre os metais ocorre indefinidamente em contato plástico ($\psi > 1$) e no outro quadro, após um período transiente (“running-in”), há uma mudança do índice de plasticidade de tal maneira que a pressão média nas asperezas diminui, passando a um contato elástico.

Kapoor et. al.[22] realizaram um trabalho com o intuito de descrever o mecanismo de desgaste causado por uma distribuição gaussiana de asperezas duras que se deslocam sobre uma superfície macia, o que leva à formação de detritos na forma de placas finas. Um dos seus resultados mostra que há uma grande redução do valor do coeficiente de Archard (K) (teórico) à medida que o índice de plasticidade diminui, conforme ilustrado na figura 13.

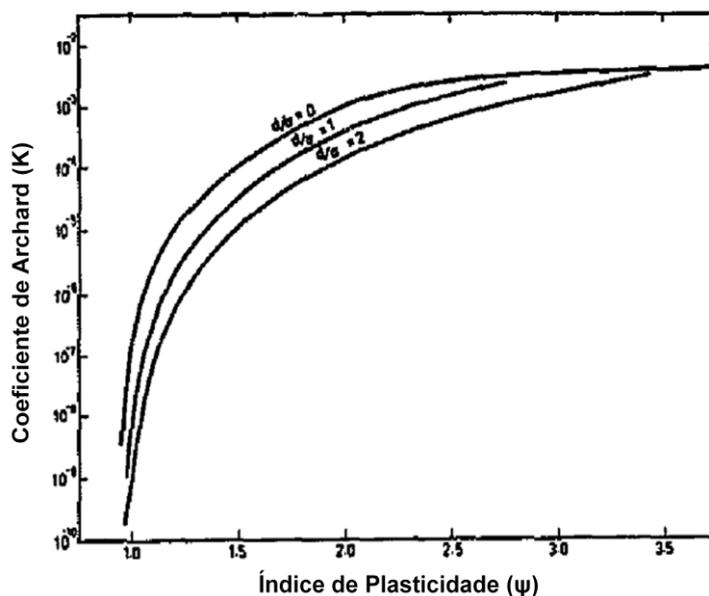


Figura 13 - Variação do coeficiente de Archard Teórico em função do índice de plasticidade. Cada curva corresponde a uma separação distinta entre as superfícies. Extraído de [22].

Assume-se então, que a mudança das taxas de desgaste observadas nos ensaios de Hall e de Zepon podem ser explicadas por uma mudança gradual do índice de plasticidade, o que faz com que o contato entre tool joint e casing deixe de ser plástico e passe a ser do tipo elástico, levando a uma redução progressiva das taxas de desgaste.

A fim de poder utilizar a equação de Archard no tratamento dos dados da presente dissertação, faz-se artifício de um recurso matemático descrito a seguir.

Considerando que no início do contato entre as superfícies o índice de plasticidade é $\psi > 1$, pode-se afirmar que existe uma parcela da área de contato real que corresponde às asperezas que se encontram em contato plástico e outra parcela, menor que a primeira, na qual as asperezas se encontram em contato elástico. À medida que o valor de ψ diminui, o número de partículas que se encontram em contato plástico também diminui, enquanto que o número de partículas em contato elástico aumenta. J.A. Williams[23]faz argumentação semelhante em seu trabalho de modelagem de processos de desgaste. Podemos dizer então que a área de contato real que corresponde ao contato plástico (e que sofre um desgaste mais intenso) diminui à medida que

as superfícies deslizam entre si. Dizemos então que houve uma diminuição da *Área de Contato Efetiva*.

Se considerarmos que a *Força Efetiva* é a parcela da força normal (F_0) aplicada entre as superfícies que corresponde às asperezas que se encontram em contato plástico, ou seja, é a parcela da força normal que é suportada pela área de contato efetiva, podemos definir a equação 4 onde α é uma constante menor que a unidade, denominada *coeficiente de plasticidade ou de interação plástica*, com unidade de m^{-1} .

$$F_{eff} = F_0 \cdot e^{-\alpha \cdot S} \quad (4)$$

Substituindo a força efetiva na lei de Archard, temos a equação 5.

$$V(S) = k \cdot S \cdot F_0 \cdot e^{-\alpha \cdot S} \quad (5)$$

A escolha por um fator de decaimento exponencial foi baseada em evidências experimentais, embora o modelo teórico de Kapoor et. al. [22] mostre que o coeficiente de Archard também varia exponencialmente com o índice de plasticidade, como já apresentado na figura 13. Como a mudança dos mecanismos de desgaste impõe mudanças no valor da constante de desgaste K , podemos concluir que a constante k usada no modelo proposto nesta dissertação não se trata da constante dimensional de Archard ($k = \frac{K}{H}$), mas somente de uma constante de proporcionalidade. Além disso, como mostrado na figura 13, existe um efeito teórico do valor da força normal (d/σ) sobre o coeficiente de desgaste K , ao contrário do proposto por Archard.

A validade do presente modelo é restrita a um intervalo $S < \frac{1}{\alpha}$, antes do ponto de máximo da equação 5. Em outras palavras, o modelo tem validade durante o intervalo em que a área efetiva e a taxa de desgaste se reduzem a um valor constante. Como não há mais mudanças significativas na área efetiva, o que se espera é a manifestação da lei de Archard e, portanto, um comportamento linear entre o volume desgastado $V(S)$ e a distância de deslizamento S .

A caracterização de um sistema tribológico passa agora a ser determinada por duas constantes, k e α ambas dependentes da combinação de materiais em contato e das características do meio como a presença ou não de fluidos lubrificantes. Contudo, como α compõe o fator exponencial, ela é inicialmente mais significativa para as taxas de desgaste que serão medidas. Se considerarmos tribossistemas com valores de k constantes e variarmos o valor de α teremos o que se observa na figura 14. Nota-se que quanto maior o valor de α , mais rapidamente o sistema tende para uma taxa de desgaste constante e maior é a resistência ao desgaste. Além disso, nota-se que materiais com pouca resistência ao desgaste como o que possui $\alpha = \alpha_1$ aparentam ter um comportamento linear de desgaste, quando na realidade precisaria ser percorrida uma distância de $S_1 \cong \frac{1}{\alpha_1} > S_2 > S_3 > S_4$ para que se observassem mudanças significativas na taxa de desgaste. O Coeficiente de interação plástica α determina, portanto, a distância de deslizamento ou mesmo um número de ciclos em que o tribossistema se comporta de maneira transiente, isto é, com taxas de desgaste decrescentes.

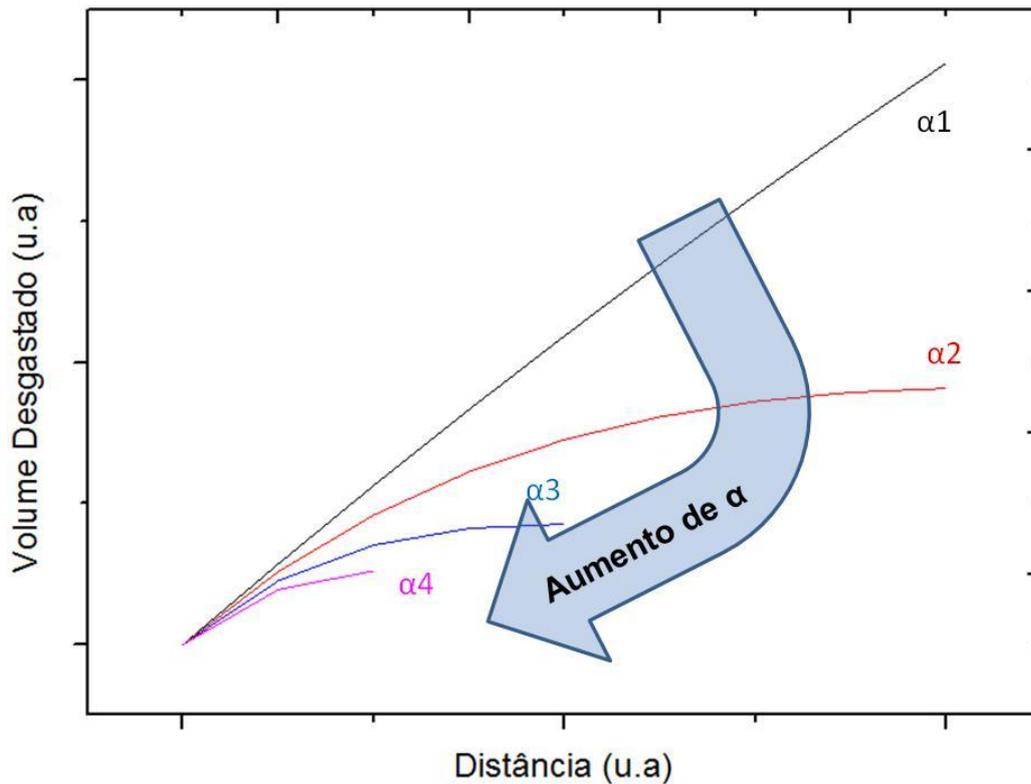


Figura 14 - Mudança do comportamento de tribossistemas hipotéticos com constantes de interação plástica variados.

A figura 15 mostra que há uma correlação boa entre o modelo físico proposto e os dados publicados por Hall e por Zepon. Curiosamente, se considerarmos que a dureza vickers do aço utilizado no trabalho dos autores seja de 2110 MPa (215 HV), a constante de Archard $K = k \cdot H$ calculada com a metodologia descrita corresponderia, no primeiro caso a $9,1 \times 10^{-4}$, um valor elevado, porém coerente com aqueles obtidos em ensaios de desgaste de metais contra metais conforme visto na tabela 1. Isso indica que o valor da constante de proporcionalidade k presente no modelo proposto não se distancia muito daquela apresentada por Archard. No caso do ensaio de Zepon, o valor de K é de $7,1 \times 10^{-5}$, correspondente a um regime de desgaste mais brando. Essa diferença pode ser explicada pelo fato de Hall ter empregado areia em seu fluido lubrificante, o que teria ativado um mecanismo de desgaste abrasivo ausente no ensaio de Zepon.

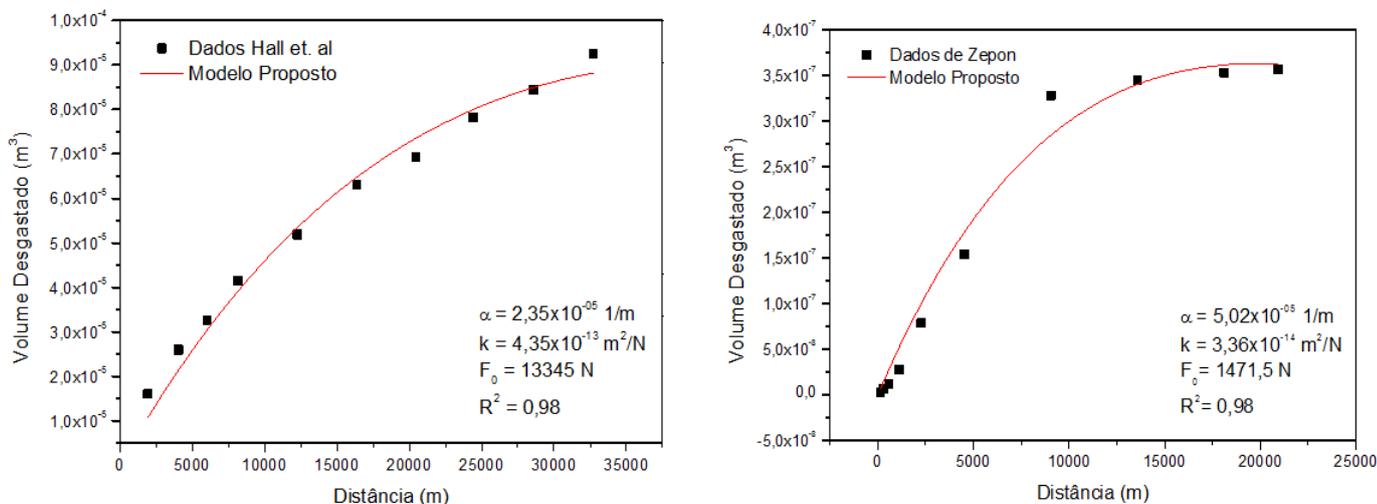


Figura 15 - Ajuste do modelo físico proposto aos dados previamente divulgados por Hall[16] e Zepon[7].

Zepon realizou ainda ensaios com o aço inoxidável supermartensítico (AISM) conformado por spray, cuja composição foi alterada com diferentes porcentagens em massa de Boro, levando à formação de boretos de elevada dureza nos contornos de grãos. A figura 16 apresenta os resultados de todos os materiais testados em seu trabalho. Embora não tenham sido dadas as razões, fica evidente que o aço inoxidável AISM tem resistência ao desgaste inferior ao aço API 5L X80 já usado como material de fabricação para casings. O uso dos boretos como elementos de reforço microestrutural mostraram-se promissores, levando a um grande aumento na resistência ao desgaste do aço AISM que agora apresentou em certo intervalo de τ , perdas volumétricas inferiores ao aço API.

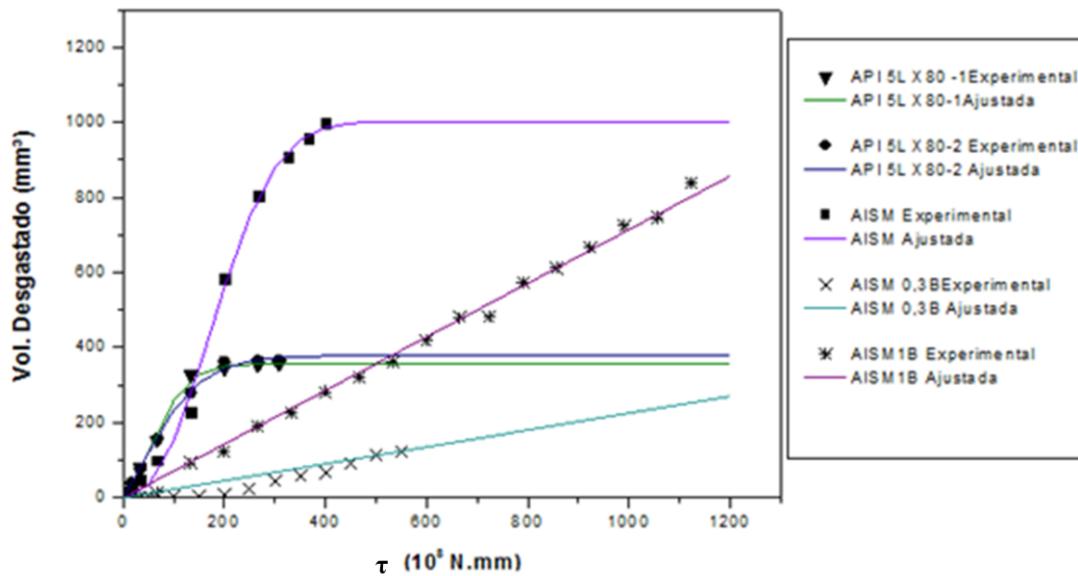


Figura 16 - Resultados do ensaio de desgaste cilindro sobre placa desenvolvido por Zepon[7].

Nota-se ainda, que os materiais contendo boro não obedeceram ao modelo empírico de Hall, mas sim a um comportamento linear. De acordo com o modelo proposto nesta dissertação, isso seria possível, já que por possuírem uma constante α maior, a distância em que se observariam mudanças da taxa de desgaste (ou da área efetiva) é muito pequena para se constatar no ensaio. Em outras palavras, a presença de intermetálicos diminui a interação plástica entre as superfícies, fazendo com que o índice de plasticidade se reduza a um valor menor que a unidade mais rapidamente. Assim, o comportamento linear é simplesmente a manifestação da Lei de Archard e, mesmo que os ensaios fossem feitos por períodos mais prolongados, não ocorreria a desejada estabilização do volume desgastado, como a que ocorre nos aços convencionais não reforçados.

De acordo com o modelo de desgaste proposto, a pressão de contato para materiais reforçados não corresponde, portanto, a uma estabilização da taxa de desgaste, mas somente a uma resposta das mudanças da geometria do contato entre as superfícies. A figura 17 reforça esta idéia, mostrando que não há mudança significativa na inclinação da curva $V(S) \times S$, embora a pressão de contato mostre uma clara tendência decrescente.

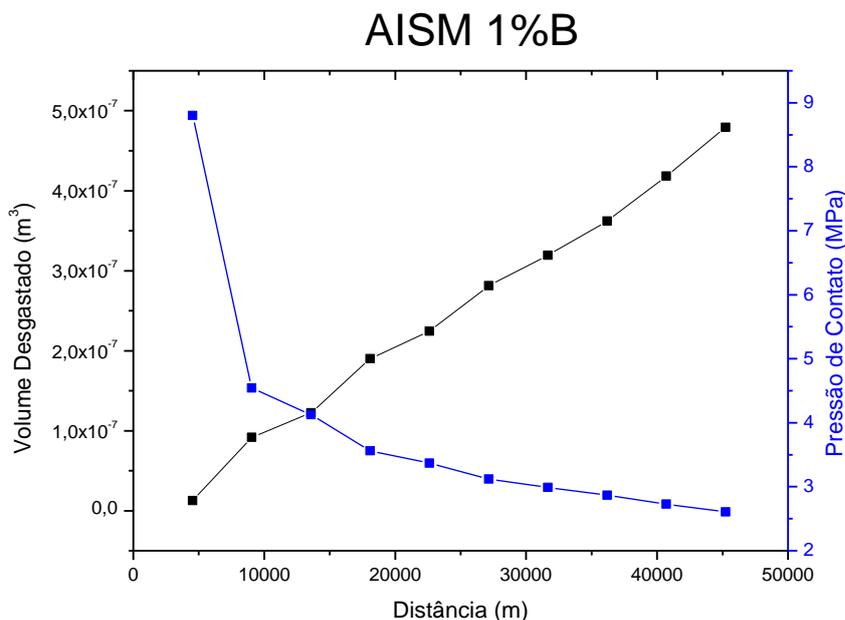


Figura 17 - Comportamento do volume desgastado e da pressão de contato do aço AISM 1%B.[7]

Um resultado inesperado apresentado por Zepon foi que o material contendo 1%B teve desempenho pior àquele com 0,3%B. Duas explicações são possíveis:

- Devido à geometria do ensaio desenvolvido por Zepon, no qual a carga é aplicada verticalmente sobre o corpo de prova, existe a possibilidade de que os boretos desgastados tenham permanecido na região onde havia contato direto entre as superfícies, ativando um mecanismo de desgaste abrasivo. O aumento da %B aumentaria igualmente a quantidade de boretos livres na interface, intensificando o processo abrasivo.
- O mau desempenho do AISM sem boro sugere que a matriz martensítica é incapaz de dar suporte adequado aos boretos submetidos à carga de 150 Kgf usada no ensaio. Dessa maneira, os boretos estariam sendo arrancados da matriz com facilidade e assim, quanto maior a quantidade de fase de reforço, pior seria a resistência ao desgaste da liga.

O desenvolvimento de um novo equipamento de ensaios de desgaste, capaz de reproduzir as condições de carregamento e de mudança da área de contato sem, no entanto, manter os detritos “presos” na interface de desgaste, torna-se importante para elucidar a relevância da fração da fase de reforço (no caso, os boretos) na resistência ao desgaste de materiais candidatos a atuarem como revestimentos de superfícies como a dos tool joints ou casings.

3.7 Tipos de Desgaste

Como visto na seção anterior, comportamentos de desgaste inesperados são muito frequentes e só podem ser explicados quando se tem boa compreensão das características do tribossistema e dos possíveis mecanismos que atuam durante a remoção de material de uma ou mais superfícies. Dentre os tipos de desgaste que ocorrem nos dispositivos de engenharia, destacam-se o adesivo, o desgaste por fadiga e o abrasivo cujas especificidades serão apresentadas a seguir.

3.7.1 Desgaste Adesivo

Ocorre quando duas superfícies são colocadas em contato em alta pressão, levando à formação localizada de junções ou soldas a frio entre as superfícies. A quebra destas junções e a subsequente transferência de material de uma superfície à outra é a principal característica do desgaste adesivo. A tendência à adesão depende, portanto, das propriedades dos materiais em contato e das características interfaciais quais sejam a rugosidade, a presença de óxidos ou lubrificantes e até da umidade relativa do ambiente[10]. Os principais elementos figurantes em um desgaste adesivo estão ilustrados na figura 18.

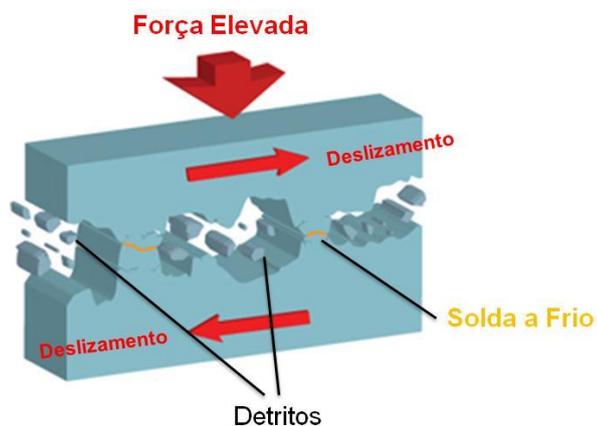


Figura 18 - Tribossistema hipotético em desgaste adesivo.

O desgaste adesivo é um processo caracterizado por altas taxas de perda volumétrica. Valores de $k = \frac{K}{H}$ entre $10^{-14} - 10^{-11} \frac{m^2}{N}$ foram reportados por Akagaki e Rigney[4] para um número de combinações de metais em contato a vácuo, o que favorece o processo de adesão entre as superfícies.

Quando dois metais em contato adesivo deslizam, ocorre a formação de detritos que assumem um formato lamelar ou de placas. Os trabalhos de Akagaki e Rigney[4] bem como Jia-Jun et.al. [24] mostram que além das lamelas, outras morfologias dos detritos são possíveis como ilustrado na figura 19.

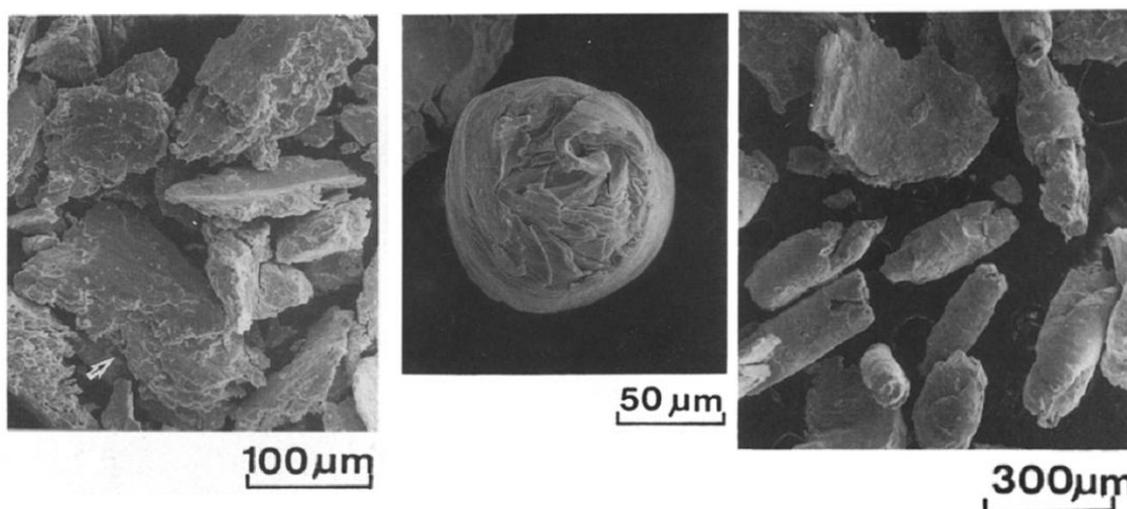


Figura 19 - Morfologias de detritos decorrentes do desgaste adesivo entre metais.[4]

Além dos detritos, as superfícies desgastadas apresentam trincas e entalhes ou “grooves” que lembram a ação abrasiva que pode ser exercida pelos próprios detritos ou pelas asperezas mais duras da outra superfície em contato. Como exemplo, a figura 20 ilustra a superfície de um pino de cobre após deslizar sobre um disco de níquel em atmosfera controlada.

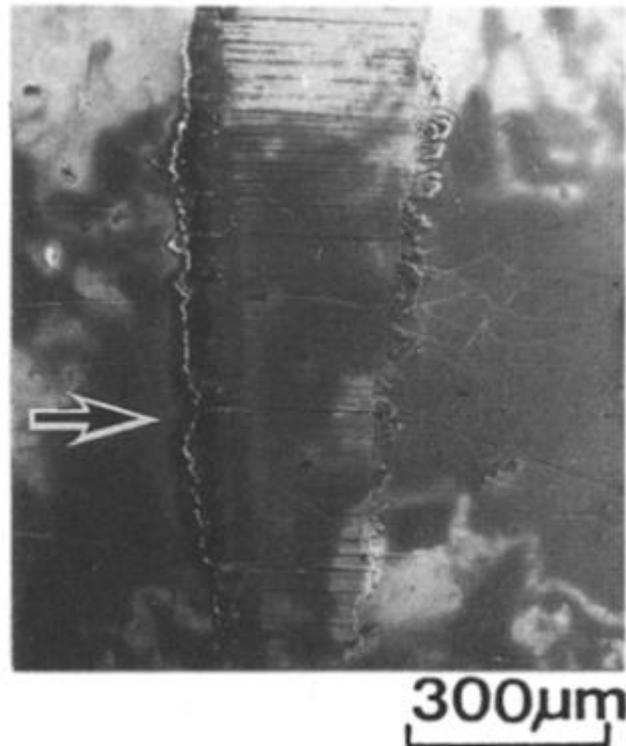


Figura 20 - Superfície desgastada de um pino de cobre após deslizar sobre um pino de níquel. Extraído de [4].

No contato entre tool joint e casing, dois aços ficam em contato a cargas elevadas, o que pode favorecer o processo de desgaste adesivo. Contudo, embora existam autores que comentem sobre a ocorrência deste tipo de desgaste nos equipamentos de perfuração de poços [25; 26], nenhum deles apresenta imagens dos detritos a fim de confirmar que é a adesão de fato o mecanismo atuante. Um ponto destoante entre os trabalhos citados e a prática desenvolvida por Hall é o controle da perda volumétrica que, no caso de [26], foi feito somente o registro do volume desgastado ao final de uma distância de deslizamento de pouco mais de 2500 metros. No trabalho de Hall, as distâncias percorridas são mais de dez vezes maiores e percorridas em períodos de oito

horas, o que permite a observação da queda da taxa de desgaste em função do tempo.

Como será visto adiante, o equipamento desenvolvido na presente dissertação também pode operar por longos períodos de ensaio e possui câmaras de controle onde a coleta dos detritos pode ser feita após a sua separação do fluido de perfuração.

O desgaste adesivo pode ser atenuado pela redução da área de contato entre metais. Uma das maneiras de reduzir tal área é por meio do uso de ligas ou compósitos que possuam intermetálicos ou precipitados não metálicos em sua microestrutura [10]. A matriz metálica deve dar suporte aos precipitados os quais, por sua vez, ficarão submetidos à maior parte da carga aplicada na superfície. Caso a matriz não forneça suporte adequado, o trincamento e destacamento da fase não metálica podem levar a taxas de desgaste mais elevadas do que às observadas no material sem reforço. A figura 21 exibe os resultados de Clarke e Sarkar[27] no qual um pino feito da liga Al-Si com distintas porcentagens de silício é forçado contra uma bucha feita de aço ferramenta. Nota-se que para ligas hipoeutéticas, a resistência ao desgaste aumenta em função da %Si. À medida que a %Si caminha para composições eutéticas e hipereutéticas, a resistência ao desgaste diminui.

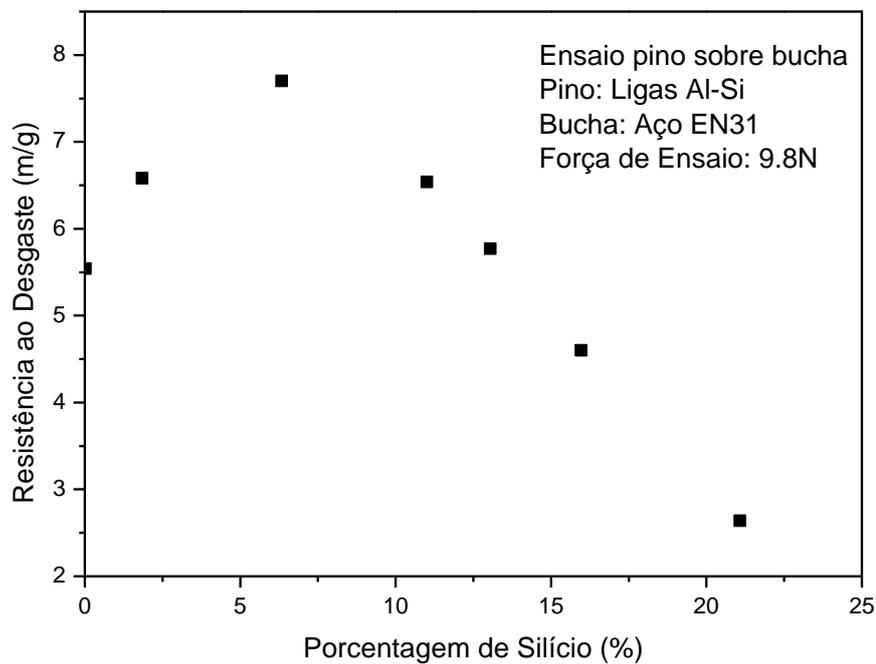


Figura 21 - Mudança da resistência ao desgaste em função da porcentagem de Si em uma liga de Alumínio. Adaptado de [27].

Existe, portanto uma carga máxima que o compósito pode suportar antes que a quebra e destacamento da fase de reforço provoque não uma melhoria, mas uma redução na resistência ao desgaste. É possível que algo similar ao observado no trabalho de Zepon tenha ocorrido e que a carga de 1471,5N usada no seu ensaio seja superior ao máximo suportado pela matriz martensítica.

3.7.2 Desgaste por Fadiga

Em grande parte dos sistemas de engenharia usa-se a lubrificação para conter a adesão entre as superfícies em contato. Apesar disso, em alguns casos ainda se observam significativas perdas de material por desgaste. Neste caso, o repetido deslizamento ou rolamento entre as superfícies em contato provoca grande deformação plástica sobre ou sob a superfície, levando à nucleação e propagação de trincas sendo, por esta razão, denominado desgaste por fadiga [11].

À medida que as trincas se propagam nas superfícies, eventualmente ocorre o destacamento de detritos na forma de placas com espessura inferior a $1\mu\text{m}$, ou de esferas que são formadas pelo acúmulo de detritos menores. Tais morfologias de detritos já foram ilustradas na figura 19, indicando que mesmo em regimes de desgaste que favorecem a adesão entre as superfícies, os efeitos da nucleação e propagação de trincas também se manifestam.

Em processos de desgaste por fadiga, podem-se adotar os procedimentos convencionais usados para a tenacificação do material à nucleação e propagação de trincas. Desta forma, aços com menores quantidades de inclusão apresentarão melhor desempenho em desgaste por fadiga do que aqueles com níveis de inclusão maiores. Também se reporta que a inserção de campos de tensão residual compressiva (como o jateamento feito em engrenagens) aumenta a resistência ao desgaste por fadiga [11].

O desgaste causado pelo repetitivo contato entre duas superfícies metálicas é por vezes chamado de “fresagem plástica”. Neste processo de desgaste ocorrem compressão e cisalhamento de uma fina camada da superfície mais macia que é “extrudada” na direção do deslizamento. O mecanismo de fresagem plástica foi proposto por Kapoor e Johnson [28] e também prevê a formação de detritos de desgaste com morfologia laminar. Foram os mesmos autores que propuseram as mudanças do coeficiente de desgaste K em função do índice de plasticidade que auxiliaram no desenvolvimento do modelo da área efetiva. A boa correlação entre os dados publicados e o modelo proposto indica que o desgaste pela fresagem plástica pode ter uma grande importância no tribossistema em estudo.

3.7.3 Desgaste Abrasivo

Decorre do contato entre partículas ou protuberâncias duras com uma superfície. Partículas duras podem estar presentes em um determinado tribossistema devido às características do meio ou ainda pela formação de detritos oriundos do próprio processo de desgaste, como mencionado no caso do desgaste adesivo.

Durante a perfuração dos poços de petróleo ocorre a quebra de rochas no fundo do mar que são conduzidas para a superfície graças à ação dos fluidos ou da lama de perfuração a qual é bombeada ao poço através dos tubos de perfuração. É de se esperar que o contato entre tool joint e casing somado à presença dos pedaços de rocha suspensos na lama de perfuração provoquem intensa abrasão nos equipamentos.

De fato, a constatação da abrasão nos tubos de perfuração levou aos engenheiros da década de 30 no século passado, a desenvolver uma técnica de revestimento sobre os tool joints que ficou conhecida industrialmente por hardbanding, a qual consistia em depositar partículas de carbeto de tungstênio (WC) sobre uma poça de fusão sob um arco de solda. Como o WC tem uma dureza na faixa de 1700 – 2400 HV, dificilmente as rochas de perfuração eram capazes de promover desgaste significativo no revestimento. Esta solução funcionou bem enquanto os poços eram feitos no continente e com relativa simplicidade de projeto. Com o aumento da complexidade dos poços, o contato entre o tool joint revestido e casing tornou-se inevitável, o que ocasionou a falha dos casings por desgaste abrasivo severo, obrigando a indústria petrolífera a buscar novas soluções para o problema [19].

Como visto no parágrafo anterior, o uso de materiais de elevada dureza é uma maneira eficaz de reduzir ou mesmo erradicar problemas de abrasão. Considerando-se que na maioria dos tribossistemas as partículas abrasivas sejam de areia rica em sílica (SiO_2), cuja dureza varia entre 900 – 1000HV, o uso de elementos químicos que formem fases de reforços em ligas metálicas como o carbono ou o boro poderiam melhorar significativamente a resistência ao desgaste abrasivo de aços e ferros fundidos já que suas durezas são maiores que a da areia.

O ferro fundido branco de alto cromo é um material usado em fundição e tem interessantes propriedades de resistência à abrasão e à corrosão. Foi estudado por diversos autores [29; 30] e no Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar foi desenvolvido por conformação por spray. A figura 22 ilustra a microestrutura deste material que é composta de carbeto (C) M_7C_3 ,

austenita (γ) e martensita (α'). Nota-se que a grande fração de carbeto protege a matriz metálica, o que melhora a resistência ao desgaste.

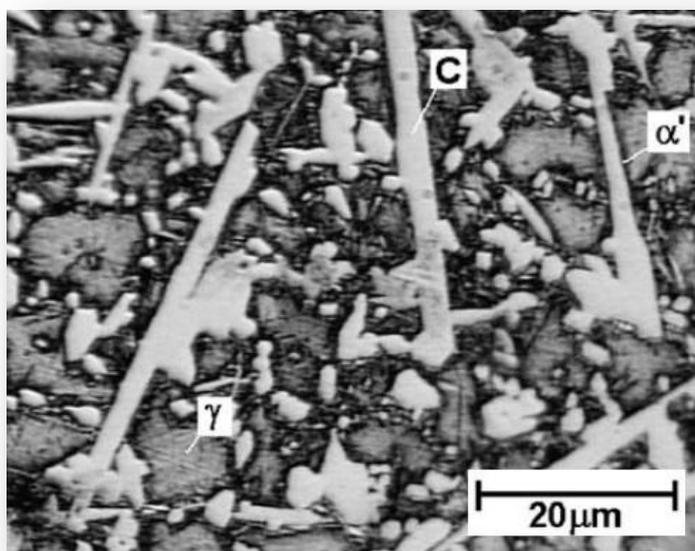


Figura 22 - Microestrutura do ferro fundido branco de alto cromo conformado por spray.

A figura 23 mostra como se comportam ferros fundidos brancos possuindo diferentes frações volumétricas de carbeto M_7C_3 em um ensaio de desgaste contendo diferentes abrasivos. Nota-se que para os ensaios com abrasivos menos duros (Sílex e Alumina), o aumento da fração volumétrica de carbeto provoca aumento da resistência à abrasão até em torno de 30% em volume, quando aparentemente o aumento da fração volumétrica de M_7C_3 tem pouca ou nenhuma influência no volume desgastado. Já no ensaio com SiC, o comportamento é invertido e o aumento da fração volumétrica de carbeto provoca redução da resistência ao desgaste já que agora, como a dureza dos abrasivos é maior, os carbeto são facilmente arrancados da matriz [10].

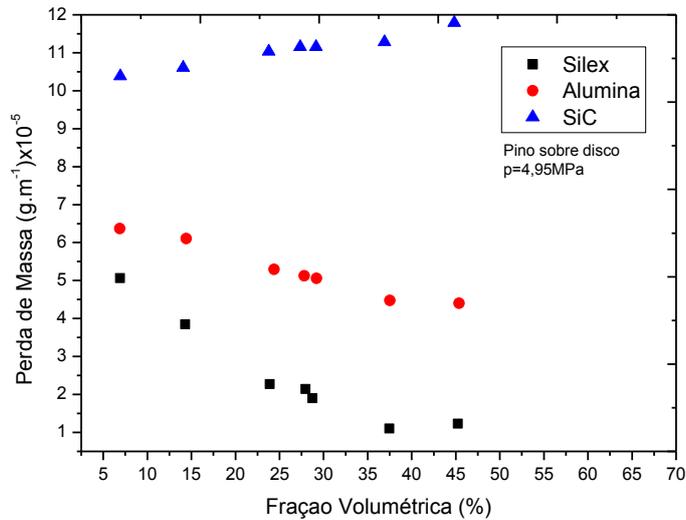


Figura 23 - Efeito da fração volumétrica de carbetos na resistência ao desgaste do ferro fundido branco. Adaptado de [10].

A presença de abrasivos no tribossistema formado por tool joint e casing com certeza é um fator que merece investigação. Como já mencionado, a adição de areia ao fluido lubrificante no ensaio de Hall levou, baseando-se no modelo da área efetiva, a um regime de desgaste mais severo quando comparado ao ensaio de Zepon. Contudo, a fim de evitar possíveis efeitos inesperados causados pela adição de areia e de reproduzir as condições de ensaio usadas no trabalho de Zepon, optou-se por usar somente a lama de perfuração como lubrificante.

3.8 Conformação por Spray de Ligas Resistentes ao Desgaste

Como visto na seção anterior, tanto a resistência ao desgaste adesivo como abrasivo podem ser melhoradas pelo desenvolvimento de ligas que possuam uma microestrutura composta por uma matriz metálica e um reforço não metálico de elevada dureza.

Do ponto de vista dos processos de fabricação, a aplicação de ligas resistentes ao desgaste acaba ficando restrita aos revestimentos por soldagem

como o processo de hardbanding já citado na seção anterior. Esforços têm sido feitos no Laboratório de Fundição do DEMA-UFSCar em parceria com a Universidade de Bremen na Alemanha, no sentido de propor o uso da conformação por spray como método de fabricação de tubos bi metálicos compostos por uma parede interna feita de um material resistente ao desgaste e uma parede externa feita com material convencional. A figura 24 ilustra um tubo bi metálico fabricado em Bremen com parede interna feita do aço AISM com 1,0%B e parede externa feita do aço AISM sem boro.



Figura 24 - Tubo bi-metálico conformado por spray.

O processo de conformação por spray de uma liga consiste em três principais etapas: a *atomização* do feixe de metal fundido por meio de um gás inerte, o *vôo das partículas* atomizadas e, finalmente, a *deposição* delas sobre um substrato. Trata-se de um processo interessante por imprimir ao material processado, elevadas taxas de resfriamento ($10^2 - 10^6$ K/s), o que permite que ligas de processabilidade limitada, como é o caso das ligas resistentes ao desgaste, possam dar origem a produtos como tarugos, chapas, tubos e até mesmo compósitos [31; 32]. No caso do desenvolvimento de tubos, a conformação por spray ainda tem a vantagem de gerar um produto com a geometria próxima do componente final. A figura 25 ilustra o processo.

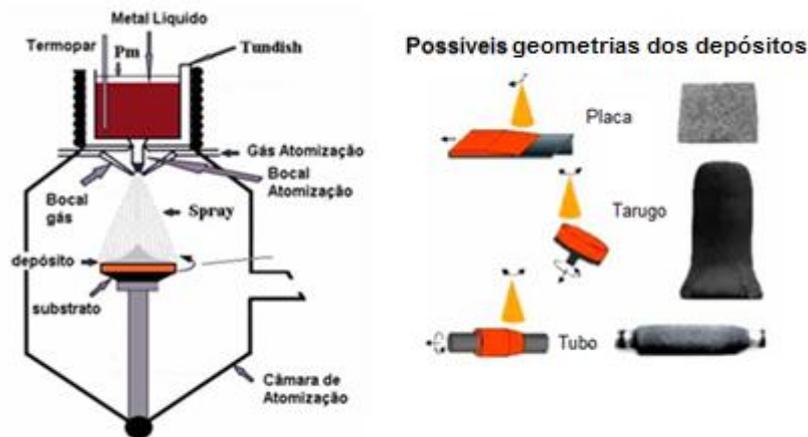


Figura 25 - Esquemática do processo de conformação por spray.

Entre as desvantagens da conformação por spray, pode-se citar a baixa eficiência, em geral abaixo de 90%, que decorre da perda das partículas que não atingem o substrato (overspray) ou que são repelidas pelo impacto contra a superfície do depósito. Além disso, os materiais conformados por esta técnica apresentam porosidades da ordem de 1 – 10% que podem prejudicar as propriedades mecânicas. Por esta razão, grande parte dos esforços dos estudiosos desta técnica se concentram em encontrar os parâmetros de processo que minimizem a porosidade [33; 34]. Dentre os parâmetros de processo destacam-se a temperatura de vazamento, pressão de atomização, distância de vôo das partículas e a razão gás-metal (RGM) que é a razão entre as vazões mássicas do gás e do metal conformado.

Do ponto de vista da resistência ao desgaste, a principal vantagem da conformação por spray é o refino microestrutural e a dispersão eficiente das fases de reforço, tal como observado por Kasama e Matsuo[30; 35] que compararam a resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo obtidos por fundição convencional e pela conformação por spray. A microestrutura destes materiais já foi apresentada na figura 22. Os materiais conformados por spray, apresentaram uma distribuição mais fina de carbeto de cromo, levando à redução da perda de volume em ensaios de desgaste pino sobre disco e areia seca contra roda de borracha.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Seleção de Materiais e Conformação por Spray

Para os testes de desgaste foram selecionados dois grupos de materiais sendo um referente aos aços obtidos por processo de laminação a quente, e o outro grupo referente aos aços inoxidáveis com microestrutura “compósita” obtidos pela conformação por spray. No primeiro grupo temos o aço API 5L X80 e o aço inoxidável VSM13 supermartensítico ambos usados pela indústria de óleo e gás para a manufatura de tubulações. No grupo da conformação por spray temos o aço inoxidável ferrítico AISI 430 modificado com boro nos teores de 1,0%, 2,0% e 4,0%. A tabela 2 contém a composição química das ligas estudadas.

Tabela 2 - Composição Química dos aços laminados a quente usados neste trabalho. *A soma dos elementos Nb,V e Ti deve resultar em no máximo 0,15.

Laminados							
	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb,V,Ti*	Fe
API 5L X80	0,22	1,85	-	-	-	0,15	Bal.
AISM	0,02	-	12	4,5	1	-	
Conformados por Spray							
	Cr	Ni	B	Fe			
F1	17,7	0,3	1,0	Bal.			
F2	17,5	0,3	2,0				
F4	17,1	0,3	4,0				

Enquanto os aços laminados foram obtidos por meio de doações das empresas PETROBRAS e VILLARES METALS, os materiais conformados por spray foram produzidos no laboratório de fundição no DEMA - UFSCar partindo-se do aço inoxidável AISI 430 de baixo carbono também doado pela VILLARES METALS cuja composição foi alterada por meio da adição de Fe-B e de Ferro técnico (eletrolítico) cujas composições se encontram na tabela 3.

Tabela 3 - Composição Química Nominal dos aços conformados por spray.

	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Nb	Co	N	Al	B	Fe
AISI 430	0,057	0,2	0,74	17,6	0,4	0,17	0,025	0,03	0,03	0,031	-	-	
Fe-B	0,3	0,57	-	-	-	-	-	-	-	-	-	16,5	Bal.
Fe-Tec	0,005	0,05	0,2	0,2	0,3	0,025	0,025	-	-	-	-	-	

Os parâmetros de processo usados para a fabricação das ligas F1, F2 e F4 estão apresentados na tabela 4. A figura 26 ilustra o equipamento de Conformação por Spray usado neste trabalho.

Tabela 4 - Parâmetros de processo usados para a conformação por spray dos aços F1, F2 e F4.

Carga Fria (Kg)	3,5
Gás de Atomização	N ₂
Temperatura de Vazamento (°C)	1650
Pressão de Atomização (Bar)	5
Distância de Vôo (mm)	370
RGM	1,0

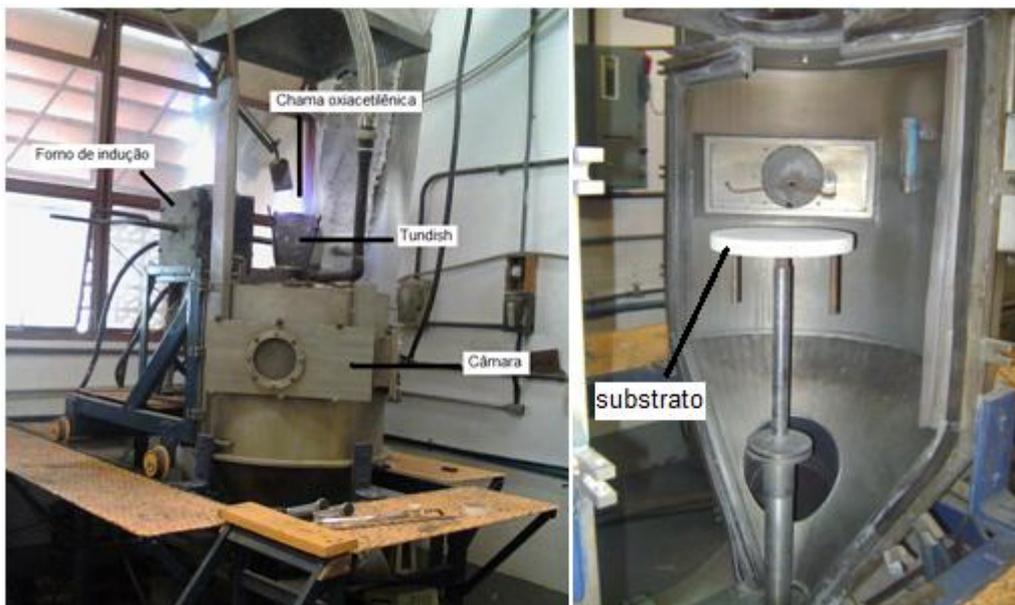


Figura 26 - Equipamento de conformação por spray do laboratório de fundição da UFSCar.

4.2 Análise Química

Para a determinação dos elementos químicos constituintes dos metais em estudo, foi utilizada a técnica de fluorescência de raios-X realizada no laboratório de caracterização estrutural (LCE) da UFSCar. Adicionalmente, para a determinação das porcentagens de boro, foram feitas análises de espectrometria de emissão ótica com plasma acoplado indutivamente ICP-OES com auxílio do equipamento modelo VISTA da marca VARIAN. Para a determinação da porcentagem de carbono foi feita espectrometria de emissão ótica por centelha com material de referência SEM 1155.

4.3 Caracterização Microestrutural

Foram realizadas microscopias óticas e de varredura em todos materiais conformados por spray. A preparação das amostras envolveu embutimento a quente seguida pela preparação das superfícies nas lixas de granas #120, #240, #320, #600, #1000, #1200 e #1500 e em seguida de polimento em pasta de diamante. O ataque químico foi feito em solução contendo quatro partes de água destilada para uma de ácido clorídrico diluído. O microscópio ótico utilizado foi da marca Olympus modelo BX41M-LED e o microscópio eletrônico usado da marca Philips XL30 FEG equipado com o aparelho da Oxford Link para espectroscopia de energia dispersiva de elétrons (EDS).

Para a identificação de fases foi realizada difração de raios-x usando-se o difratômetro Rigaku Geigerflex ME210GF2 com radiação Cu- α .

Para a determinação da fração de fase de reforço foi feita análise das imagens obtidas por microscopia ótica usando-se o software livre ImageJ 1.45s.

4.4 Caracterização de Propriedades Mecânicas

Foram realizadas as medidas microdureza Vickers com carga de 25g de acordo com as normas ASTM E18-12 em todos os materiais estudados.

Foram preparados três corpos de prova de cada um dos aços API 5L X80 e AISI para ensaio de tração de acordo com as especificações da ASTM E8 para amostras de tamanho reduzido. A velocidade da travessa aplicada foi de 0,25 mm por minuto.

4.5 Caracterização de Superfícies

Para a constatação dos mecanismos de desgaste atuantes e de eventuais mudanças de mecanismos, as superfícies desgastadas das amostras produzidas foram avaliadas no microscópio eletrônico Philips XL30 FEG. Adicionalmente, os detritos gerados pelo desgaste foram coletados dentro das câmaras de ensaio com o auxílio de um ímã e, em seguida, também foram submetidos à análise no mesmo microscópio.

Adicionalmente, medidas de rugosidade foram realizadas sobre as amostras antes e após os ensaios (sobre o entalhe) com o auxílio do equipamento Mitutoyo SJ-201 de acordo com as especificações da norma DIN EN ISO 4288:1998.

4.6 Ensaio de Desgaste Placa Sobre Cilindro (EPC)

Como visto na revisão de bibliografia, a principal característica do tribossistema constituído por tool joint e casing é a mudança da área de contato entre as superfícies. A fim de reproduzir esta condição, foi desenvolvido um equipamento de ensaios denominado placa sobre cilindro (EPC) constituído por três câmaras dentro das quais as amostras na forma de placas são forçadas contra um eixo. Tanto amostra quanto o eixo foram submersos em uma lama de perfuração à base de água doada pela PETROBRAS S.A. A fim de

aplicar a mesma condição de lubrificação a todas as amostras, a lama foi diluída em água na proporção de 1:1.

O porta-amostra é acoplado a um braço de alavanca somando assim um comprimento três vezes menor que o braço onde são suspensos os pesos por meio dos quais se controla a carga do ensaio. Mais detalhes do eixo de alavanca podem ser vistos no apêndice A. O eixo, fabricado de aço 1040 temperado e revenido até a dureza de 55 HRC é acoplado a um sistema moto-reductor cuja rotação é fixada em 200 RPM com o auxílio de um inversor de frequências. A contagem de giros do eixo é feita por um sensor magnético. A figura 27 ilustra o equipamento desenvolvido no laboratório de fundição.

Tabela 5 - Composição do fluido de perfuração usado durante ensaios EPC.

Componente	Função	Dosagem
Bentonita	Sólido em suspensão	12,5 Kg/m ³
Carboximetilcelulose de Sódio	Viscosificante	1,5 Kg/m ³
Cloreto de Potássio	Inibidor de argilas expansivas	10 Kg/m ³

O controle da perda de volume foi feito a partir da conversão da perda de massa controlada com uma balança eletrônica digital com capacidade para registrar no mínimo 1×10^{-4} gramas. Cada material estudado teve a sua densidade determinada por meio do método de Arquimedes.

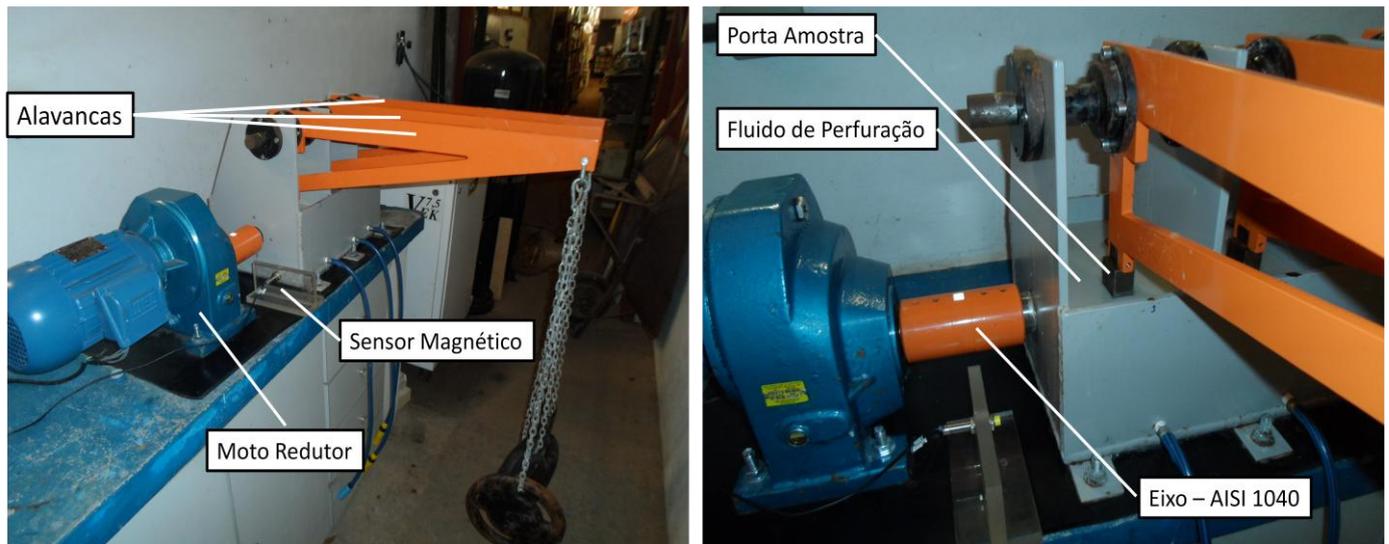


Figura 27 - Equipamento de ensaios de desgaste placa sobre cilindro desenvolvido na presente dissertação.

A força de ensaio corresponde aproximadamente ao triplo da força peso obtida quando se acoplam as anilhas ao braço de alavanca, cujo comprimento é três vezes maior que o braço acoplado ao porta-amostras. Como a perda de espessura provoca um pequeno deslocamento do sistema de alavancas, espera-se alguma mudança na força de ensaio. A área de contato foi calculada por meio da relação geométrica que possui com o volume desgastado já previamente determinado pela perda de massa. A figura 56 apresentada no apêndice A ilustra como são as variações da força de ensaio para a carga acoplada de 15 Kg e da área de contato em função da perda de espessura da amostra. Ambas as mudanças foram levadas em consideração para o uso do modelo físico proposto nesta dissertação e para o cálculo da pressão de contato.

Como primeira etapa do trabalho foram realizados ensaios com os aços laminados a quente API 5L X80 e com o AISI a fim de ter uma melhor compreensão do equipamento desenvolvido, do tribossistema amostra-eixo-fluido, bem como de reproduzir os dados divulgados no trabalho de Zepon. Nesta etapa preliminar, os aços foram ensaiados com cargas de 10Kg e 15Kg o que também serviu como maneira de avaliar a validade do modelo físico proposto na presente dissertação.

Uma vez definidos os parâmetros adequados obtidos nos ensaios preliminares, os materiais desenvolvidos por conformação por spray foram ensaiados com carga de 15 Kg. Ao final de todos os ensaios, os detritos resultantes do processo de desgaste foram coletados com auxílio de um ímã. A figura 28 ilustra os procedimentos de trabalho realizados na presente dissertação.

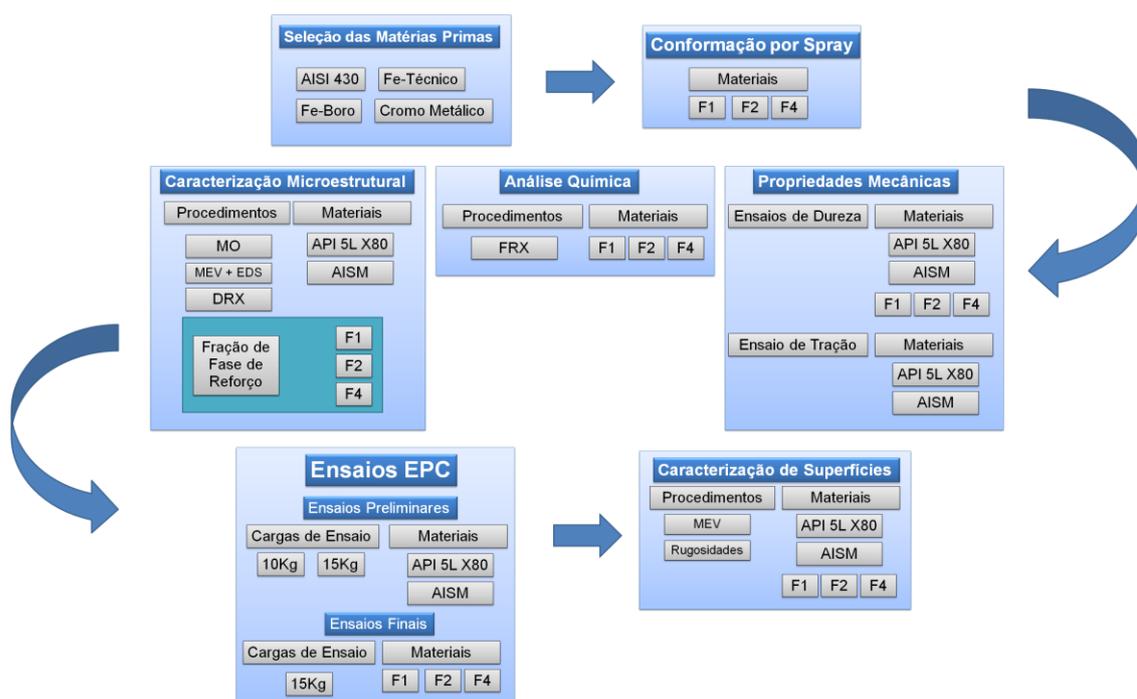


Figura 28 - Fluxograma de trabalho

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Conformação por Spray

A figura 29 ilustra os depósitos dos materiais F1, F2 e F4 obtidos por conformação por spray. Nota-se que passando do aço F1 ao F4 há uma mudança da concentração da massa de material do centro para as bordas, o que é coerente com o intervalo de solidificação das ligas que diminui à medida que se aumenta a porcentagem de boro, conforme previsto pelo diagrama de fases binário Fe-B. Assim, como o material F4 alcança o substrato com uma viscosidade relativamente baixa, o aço ainda pode escoar do centro para as bordas do substrato em rotação.



Figura 29 - Depósitos resultantes da conformação por spray.

A fim de contornar as diferentes condições de resfriamento ao longo da posição radial do substrato, as amostras para análise microestrutural e ensaio de desgaste foram separadas de posições radiais equivalentes, o que também está indicado na figura 29.

5.2 Análise Química

Os resultados de análise química estão apresentados na tabela 5 mostram que a seleção de matérias primas selecionadas foi adequada para a obtenção de produtos com características inoxidáveis.

Nota-se que a porcentagem de boro ficou significativamente abaixo da esperada pela composição nominal. Ao adicionar-se o ferro técnico ao banho, este se tornou mais rico em oxigênio reagindo com o boro oriundo do ferro liga. Adicionalmente, reporta-se [36] que o óxido de boro B_2O_3 tem a 1630 °C uma pressão de vapor de 0,01 atm, o que também favorece a perda do elemento durante a conformação por spray.

O aumento da porcentagem de silício na liga é coerente com o aumento do uso de Fe-B, matéria prima que é rica neste elemento.

Tabela 6 – Análise química dos depósitos conformados por spray. *Análise por ICP-OES. Resultados obtidos por emissão óptica de centelha. Os demais são resultados por FRX.**

	%C**	%B	%Si**	%Cr**	%Ni	%P**	%S**	%Fe
F1	0,068	0,80	0,23	17,6	0,14	0,023	0,038	80,14
F2	0,063	1,23	0,29	17,2	0,19	0,031	0,051	81,17
F4	0,048	3,50	0,53	18,5	0,23	0,037	0,083	78,92

5.3 Caracterização Microestrutural

A figura 30 mostra as imagens obtidas por microscopia ótica dos materiais laminados. Nota-se que o aço API 5L X80 apresenta uma microestrutura de ferrita deformada oriunda do tratamento termomecânico que sofreu. Já o aço inoxidável supermartensítico apresenta uma estrutura equiaxial de grãos martensíticos, conforme a especificação da liga.

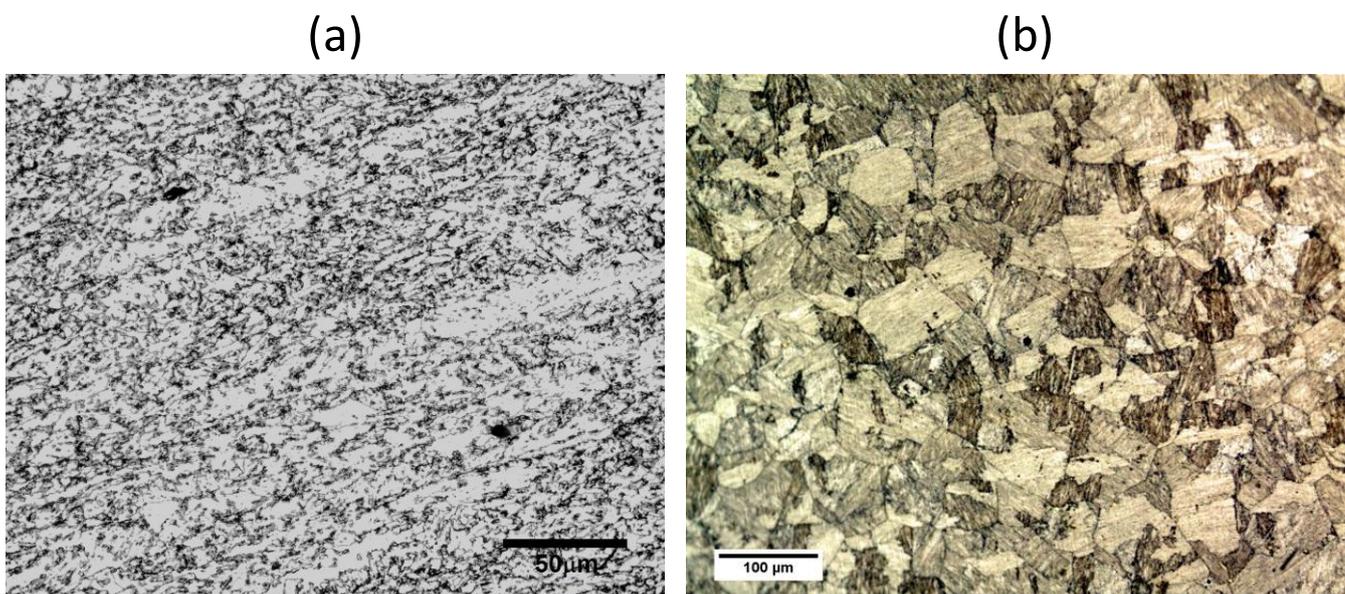


Figura 30 - Microestrutura dos aços (a) API 5L X80 e (b) AISM.

5.4 Difração de Raios-X

A figura 31 ilustra o difratograma dos aços conformados por spray. Nota-se que além dos picos referentes à fase Fe- α também são observados os picos dos boretos $(Fe,Cr)_2B$. Trata-se de um resultado esperado e encontrado em alguns trabalhos já realizados no DEMa – UFSCar [7; 9; 37].

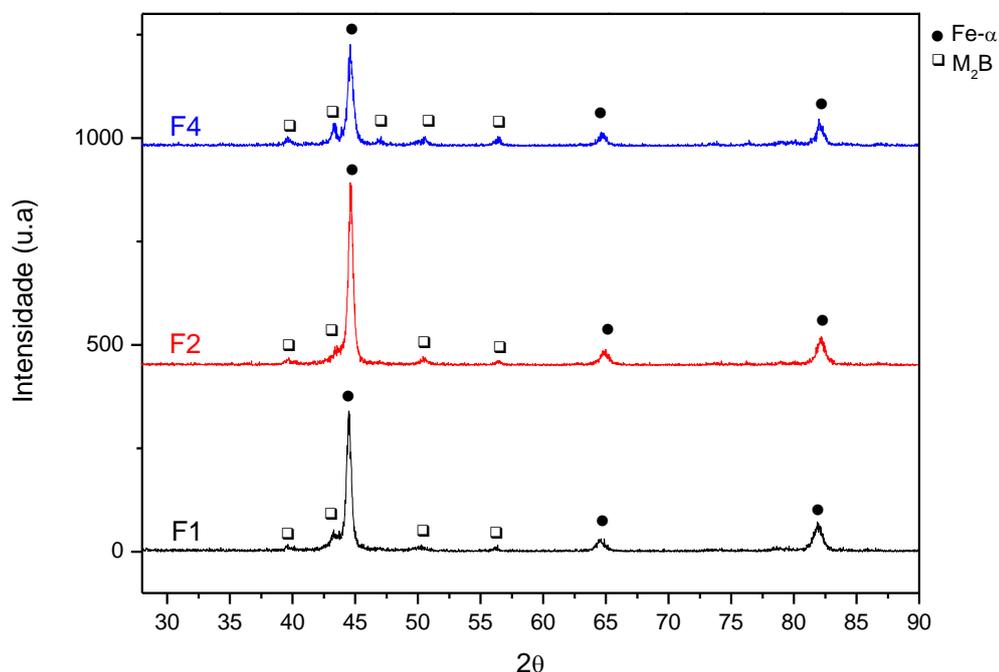


Figura 31 - Difratomogramas dos materiais conformados por spray.

Quanto aos aços conformados por spray, suas microestruturas estão ilustradas na figura 32. Passando-se do material F1 ao F4, nota-se um aumento da quantidade de boretos, bem como uma mudança de morfologia que, no caso do aço F4 parece ter características de uma fase primária de solidificação.

Adicionalmente, a análise das imagens de MO revelam que o aumento da porcentagem de boro levou a uma mudança da fração da área correspondente aos boretos passando de 17,5% em F1, para 29,1% em F2 e 44,7% em F4.

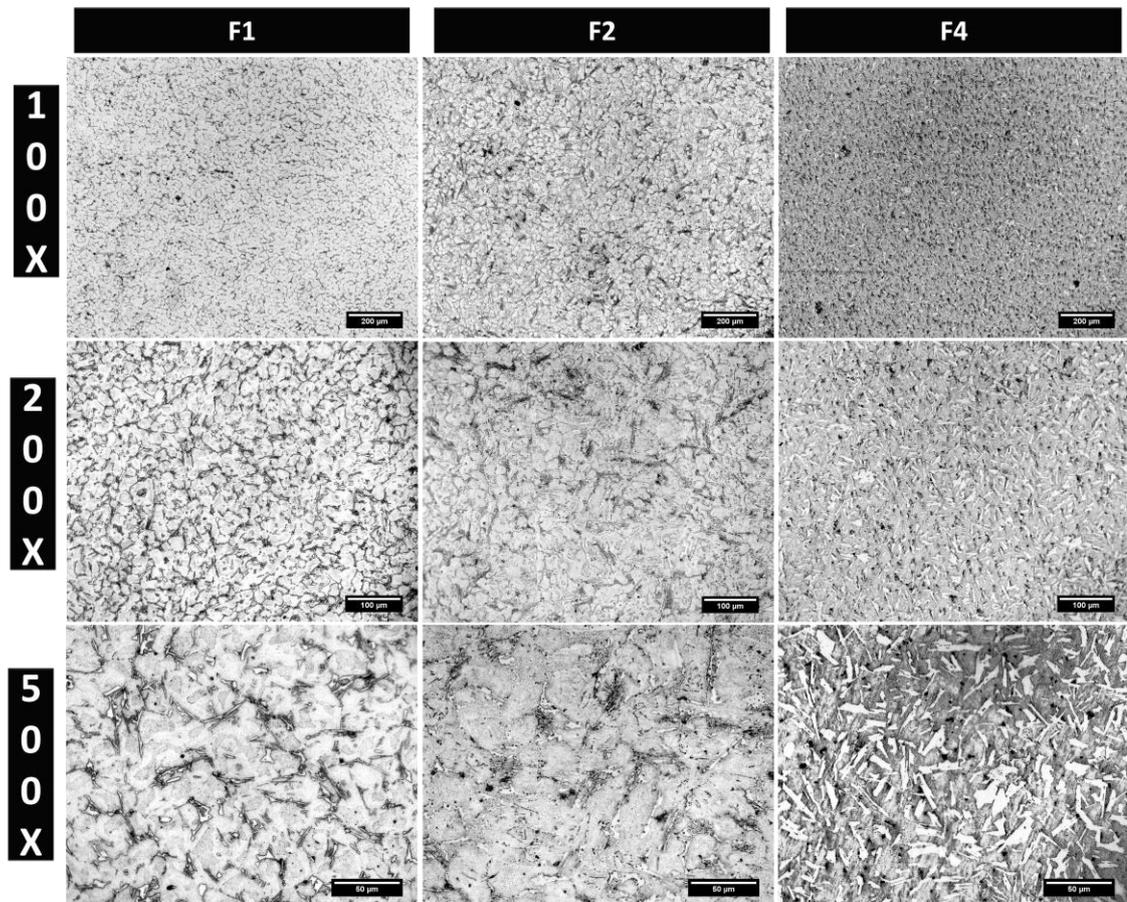


Figura 32 - Micrografia ótica dos aços F1, F2 e F4 conformados por spray.

As imagens apresentadas nas figuras 33 e 34 obtidas por microscopia eletrônica dão um destaque maior à morfologia dos boretos e aos aspectos microestruturais destes aços.

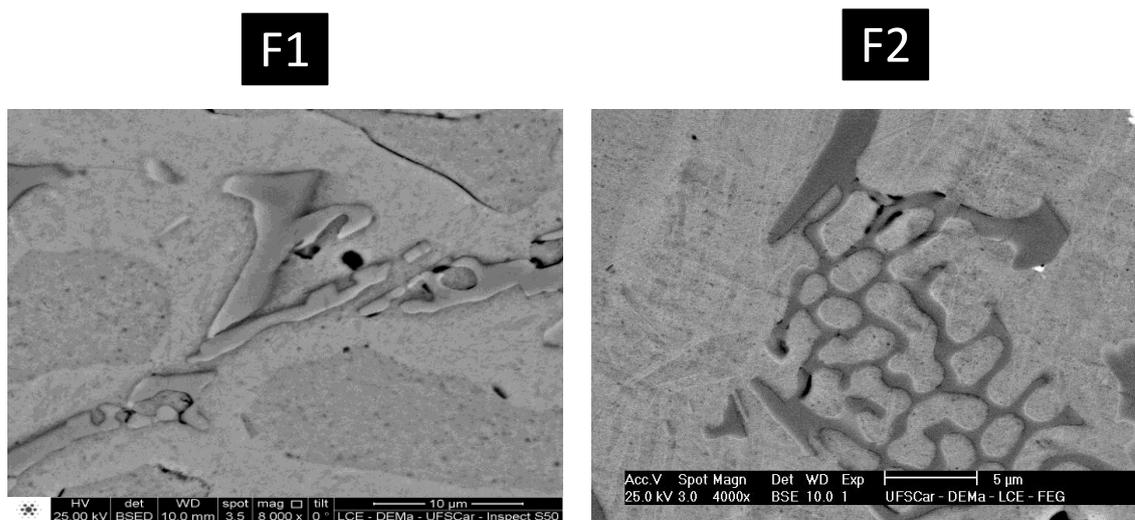


Figura 33 - Morfologia dos boretos destacadas por microscopia eletrônica de varredura.

Nota-se que nos aços F1 e F2, os boretos têm morfologia típica de final de solidificação. Além disso, as imagens feitas em BSE indicam que existe um contraste químico não só entre boreto e metal, mas também no interior da matriz dos aços.

Na microestrutura do aço F4 apresentada na figura 34, além da presença de poros que parecem se concentrar ao redor dos boretos nota-se que os mesmos apresentam morfologia facetada, típica de fases primárias de solidificação. Comparativamente, ao invés de um contraste químico na matriz metálica, nota-se a presença de ripas que lembram a martensita.

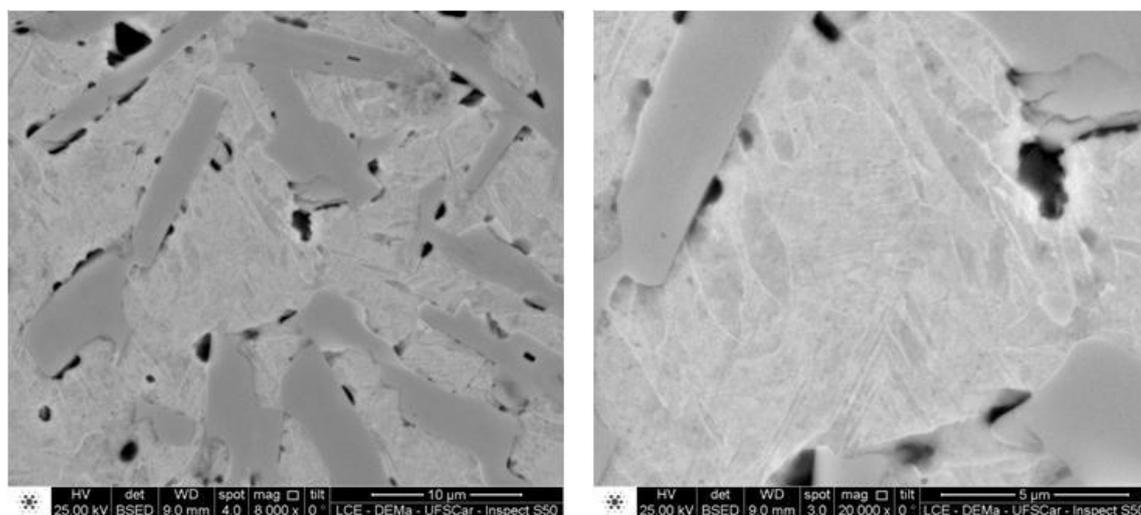


Figura 34 - Microestrutura do aço F4. Nota-se que a matriz metálica apresenta ripas que são típicas da fase martensítica.

pode ser distinguida dos picos de ferrita apresentados no difratograma da figura 31.

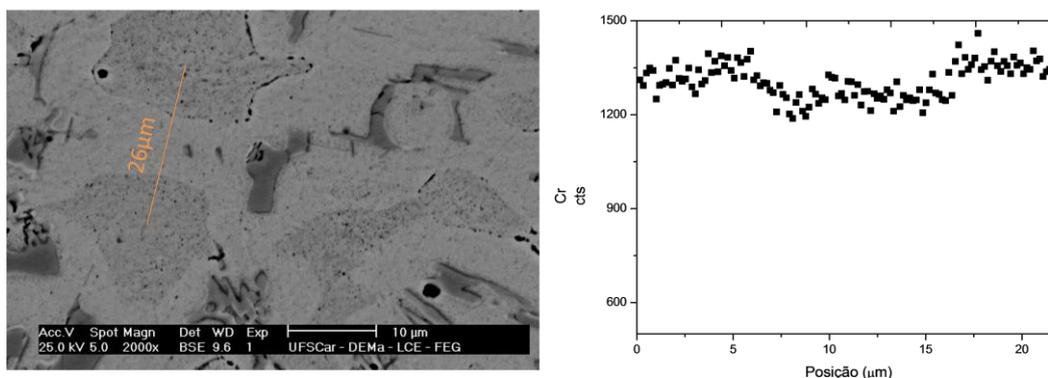


Figura 36–Análise química de Cromo por EDS em linha.

A análise química por EDS realizada sobre matriz e boretos de todos os aços reforça a discussão até aqui desenvolvida. Os resultados apresentados nas tabelas 7 e 8 mostram que a composição da matriz do aço F4 tem menor Cromo equivalente e é a que mais se aproxima do campo ferrita + martensita no diagrama de Schaeffler.

Tabela 7 - Composição química determinada por EDS da matriz metálica dos aços F1, F2 e F4.

Matriz	%Fe	%Cr	%Si	%Ni	Cr _{eq}	Ni _{eq}
F1	72,4	14,7	1,32	0,28	16,68	0,49
F2	84,7	14,6	0,35	0,29	15,18	0,29
F4	64,6	9,32	3,2	0,4	14,12	0,59

Tabela 8 - Composição química determinada por EDS sobre os boretos formados nos aços F1, F2 e F4.

Boretos	%Fe	%Cr	%Si
F1	63,9	35,3	0,71
F2	64,15	35,63	0,1
F4	61,6	37,9	0,5

5.5 Propriedades Mecânicas

5.5.1 Microdurezas

A tabela 9 apresenta os resultados de dureza Vickers (carga de 25g) para os materiais estudados.

Tabela 9 - Microdureza dos materiais estudados.

Material	HV(MPa)	
API 5L X80	2158	
AIMS	2698	
	Matriz	Boreto
F1	3198 ± 850	5473
F2	4090 ± 490	7112
F4	6092 ± 961	8554

Nota-se que, a despeito de sua relativa baixa resistência ao desgaste, o aço inoxidável supermartensítico tem maior dureza que o aço API. Adicionalmente, o aumento da porcentagem de boro leva a um aumento progressivo da dureza de ambas a matriz e o reforço. O grau de refino das microestruturas dos aços conformados por spray dificultam a obtenção da microdureza sobre somente uma das fases (matriz ou reforço). É coerente afirmar, portanto, que o aumento de dureza dos boretos e da própria matriz seja devido a um efeito dos erros causados pela interação das fases durante a realização da endentação. Berns e Fischer [39] estudaram ligas do mesmo sistema Fe-Cr-B e afirmaram que outra explicação para o aumento da dureza dos boretos é pelo aumento da %Cr em sua composição, o que também foi observado na tabela 8. É possível então que exista de fato um efeito do aumento da dureza da fase de reforço na resistência ao desgaste dos aços conformados por spray.

A figura 37 mostra os resultados da microdureza realizada com carga de 1Kg. Fica evidente que o aumento da porcentagem de boro aumenta a dureza do aço inoxidável.

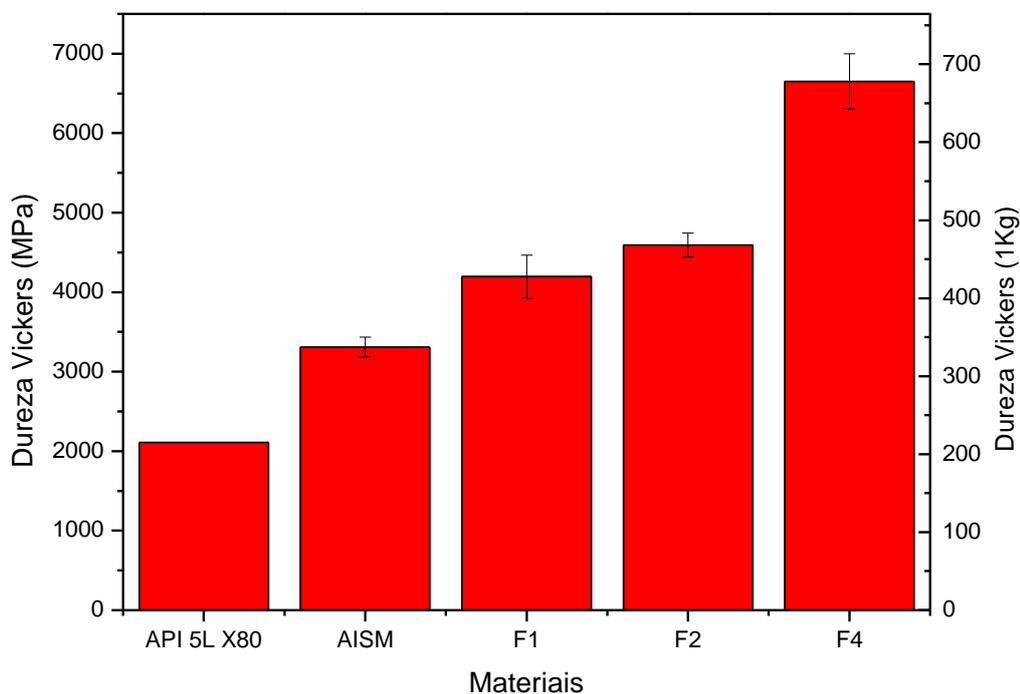


Figura 37 - Microdureza dos aços conformados por spray. Carga de 1Kg.

5.5.2 Ensaios de Tração

A preparação dos corpos de prova para ensaio de tração resultou nas amostras ilustradas na figura 38. A figura 39 ilustra a curva de tração dos aços API 5L X80 e do AISM. Nota-se que em termos do limite de escoamento, os aços API com $LE=765$ MPa e AISM com $LE=750$ MPa têm pouca diferença entre si. Quanto ao limite de resistência à tração, enquanto o aço AISM apresentou $LRT= 870$ MPa o aço API apresentou uma pequena dispersão de resultados gerando um valor médio de $LRT= 788$ MPa. Ambas as propriedades levariam a crer que o aço AISM seria mais interessante do ponto de vista da resistência ao desgaste, embora os resultados apresentados por Zepon e por esta dissertação mostrem justamente o contrário.

Também é possível afirmar que os materiais são bastante distintos no que se refere ao encruamento, que é maior no caso do aço AISM, o que poderia levar à conclusão de que o encruamento seria deletério para as

propriedades de desgaste. Contudo, alguns autores [10; 40] mencionam que materiais com maior capacidade de encruamento tem melhor resistência ao desgaste, já que nestes materiais boa parte da energia para a remoção de detritos deve ser despendida na forma de deformação plástica. O aço Hadfield, com grandes adições de manganês, é conhecido pela sua boa resistência ao desgaste e alto coeficiente de encruamento. As propriedades mecânicas de tração e dureza, portanto não fornecem informações que possam explicar as diferenças de comportamento entre os aços API e AISM.

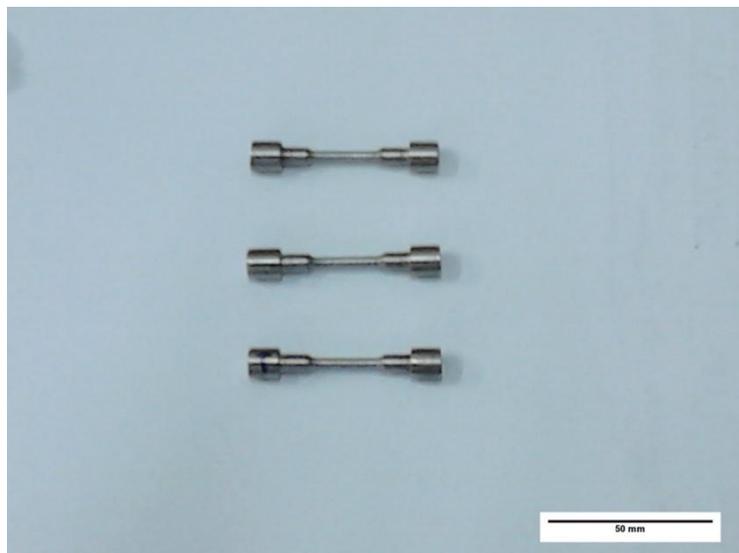


Figura 38 - Corpos de Prova do aço AISM preparados para ensaio de tração.

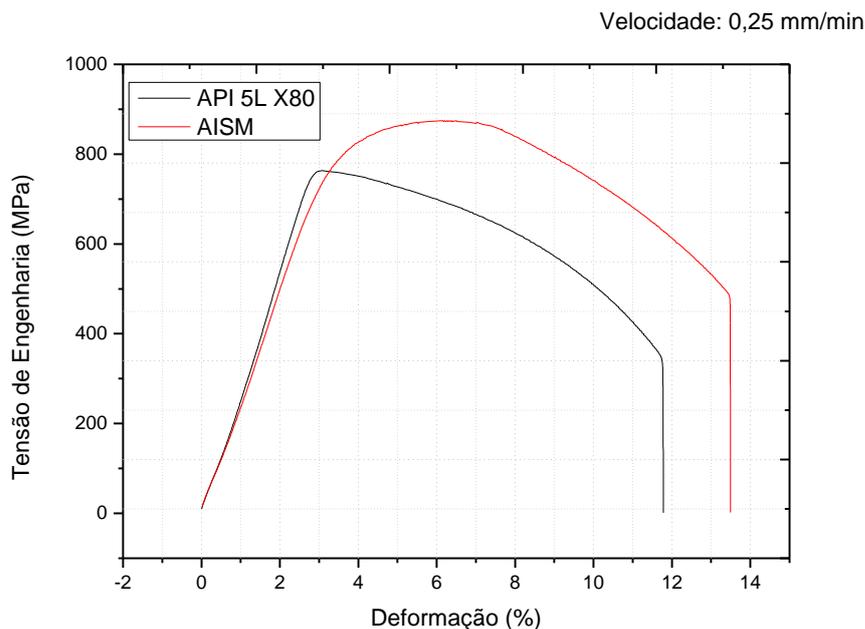


Figura 39 - Curvas de tração dos aços API 5L X80 e AISM.

5.6 Ensaios de Desgaste Placa sobre Cilindro

A figura 40 mostra os resultados dos ensaios preliminares realizados no aço API. Os pontos referentes à carga de ensaio de 15Kg correspondem à média de dois ensaios, enquanto que os demais pontos se referem a um único corpo de prova ensaiado com carga de ensaio de 10Kg.

Nota-se que o comportamento do aço API foi bastante similar ao reportado por Hall e Zepon, de tal maneira que o volume desgastado aumentou a taxas decrescentes. Adicionalmente, o modelo físico da área efetiva apresentou excelente correlação ($R^2 > 0,99$) com os dados de ensaio. Nota-se que ambas as curvas de ensaio resultaram em valores de k e α muito semelhantes. O valor de k calculado para o aço API também foi similar ao observado nos dados de Zepon (figura 15), embora α tenha sido mais elevado, possivelmente devido às diferentes condições de refrigeração e aplicação de força entre os trabalhos. O modelo da área efetiva também se ajustou bem aos resultados obtidos para o aço AISM embora não em toda a extensão do ensaio.

Atribui-se a isso a algum problema experimental ocorrido. Com uma baixa resistência ao desgaste, os pequenos incrementos da força normal aplicada que ocorrem devido à perda de espessura das amostras podem interferir no ajuste do modelo.

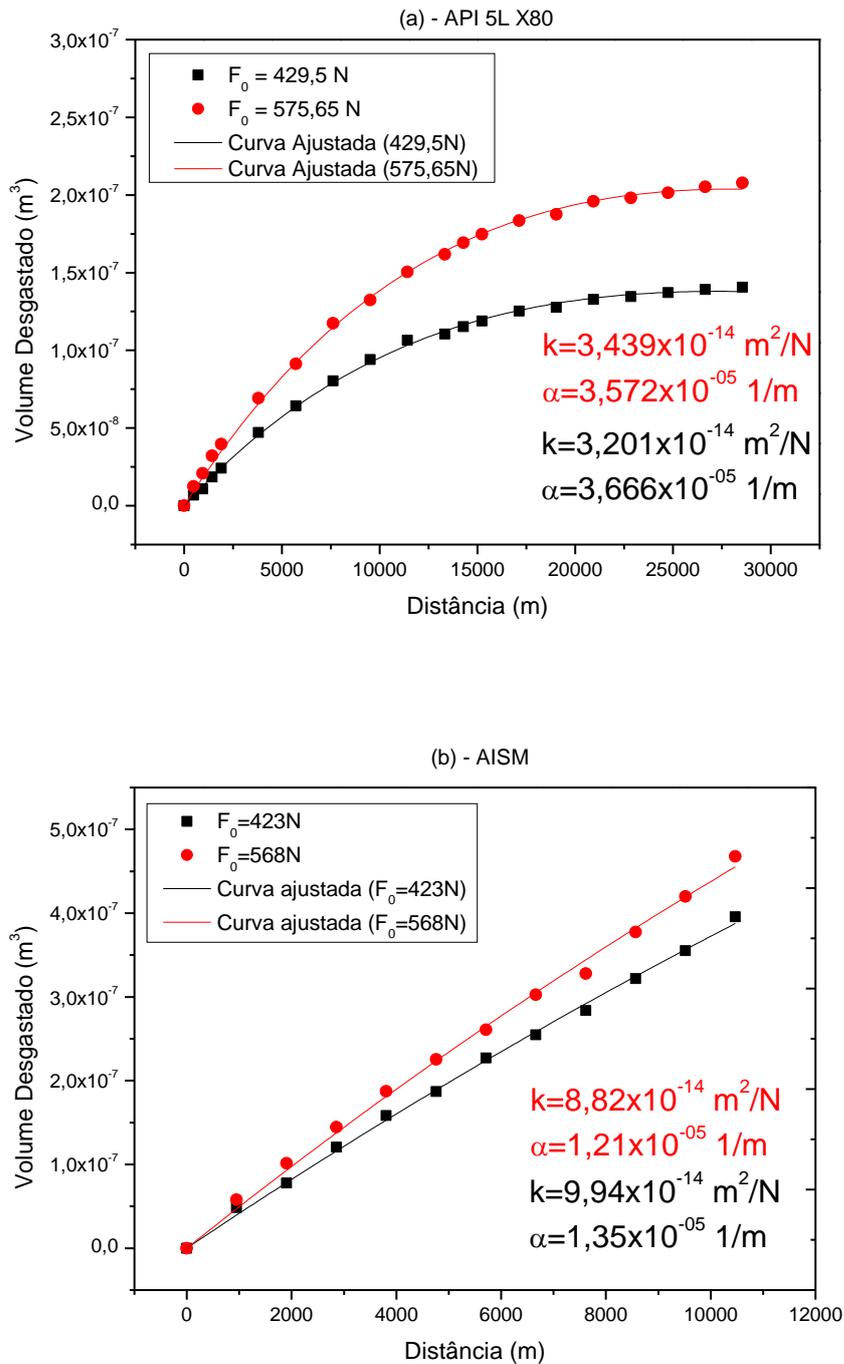


Figura 40 - Variação do volume desgastado dos aços (a) API 5L X80 e (b) AISM em função da distância de deslizamento.

Afigura 41 mostra a diferença de desempenho entre os aços API e AISM ensaiados com a carga de 15Kg. Mais uma vez, o ajuste do modelo da área efetiva foi eficiente ($R^2 > 0,99$) indicando que, embora a constante k não tenha mudado muito do aço API para o AISM, o valor de $\alpha = 1,08 \times 10^{-05}$ 1/m aproximadamente três vezes menor mostra que o desempenho em desgaste desse aço, a despeito de suas superiores propriedades mecânicas, é bastante inferior ao API.

Pelo comportamento ilustrado na figura 41, percebe-se que o aço AISM não alcançou a condição em que ocorre a estabilização da taxa de desgaste ou do volume desgastado. De acordo com o modelo proposto, seria necessário percorrer uma distância de deslizamento de mais de 90000m, desgastando um volume de aproximadamente 4440 mm³ que corresponde a uma perda de espessura de mais de 7mm. Em outras palavras, seria necessário quase romper toda a espessura da amostra de aço AISM para se alcançar a condição de estabilização do volume desgastado. Já para o aço API 5L X80, com $\alpha = 3,6 \times 10^{-05}$ 1/m, podemos estimar que a distância necessária para a estabilização do volume desgastado é em torno de 27000m, além do qual seria observado somente o que prevê a Lei de Archard.

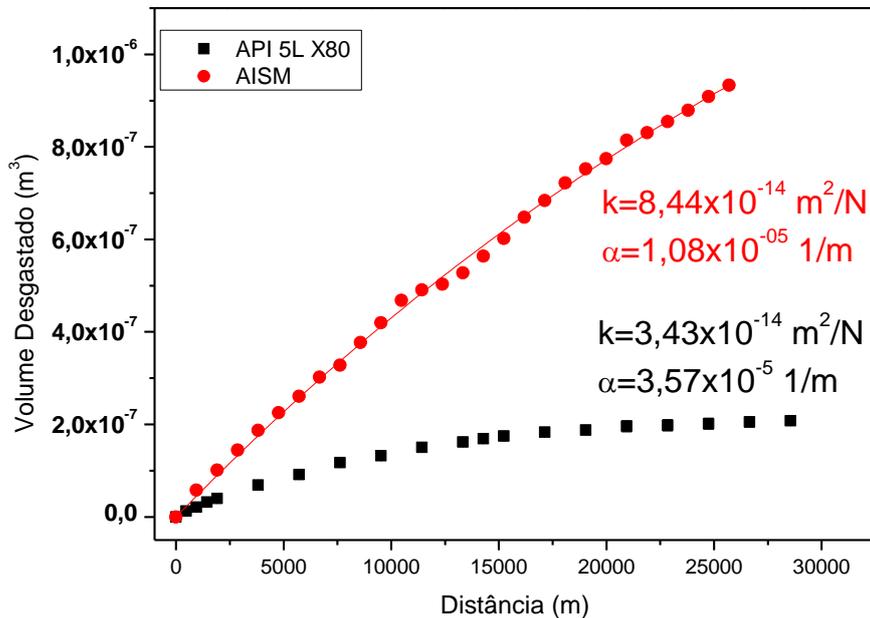


Figura 41 - Comparação dos desempenhos dos aços API 5L X80 e AISM.

A figura 42 ilustra o comportamento dos aços F1, F2 e F4 no ensaio placa sobre cilindro e pode-se notar que, exceto para o material F1, não há forte indicativo de redução da taxa de desgaste em função da distância. De acordo com o modelo da área efetiva, como os materiais conformados por spray possuem maior resistência ao desgaste, visto que sua perda volumétrica foi significativamente menor, espera-se que eles cheguem ao estágio em que se obedece a lei de Archard mais rapidamente.

Não é possível ajustar todos os pontos da curva de ensaio de desgaste relativa ao aço F1 ao modelo da área efetiva. Contudo, quando se selecionam somente os primeiros 5 pontos, o modelo se ajusta bem ($R^2 > 0,99$). Além do limite onde o modelo é válido, o comportamento se aproxima da linearidade conforme ilustrado na figura 43. Eventuais desvios deste comportamento podem ser atribuídos a uma não estabilização da área efetiva. Dependendo da resistência ao desgaste do material, não há certeza de que ocorrerá uma completa mudança do regime plástico para o elástico, conforme discutido por Archard em [21]. Assim, é possível que a matriz do aço F1 não tenha alcançado uma condição em que $\psi < 1$, principalmente para as distâncias de

deslizamento abaixo de 10000m, embora a presença dos boretos diminuam o caráter plástico do contato entre o eixo e a amostra.

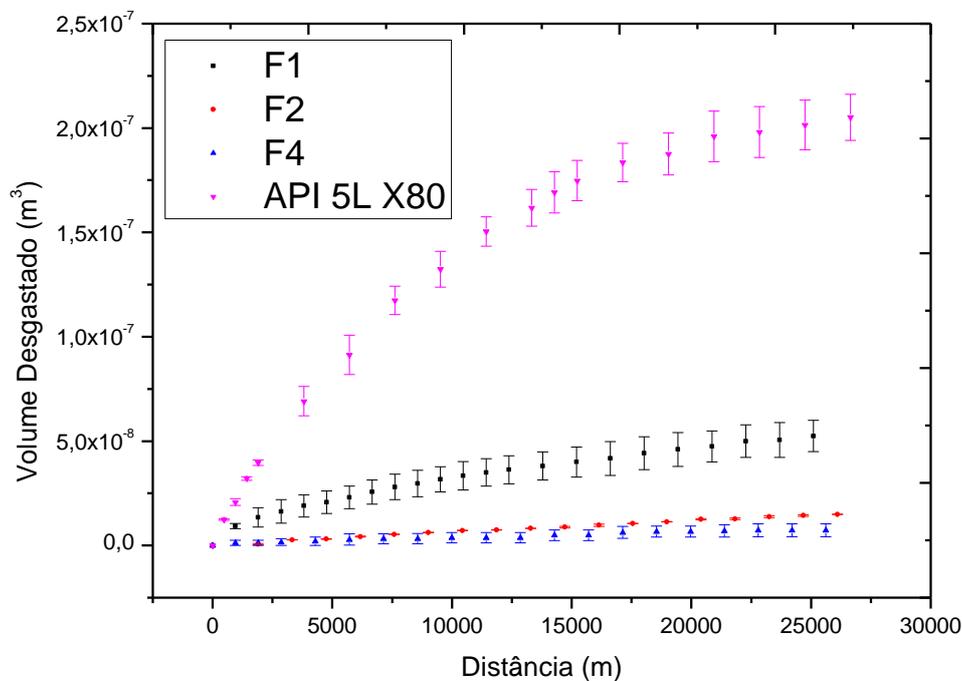


Figura 42–Perda de volume dos aços conformados por spray. Comparação ao aço API 5L X80.

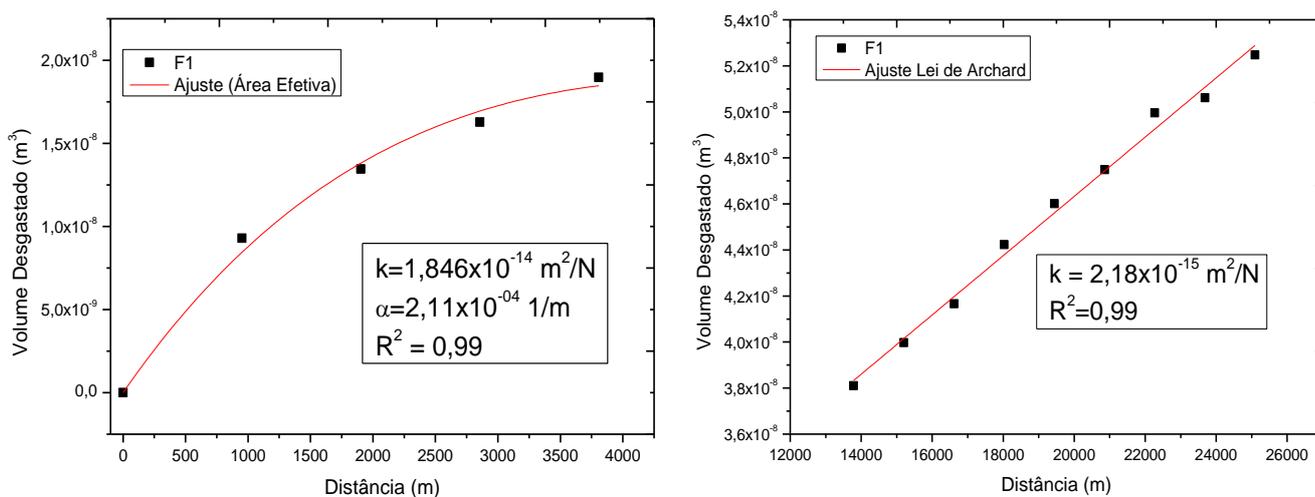


Figura 43 - Transição de comportamento do volume desgastado do aço F1.

Voltando à figura 42, pode-se notar que houve uma redução da perda de volume à medida que se aumenta a porcentagem de boro dos aços

conformados por spray. Esse resultado difere daquele relatado por Zepon, onde o aço AISM com 1%B desgastou-se mais rapidamente do que o aço com 0,3%B. Além da possibilidade, como citado pelo autor, da permanência dos boretos na interface de desgaste, ou de que a matriz martensítica é pouco eficiente para dar suporte à fase de reforço, no ensaio de Zepon a força aplicada de 150 Kgf foi bastante superior às aplicadas nos aços F1, F2 e F4, o que dificulta a comparação entre os resultados dos materiais citados.

Para as condições de ensaio estabelecidas nesta dissertação, o aumento da %B mostrou-se benéfica no aumento da resistência ao desgaste. Contudo, devem ser realizados novos ensaios com diferentes cargas a fim de determinar se de fato esse comportamento se estende a forças ou pressões de contato mais elevadas. A tabela 9 sumariza os resultados do presente trabalho comparando a resistência ao desgaste ($1/k$) de cada material estudado. A figura 43 ilustra os corpos de prova dos materiais ensaiados.

Tabela 10 - Resistência ao desgaste ($1/k$) dos aços estudados.

*Para o aço F1 considerou-se a região que obedece a Lei de Archard.

Material	Resistência ao Desgaste (mN/m^3)
API 5L X80	$3,03 \times 10^4$
AISM	$1,20 \times 10^4$
F1*	$4,58 \times 10^5$
F2	$1,04 \times 10^6$
F4	$2,28 \times 10^6$

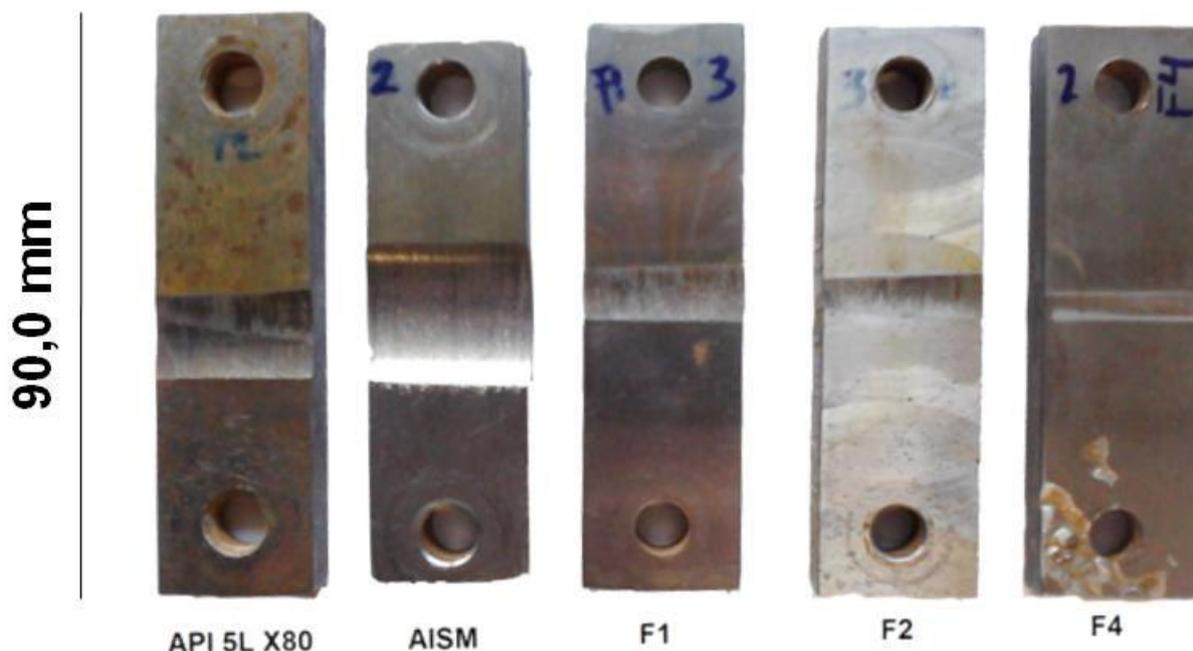


Figura 44 - Amostras dos materiais em estudo após ensaio EPC.

Para avaliar a relevância dos resultados obtidos do ponto de vista do projetista de casings, podemos considerar o caso hipotético de um tool joint com diâmetro de 8 pol. e o comprimento de 13 pol. em contato com um “casing plano” revestido com os materiais estudados. Considerando o caso mais crítico divulgado por Barbosa [14], quando o tool joint entra em contato com a parede do casing com uma força de 25000N, podemos estimar a perda de volume que cada material sofre e, por meio de cálculos geométricos, determinar a perda de espessura sofrida pelo casing. A figura 45 ilustra os resultados deste caso hipotético. Nota-se que para os tempos de operação mais longos, passando do aço API para o F4 há uma redução da perda de espessura de aproximadamente 3,7mm que podem ser convertidos em economia de material para a fabricação dos casings. Deve-se destacar que os dados apresentados correspondem a uma simulação. É provável que uma força normal de 25 kN provoque mudanças no mecanismo de desgaste atuante e, portanto do comportamento dos materiais se aplicados como revestimentos na coluna de perfuração.

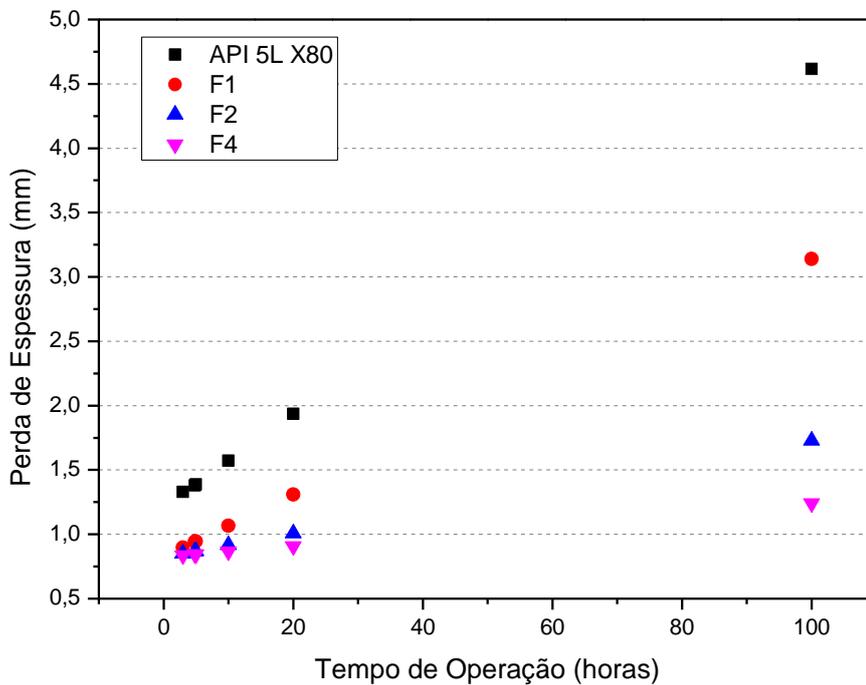


Figura 45 - Estimativas de perda de espessura de um casing fabricado com a parede interna revestida pelos materiais desenvolvidos.

Além dos coeficientes de Archard, a pressão de contato limite tem sido proposta como uma propriedade do tribossistema que pode ser usada para estimar a perda de espessura devido ao desgaste. A figura 46 mostra como a pressão de contato varia para cada material estudado. Nota-se que os materiais com maior resistência também mostraram maiores valores de pressão de contato ao longo do ensaio, o que já permite uma comparação qualitativa entre os materiais em estudo.

Do ponto de vista quantitativo, o uso da pressão de contato é discutível por uma série de fatores dentre os quais se destacam:

- O modelo físico de Archard correlaciona força normal ao volume desgastado, e não à pressão de contato.
- Como já discutido, o modelo de superfície desenvolvido por G & W mostra que, a despeito da mudança da área de contato

aparente que ocorre no ensaio EPC, não devem ocorrer mudanças significativas na área de contato real durante o ensaio. Teoricamente, se não houver mudança significativa na área de contato real, espera-se que as taxas de desgaste também não mudem.

- Somente no caso do aço API 5L X80 a taxa de desgaste se reduz na mesma tendência que a pressão de contato. Nos demais materiais a taxa de desgaste é aparentemente independente da pressão, conforme ilustrado para o caso do aço AISM na figura 47.
- Pode-se mostrar (apêndice B) que o uso da pressão de contato é uma resposta da geometria de contato, e não do processo de desgaste atuante.

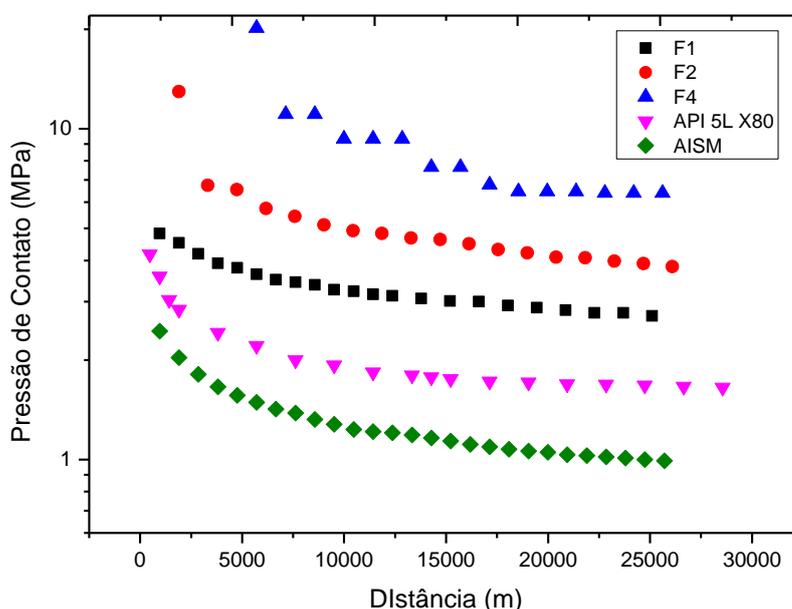


Figura 46 - Variação da pressão de contato em função da distância de deslizamento.

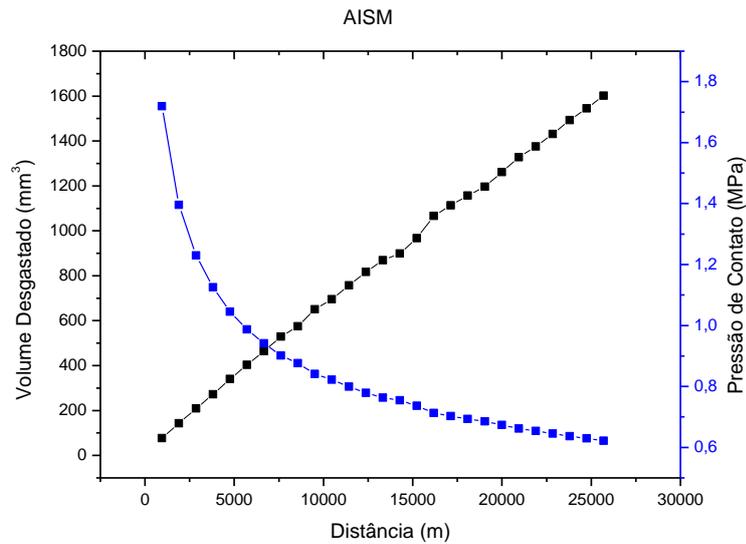


Figura 47 - Variação da pressão de contato e do volume desgastado do aço AISM em função da distância de deslizamento.

Podemos concluir que a pressão de contato é um parâmetro que depende mais das características da geometria do contato do que das propriedades do tribossistema e, embora permita comparar materiais de diferentes resistências ao desgaste (o que também é possível em qualquer ensaio de desgaste convencional), pode levar a erros significativos, caso seja usada como parâmetro de projetos de componentes. Mais evidências desta argumentação podem ser vistas no apêndice B.

5.7 Caracterização de Superfícies

Embora os resultados obtidos no ensaio EPC tenham fornecido informações relevantes quanto ao desempenho dos materiais estudados, eles são válidos somente para uma faixa de condições de lubrificação e carregamento que podem ser muito distintas das empregadas em ensaios futuros. Eventuais desvios do comportamento previsto pelo modelo da área efetiva e da lei de Archard só poderão ser explicados por mudanças no mecanismo de desgaste atuante os quais, por sua vez, só podem ser

identificados com uma criteriosa observação da superfície desgastada e dos detritos oriundos do processo de desgaste.

A figura 48 apresenta as superfícies de desgaste e os detritos dos aços API 5L X80 e AISM. Nota-se que superfícies e detritos não são muito diferentes nos dois materiais. As superfícies desgastadas exibem diversos sulcos ou entalhes que podem ter sido formados pelos próprios detritos, pelas partículas que compõem o fluido de perfuração ou pelas asperezas do eixo de aço AISI 1040. Quanto aos detritos, em sua maioria se apresentam na forma de placas, embora possam ser vistas partículas esféricas e na forma de cavacos no caso do aço API.

Os detritos coletados se assemelham aos reportados por Akagaki e Rigney e Jia-Jun[4; 24].A morfologia de detrito mais freqüente é a de lamelas como as formadas nos processos de desgaste por fadiga e fresagem plástica. As constantes dimensionais de Archard k , determinadas no ensaio de desgaste EPC mostraram ser da mesma ordem de grandeza em comparação às reportadas em [4].Não foram observadas evidências da transferência do aço 1040 para as superfícies dos aços API e AISM ou vice-versa, o que daria um caráter adesivo ao desgaste.

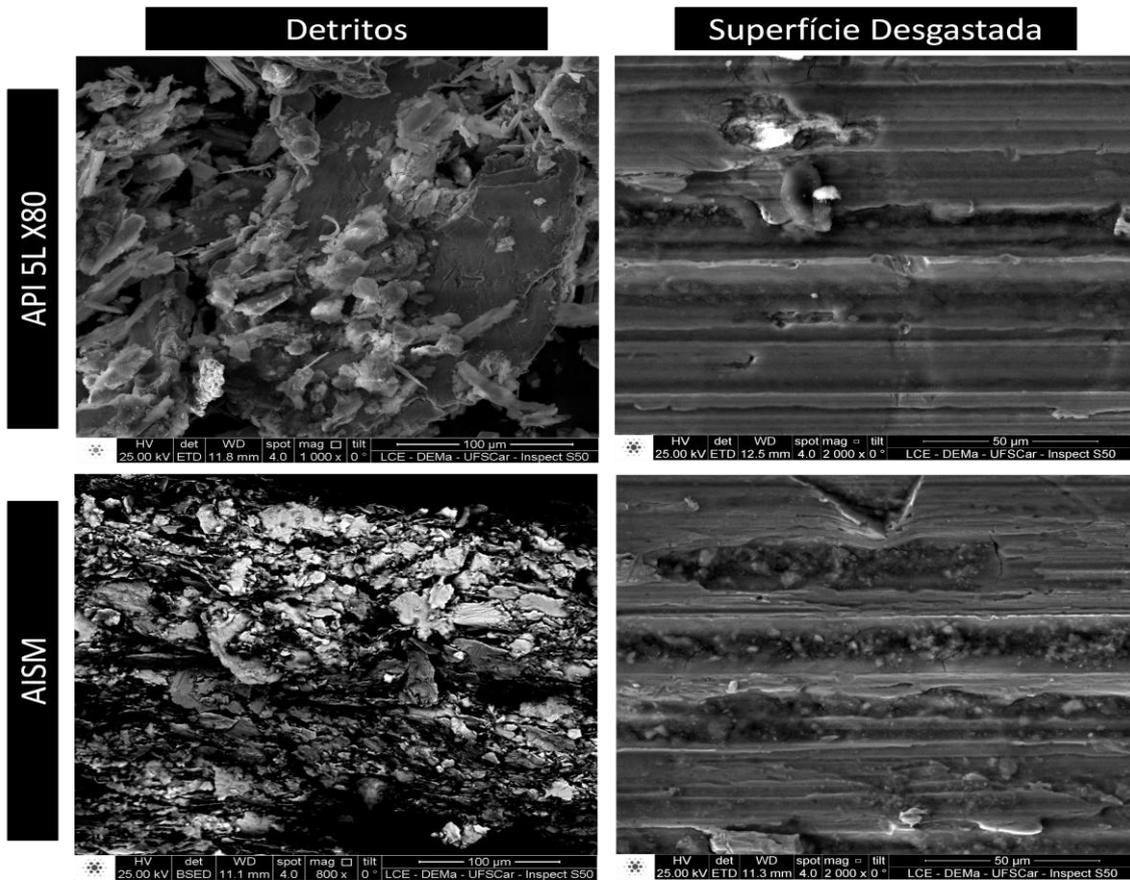


Figura 48 - Superfícies e Detritos formados após desgaste EPC dos aços API 5L X80 e AISI.

A figura 49 ilustra as superfícies de desgaste e os detritos após o ensaio EPC dos aços F1 e F2. Mais uma vez os detritos tiveram morfologia lamelar e nas superfícies desgastadas, há indícios de arraste de material e deformação plástica na direção de deslizamento, reforçando a tese de que o mesmo mecanismo de desgaste continua se manifestando a despeito da presença dos intermetálicos de boro, embora a um nível muito menos intenso, de acordo com as já apresentadas evidências experimentais do ensaio EPC.

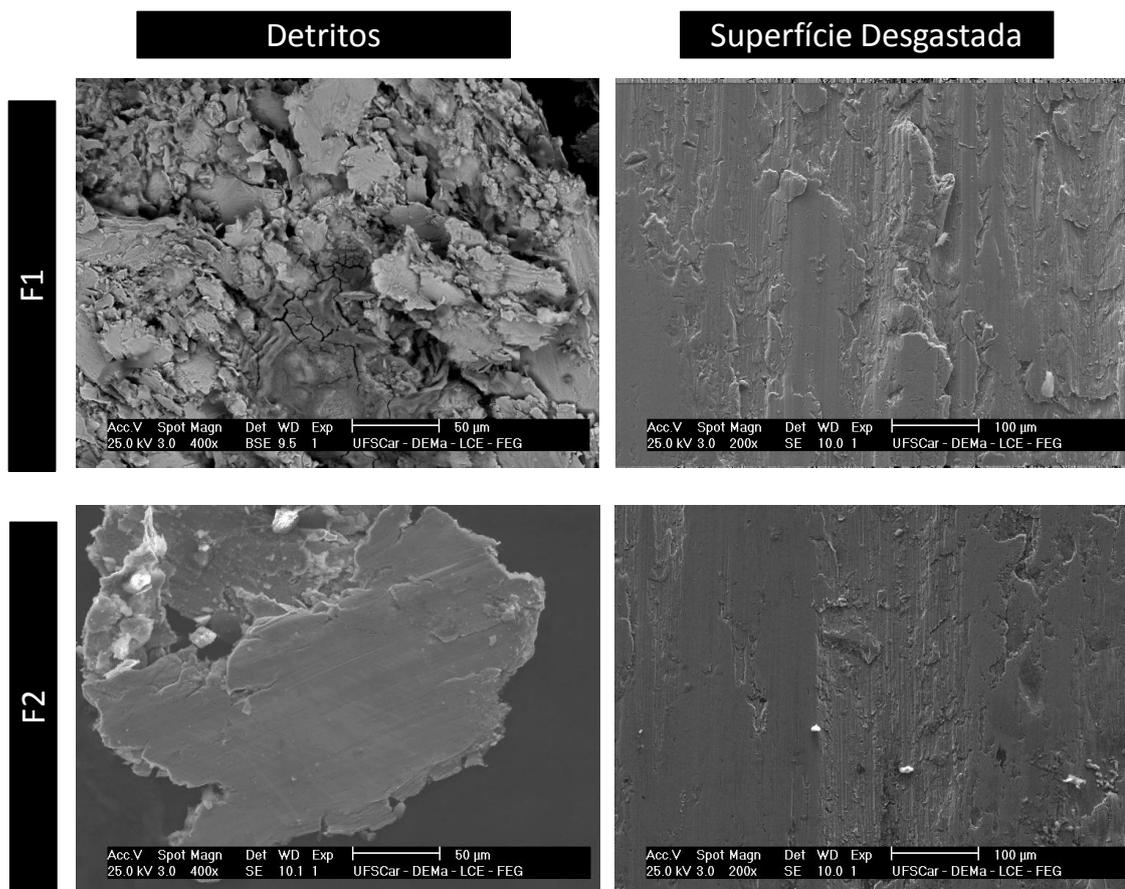


Figura 49 - Superfícies e detritos formados após desgaste EPC dos aços F1 e F2.

No caso do aço F4 não foi possível coletar detritos com o auxílio do ímã. Considerando que a fração volumétrica de intermetálicos é maior neste material, é de se esperar que seja mais difícil de obter detritos coletáveis pela ação de um campo magnético. A figura 51 mostra que a superfície desgastada deste aço está menos danificada que as demais e, com ampliações suficientemente altas (figura 52), é possível observar a morfologia dos boretos que não foram arrancados em detrimento da matriz metálica. A presença de furos na matriz metálica remete a uma ação abrasiva causada pelo rolamento de detritos ou partículas abrasivas.

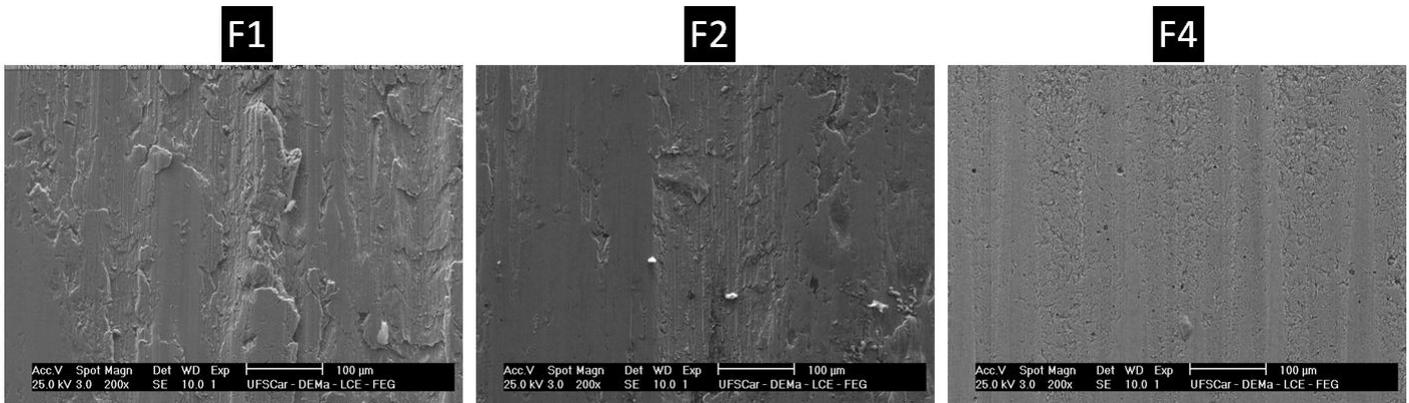


Figura 50 - Comparação entre as superfícies desgastadas após ensaio EPC dos aços F1,F2 e F4.

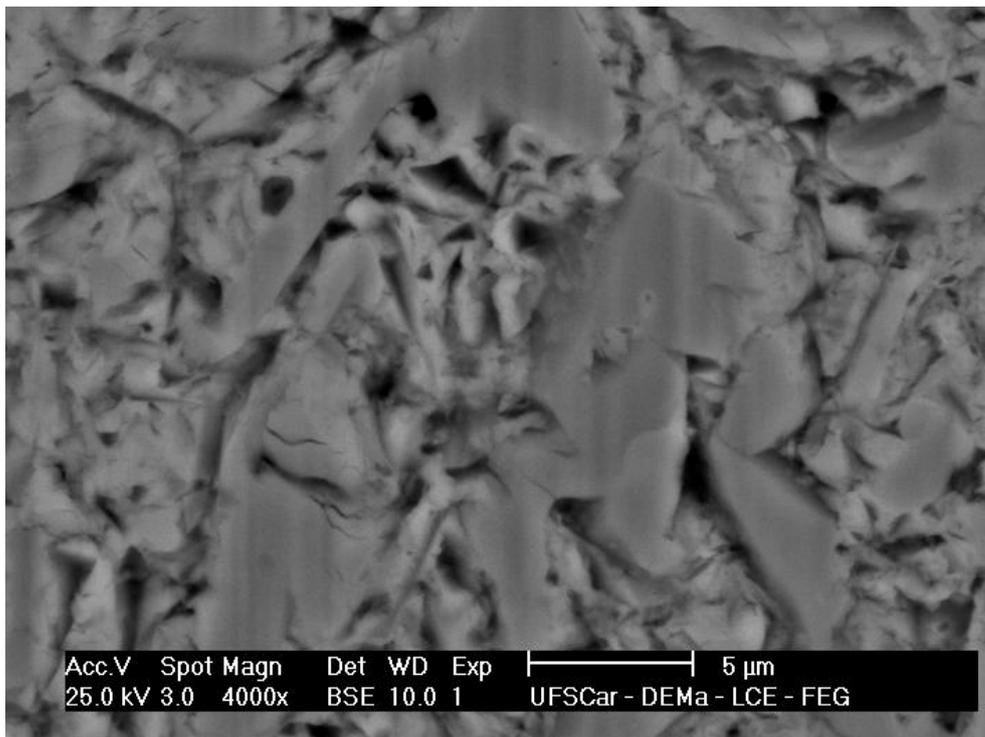


Figura 51 - Detalhamento da superfície desgastada do aço F4 revelando a morfologia dos boretos primários.

As imagens das superfícies desgastadas e detritos apresentados nesta seção indicam que a fresagem plástica (“plasticratchetting”) foi um dos mecanismos de desgaste mais significativos. A “extrusão” de

material provocada pela ação das asperezas da superfície de maior dureza pôde ser vista em quase todos os materiais testados, especialmente no caso do AISM, como destacado na figura 52. O material que é empurrado para as extremidades do contato eventualmente se desprende, dando origem aos detritos lamelares.

Além da fresagem plástica, as superfícies de todos os materiais desgastados indicaram ação de partículas abrasivas dando origem a detritos na forma de cavacos já apresentados na figura 48. Partículas esféricas, tipicamente encontradas em processos de desgaste por fadiga também foram coletados e estão ilustradas na figura 53. Como as partículas lamelares foram muito mais freqüentes que as demais morfologias, acredita-se que a fresagem plástica tenha sido o mecanismo preponderante no tribossistema.

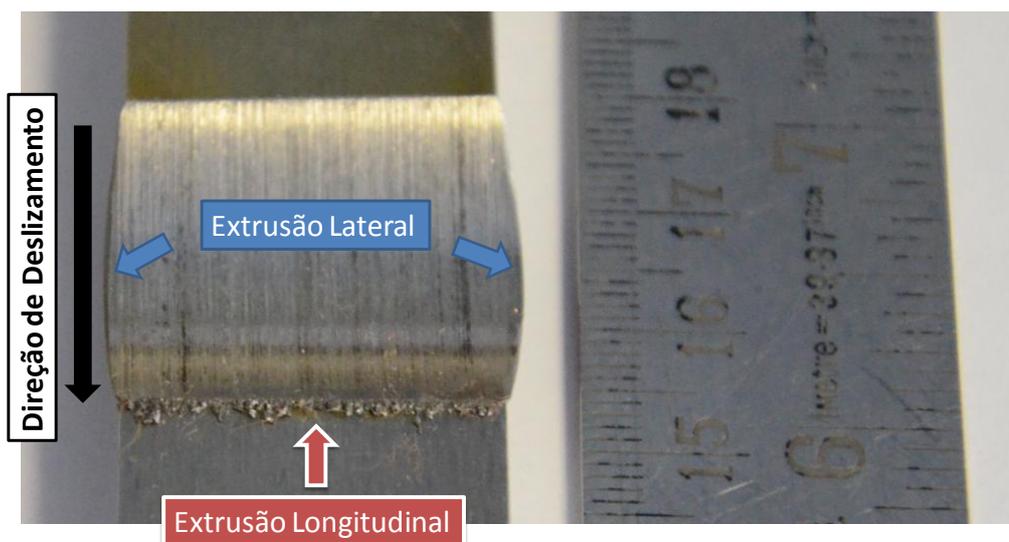


Figura 52 - Superfície desgastada do aço AISM. Nota-se a ocorrência de extrusão de material nas direções perpendicular e paralela à direção de deslizamento.

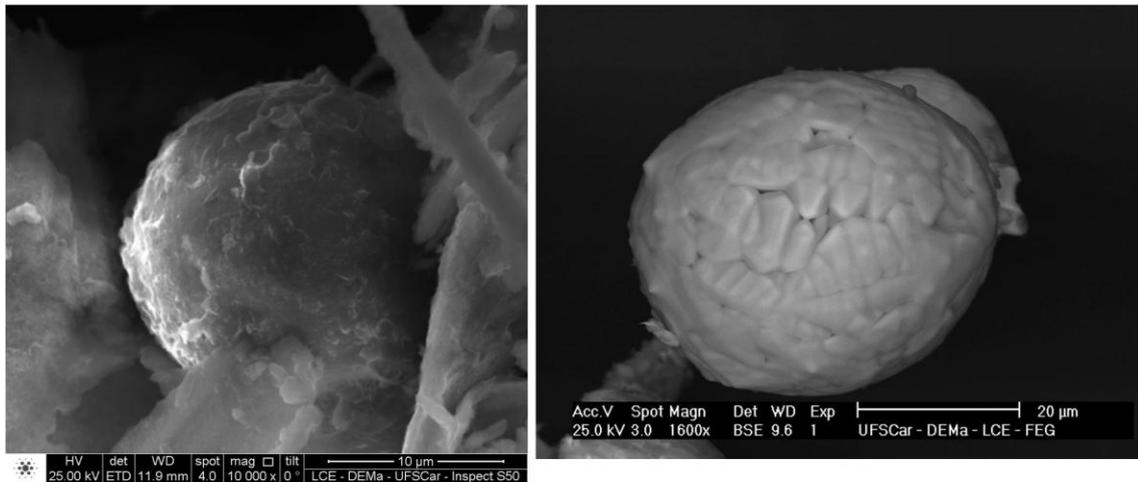


Figura 53 - Detritos esféricos coletados após o teste do aço API 5L X80 e F1.

A redução da frequência de encontros entre asperezas metálicas promovida pelo aumento da fração de boretos nas superfícies das ligas conformadas por spray levou a um sensível aumento da resistência ao desgaste ($1/k$) como ilustrado na figura 54.

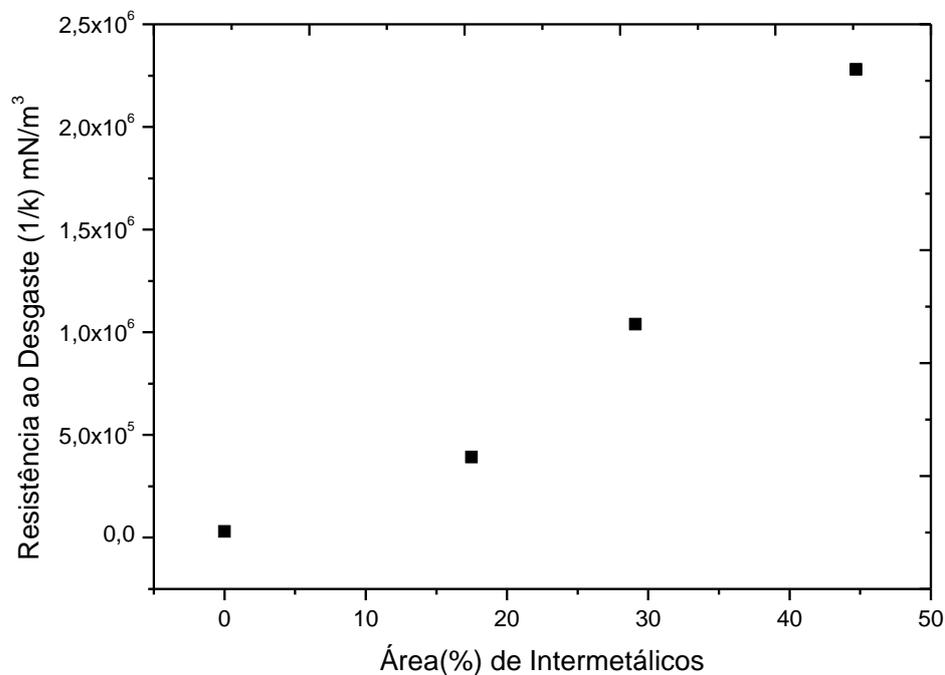


Figura 54 - Resistência ao desgaste dos aços conformados por spray em função da área de contato correspondente aos boretos. O material sem intermetálicos apresentado corresponde ao aço API 5L X80.

Para a caracterização das superfícies desgastadas, além das imagens apresentadas nesta seção, também foram realizadas medidas da rugosidade quadrática média (R_q). Os resultados apresentados na figura 55 dão uma ideia geral de que os aços mais resistentes ao desgaste geram superfícies menos rugosas que os menos resistentes. Retomando a equação (3) do índice de plasticidade, quanto maior a rugosidade das superfícies, maior é a tendência ao contato plástico. Uma possível explicação para o comportamento dos aços F1 e F2 terem apresentado maior rugosidade que o aço API é de possuírem, como o AISM, uma matriz pouco resistente ao desgaste e assim, como sua fração de boretos é relativamente pequena, seu valor de R_q ao final do ensaio acaba mais próximo do aço AISM do que do aço F4. Sendo isso verdade, é possível que com cargas de ensaio mais elevadas observe-se que o aumento da porcentagem de boro piore o desempenho do material, conforme observado no aço AISM com 1%B desenvolvido por Zepon.

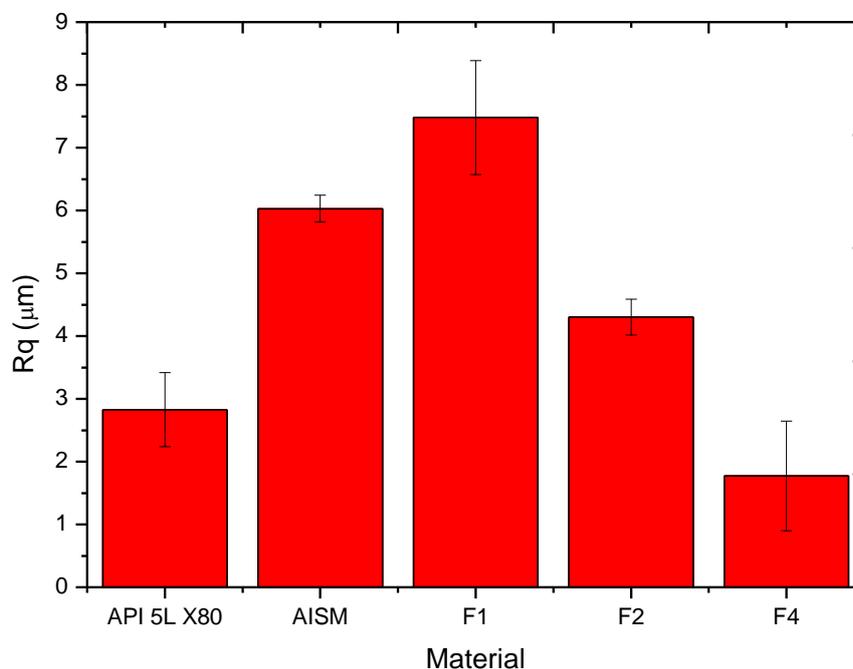


Figura 55 - Rugosidade dos corpos de prova após ensaio EPC.

6 CONCLUSÕES

A partir dos dados reportados e da discussão desenvolvida podem ser feitas as seguintes conclusões:

- O ensaio EPC desenvolvido nesta dissertação mostrou-se eficiente em reproduzir as condições da mudança da área de contato entre as superfícies em desgaste.
- O modelo da área efetiva proposto nesta dissertação é capaz de explicar as diferenças de comportamento (transiente x estacionário) dos aços estudados.
- O ensaio EPC induziu a formação de um mecanismo de desgaste misto sendo a fresagem plástica o processo predominante, justificado pela formação de detritos com morfologia eminentemente lamelar.
- O aço inoxidável supermartensítico possui resistência ao desgaste inferior ao aço API 5L X80, embora suas propriedades mecânicas sejam superiores.
- A adição de boro entre 1% e 2% em peso ao aço inoxidável AISI 430 provoca a formação de uma estrutura composta por dendritas de ferrita envoltas pelo produto da reação peritética que dá origem aos boretos M_2B .
- A adição de 4% em peso boro ao aço inoxidável AISI 430 faz com que a solidificação desta liga se inicie com a formação de boretos M_2B seguida pela formação de austenita que se transforma em martensita de baixo carbono.
- Para as condições de lubrificação e de carregamento aplicadas no tribossistema placa sobre cilindro, o aumento da presença de boretos na microestrutura do aço inoxidável 430 provoca sensível aumento da resistência ao desgaste.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios dos aços F1, F2 e F4 a cargas mais elevadas a fim de determinar aquela em que se dá a ocorrência da quebra dos boretos e, portanto a diminuição da resistência ao desgaste da liga.
- Desenvolver ligas com maior quantidade de intermetálicos.
- Verificar os efeitos da presença de areia no tribossistema, a fim de verificar a importância da fração de intermetálicos na resistência ao desgaste por fadiga/abrasão.
- Testar ligas com diferentes elementos de reforço como carbeto de cromo e de tungstênio.
- Desenvolver um equipamento capaz de suportar cargas mais próximas das reportadas no contato entre tool joint e casing.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] INTERNATIONAL, A. **Volume 1: Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys**. ASM International, 1990. 2500
- [2] BADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels Microstructure and Properties**. Third. 2006. 350 ISBN 978-0-750-68084-4.
- [3] AKSOY, M.; YILMAZ, O.; KORKUT, M. H. The effect of strong carbide-forming elements on the adhesive wear resistance of ferritic stainless steel. **Wear**, v. 249, p. 639-646, 2001.
- [4] AKAGAKI, T.; RIGNEY, D. A. Sliding friction and wear of metals in vacuum. **Wear**, v. 1991, p. 353-374, 1991.
- [5] BERALDO, L. G. **Avaliação da resistência ao desgaste de aços inoxidáveis conformados por spray**. 2011. 97 f. (Dissertação de Mestrado). Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.
- [6] NASCIMENTO, A. R. C.; ZEPON, G.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA, W. J.; KASAMA, A. H.; BOLFARINI, C. **Abrasive wear resistance of spray-formed iron-based alloys**. 5th Int. Conf. on Spray Deposition and Melt Atomization. Bremen - Alemanha, 2013. p.
- [7] ZEPON, G. **Resistência ao Desgaste do Aço Inoxidável Supermartensítico Modificado com Boro Conformado por Spray**. 2013. 120 f. (Dissertação de Mestrado). Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.
- [8] OKAMOTO, H. B-Fe (Boron-Iron). **Journal of Phase Equilibria & Diffusion**, v. 25, n. 3, p. 297-298, 2004. ISSN 1547703700000000.
- [9] MELLE, A. K. **Produção e caracterização de recobrimentos de aço empregando a liga amorfizável Fe-Cr-Nb-B**. 2012. f. (Dissertação de Mestrado). Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.
- [10] ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and wear of materials**. Amsterdam: 1987. 286 ISBN 0-444-42754-6.
- [11] G. W. STACHOWIAK, A. W. B. **Engineering Tribology**. Elsevier, 2005. 801 ISBN 978-0-7506-7836-0.
- [12] ARCHARD, J. F. Contact and Rubbing of Flat Surfaces. **Journal of Applied Physics**, v. 24, n. 8, p. 981, 1953. ISSN 00218979.
- [13] PETROBRAS. Disponível em: <<http://www.petrobras.com/pt/energia-e-tecnologia/fontes-de-energia/pre-sal/>>. Acesso em: 03/06/2014.

- [14] BARBOSA, R. L. **Análise de forças de contato e desgaste interno em riser marinho devido ao contato com tubos de perfuração**. 2007. 120 f. (Dissertação de Mestrado). COPPE/UFRJ, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
- [15] HALL, R. Casing Wear Series. 2012. Disponível em: <<http://www.pvisoftware.com/blog/tag/casing-wear/>>. Acesso em: 03/06/2014.
- [16] Hall, R.; Malloy K. **Contact Pressure Threshold: An important new aspect of casing wear**. SPE Production and Operations Symposium. Oklahoma City: Society of Petroleum Engineers: 7 p. 2005.
- [17] CHAN, A.; HANNAS, D.; JELLISON, J. M.; PRIDECO, G.; BREITSAMETER, M. **Hardband Technology Gets Tougher** World Oil Online 2008.
- [18] JELLISON, B.; PRIDECO, G. **Drill pipe and drill**. Drilling Contractor 2007.
- [19] MOBLEY, J. **Finally, the truth about the drill string hardbanding**. Drilling Contractor 2007.
- [20] GREENWOOD, J. A.; WILLIAMSON, J. B. P. Contact of Nominally Flat Surfaces. **Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, v. 295, n. 1442, p. 300-319, 1966. ISSN 1364-5021 1471-2946.
- [21] ARCHARD, J. F. Friction Between Metal Surfaces. **Wear**, v. 113, p. 3-16, 1986.
- [22] KAPOOR, A.; JOHNSON, K. L.; WILLIAMS, J. A. A model for the mild ratcheting wear of metals. **Wear**, v. 200, p. 38-44, 1996.
- [23] WILLIAMS, J. A. Wear modelling: analytical, computational and mapping: a continuum mechanics approach. **WEAR**, v. 225, p. 1-17, 1999.
- [24] JIA-JUN, L.; YU, C.; YIN-QIAN, C. The generation of wear debris of different morphology in the running-in process of iron and steels. **Wear**, v. 154, p. 259-267, 1992.
- [25] RIPMAN, S. **Casing Wear in Multilateral Wells**. 2011. 110 f. (Masters Degree). Faculty of Science and Technology, University of Stavanger, Stavanger.
- [26] HOGSAND, O. H. **Tribology Mechanisms in low-friction hardbanding coatings**. 2013. 87 f. (Masters Degree). Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim.
- [27] CLARKE, J.; SAKAR, A. D. Wear characteristics of as-cast binary aluminium-silicon alloys. **Wear**, v. 54, p. 7-16, 1979.
- [28] KAPOOR, A.; JOHNSON, K. L. Plastic Ratcheting as a mechanism of metallic wear. **Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, v. 445, p. 367-381, 1994.

- [29] TABRETT, C. P.; SARE, I. R.; GHOMASCHI, M. R. Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys. **International Materials Reviews**, v. 41, p. 59-82, 1996.
- [30] KASAMA, A. H.; MOURISCO, A. J.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA FO, W. J.; BOLFARINI, C. Microstructure and wear resistance of spray formed high chromium white cast iron. **Materials Science and Engineering: A**, v. 375-377, p. 589-594, 2004. ISSN 09215093.
- [31] GRANT, P. S. Spray forming. **Progress in Materials Science**, v. 39, p. 497-545, 1995.
- [32] LAVERNIA, E. J.; WU, Y. **Spray Atomization and Deposition**. West Sussex: 1996. 627
- [33] SCHULZ, A.; UHLENWINKEL, V.; ESCHER, C.; KOHLMANN, R.; KULMBURG, A.; MONTERO, M. C.; RABITSCH, R.; SCHÜTZENHÖFER, W.; STOCCHI, D.; VIALE, D. Opportunities and challenges of spray forming high-alloyed steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 477, n. 1-2, p. 69-79, 2008. ISSN 09215093.
- [34] MEYER, C. **Sprühkompaktieren von Mehrlagenwerkstoffen**. 2013. f. (Tese de Doutorado). Fachbereich Produktionstechnik, Universität Bremen, Bremen.
- [35] MATSUO, T. T.; KIMINAMI, C. S.; FO, W. J. B.; BOLFARINI, C. Sliding wear of spray-formed high-chromium white cast iron alloys. **Wear**, v. 259, n. 1-6, p. 445-452, 2005. ISSN 00431648.
- [36] YÜCEL, O.; ADDEMIR, O.; ÇINAR, F.; TEKIN, A. **Mechanism of ferroboration formation in a DC electric arc furnace**. INFACON 7. Trondheim, Norway: FFF: 647-654 p. 1995.
- [37] SILVA, A. M. B. E. **Produção de recobrimentos metálicos a partir de ligas de ferro amorfizáveis**. 2011. f. (Dissertação de Mestrado). Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.
- [38] RAGHAVAN, V. The B-Cr-Fe (Boron-Chromium-Iron) System. **Phase Diagrams of Ternary Iron Alloys**, p. 430-434, 1992.
- [39] BERNS, H.; FISCHER, A. Abrasive wear resistance and microstructure of Fe-Cr-C-B hard surfacing weld deposits. **Wear**, v. 112, p. 163-180, 1986.
- [40] BASAK, A.; ROY, D. K.; DUTTA, G. L. Adhesive wear characteristics of cast nitrogenated stainless steels. **Wear**, v. 184, p. 241-244, 1995.

9 ANEXO A

Características da Máquina de Ensaio de Desgaste Placa sobre Cilindro.

O equipamento de ensaios desenvolvido nesta dissertação consiste em um sistema moto redutor (1:7) da marca WEG com potência de 3 cv acoplado a um eixo de 50mm de diâmetro feito do aço carbono AISI 1040 temperado e revenido para dureza de 55 HRC.

O controle da velocidade de rotação estabelecido em 200 RPM foi feito por meio do inversor de frequências da marca Yaskawa modelo VU2A0012FAA.

A aplicação da força normal da placa sobre o cilindro é feita por um sistema de alavancas compostos por dois braços e um porta-amostra como ilustrado na figura 56.

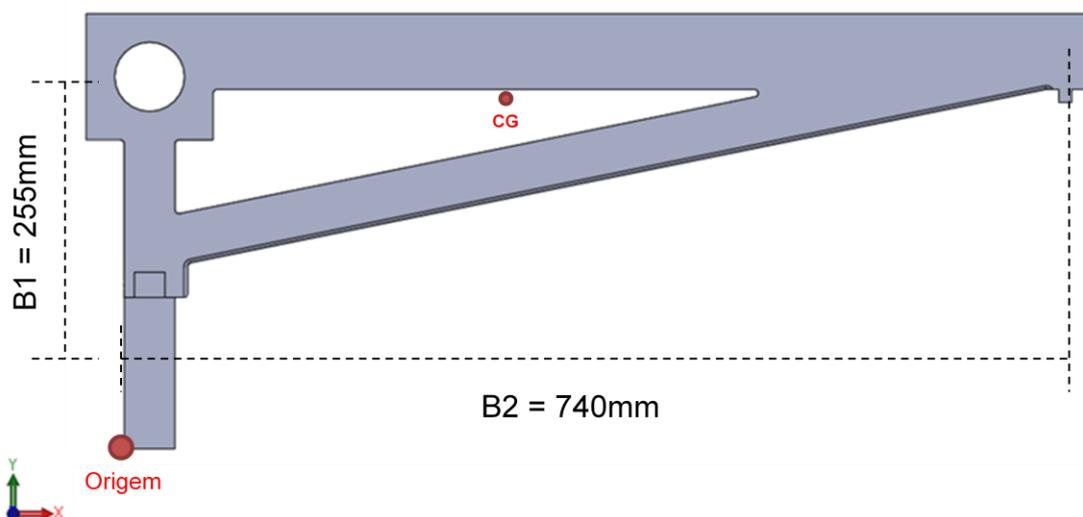


Figura 56 - Braço de alavanca.

O peso do braço de alavanca somado ao do porta-amostra é de 11,9Kg. Tomando a origem como sendo o vértice inferior esquerdo do porta-amostra, o centro de massa da alavanca tem coordenadas em milímetros de $x=306,45$ e $y=265,18$.

A cada perda de espessura, o sistema de alavancas passa de um fator de multiplicação $FM = \frac{B2}{B1}$ a outro $FM' = \frac{B2'}{B1'}$ que pode ser determinado considerando as mudanças geométricas do conjunto, conforme a ilustrado na figura 57. A determinação de $B1'$ e $B2'$ é feito por meio das equações 6 e 7. O mesmo procedimento pode ser feito para o centro de gravidade do sistema, considerando que $B1$ e $B2$ correspondem às coordenadas y e x do CG, respectivamente.

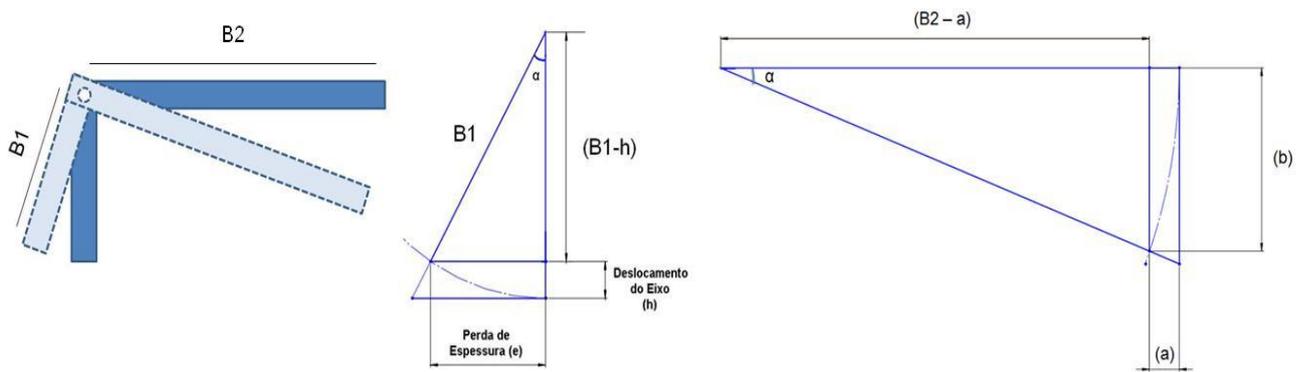


Figura 57 - Dinâmica do sistema de alavancas usado no ensaio EPC.

$$B1' = B1 - h - b \quad (6)$$

$$B2' = B2 = e - a \quad (7)$$

Considerando as características do sistema de alavancas e do diâmetro do eixo de ensaio, pode-se determinar a variação da força normal aplicada e da área de contato em função da perda de espessura da amostra. Os resultados são apresentados na figura 58 considerando uma amostra de espessura inicial de 10 mm e uma carga de 15 Kg acoplada ao braço $B2$.

Nota-se que à medida que ocorre perda de espessura, há um aumento da força normal aplicada, o que pode provocar erros na medida das constantes k e α , obtidas pela interpolação da equação (5) aos dados de ensaio, onde se considera F_0 constante. No caso do aço AISM, onde a perda de espessura foi maior, a força passou de 568,1N para 587,66N. Considerando a baixa resistência ao desgaste deste material, é possível que a mudança de 3,4% da

força normal aplicada tenha afetado o comportamento das curvas $V(S)$ apresentadas na figura 40 (b). Para os demais materiais, a perda de espessura foi menor assim como a variação da força, o que permite inferir que o erro no cálculo das constantes do modelo da área efetiva foi menor.

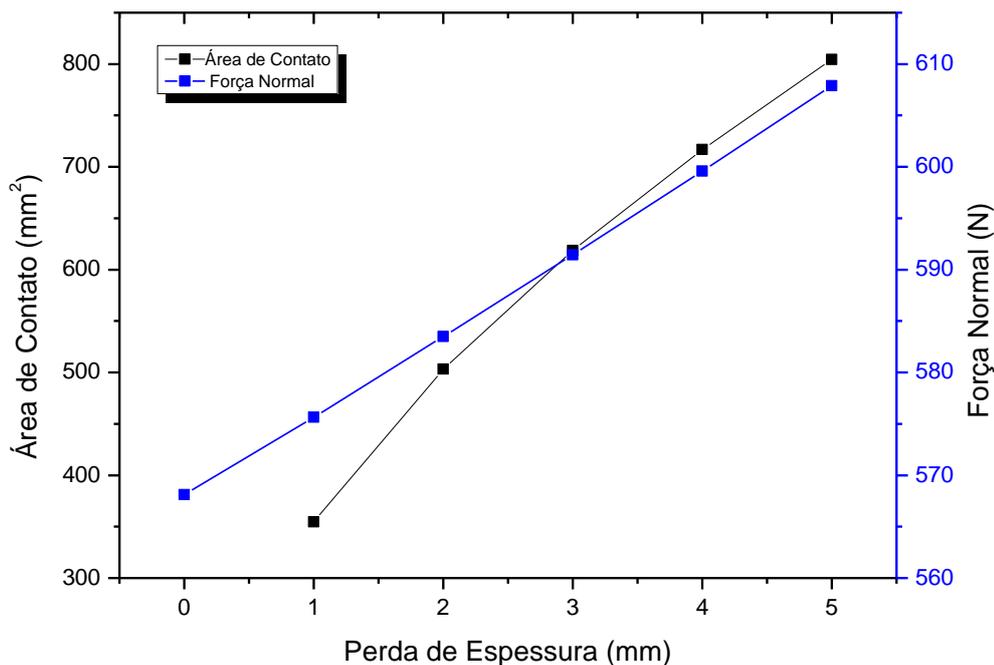


Figura 58 - Variação da força normal e da área de contato em função da perda de espessura de uma placa com espessura inicial de 10mm.

10 ANEXO B

Avaliação crítica da pressão de contato como uma propriedade do tribossistema.

A fim de compreender como ocorre a mudança da pressão de contato em um tribossistema, serão apresentados alguns cálculos considerando uma geometria de contato mais próxima das teorias clássicas de desgaste que consiste em um pino plano sendo forçado contra a superfície de um disco que gira em torno de seu eixo central.

Para o ensaio hipotético, façamos as seguintes considerações: será utilizado um pino com área de 1,0 mm²; serão usadas três forças de ensaio de

200N, 400N e 600N sendo que a força de ensaio aplicada é reduzida a uma taxa de 1 N/m; finalmente, considera-se que o coeficiente de desgaste K será constante e com valor $K = 5 \times 10^{-4}$ correspondente a uma condição de desgaste adesivo.

Calculando-se o volume desgastado acumulado à mesma maneira feita na presente dissertação temos o resultado apresentado na figura 59.

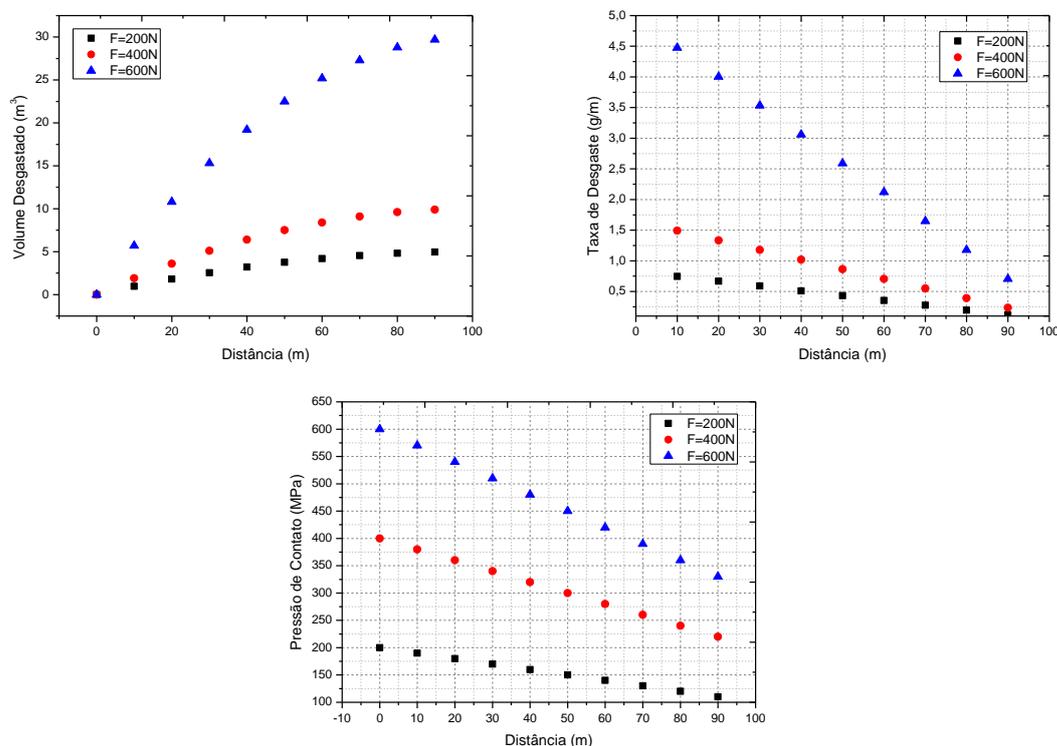


Figura 59 - Mudança do volume desgastado, taxa de desgaste e da pressão de contato em função da distância em um ensaio hipotético.

Nota-se que o tribossistema hipotético tem um comportamento físico equivalente ao observado em alguns dos ensaios EPC desta dissertação, particularmente para os aços AISI e API 5L X80.

O material ensaiado a 600N perde um volume maior e as taxas de desgaste e pressão de contato diminuem em função da distância para todos os materiais, conforme previsto pela equação de Archard. Deve-se notar que à medida que as taxas de desgaste diminuem, necessita-se de uma balança cada vez mais precisa para a medida da perda de massa. Definir, portanto, uma taxa de desgaste que pode ser considerada significativamente baixa

depende do grau de precisão da balança usada. Além disso, se tomarmos arbitrariamente a taxa de 1,0 g/m como uma taxa de desgaste suficientemente baixa, nota-se que a distância que corresponde a essa taxa no ensaio a 400N é de 40m enquanto que no ensaio de 600N a distância de deslizamento é de aproximadamente 85m. Essas distâncias correspondem no gráfico das pressões aos valores de 325 MPa e 350 MPa, respectivamente. Se escolhermos taxas mais baixas, as diferenças entre as pressões de contato limiars tornam-se ainda maiores de tal forma que o material ensaiado com 600N sempre resulta em uma pressão de contato maior. Comportamento similar foi observado em todos os materiais estudados, como ilustrado na figura 60, onde a pressão de contato do aço API 5L X80 ensaiado com carga de 15kgf é sempre maior que a pressão de contato do mesmo aço ensaiado com 10kgf.

Finalmente, se extrapolamos as curvas das pressões em função da distância, constata-se que a pressão de contato limiar do sistema converge na pressão de contato igual a zero.

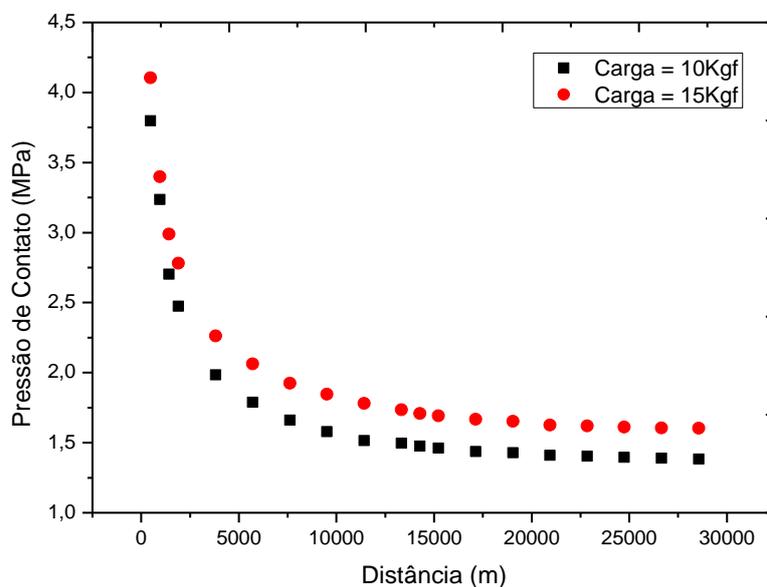


Figura 60 - Variação da Pressão de contato em função da distância para duas cargas de ensaio EPC aplicadas sobre o aço API 5L X80.

Baseando-se nesta breve discussão, podemos concluir que a pressão de contato é uma resposta das mudanças da geometria do contato enquanto que o desgaste é uma resposta de superfícies complexas com asperezas de alturas diversas suportando pressões muito mais elevadas do que a pressão nominal calculada pela área de contato aparente.