

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
ENGENHARIA DE MATERIAIS

ÍCARO GABRIEL RODRIGUES SANTOS

**DESENVOLVIMENTO DE TRIBOSSISTEMA E AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE
CARBONETOS NO MICRODESGASTE ABRASIVO DA LIGA Fe-16Mn-5,74Si-
10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C**

LONDRINA

2017

ÍCARO GABRIEL RODRIGUES SANTOS

**DESENVOLVIMENTO DE TRIBOSSISTEMA E AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE
CARBONETOS NO MICRODESGASTE ABRASIVO DA LIGA Fe-16Mn-5,74Si-
10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C**

Trabalho de conclusão de curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais; Universidade Tecnológica Federal Do Paraná; Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof^a. Dr^a. Silvia Midori Higa

LONDRINA

2017



Ministério da Educação

Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Campus Londrina

Coordenação de Engenharia de Materiais



TERMO DE APROVAÇÃO

ICARO GABRIEL RODRIGUES SANTOS

DESENVOLVIMENTO DE TRIBOSSISTEMA E AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE CARBONETOS NO MICRODESGASTE ABRASIVO DA LIGA Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C

Trabalho de conclusão de curso apresentado no dia 04 de dezembro de 2017 como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Londrina. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Prof. Dr. Marcio Andreato Batista Mendes
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

Prof. Msc. Diego Ruben Martin
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

Profª Drª Silvia Midori Higa
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

Prof. Dr. Fabiano Moreno Peres
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)
Coordenador do Curso de Engenharia de Materiais

“A Folha de Aprovação assinada encontra-se na Coordenação do Curso.”

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, à Deus por ter me dado a vida e por ter colocado nela pessoas especiais, sem as quais eu certamente não teria vencido esta primeira etapa de minha vida acadêmica.

À Prof. Dra. Silvia Midori Higa pela amizade construída, pelo apoio, confiança e conhecimento compartilhado durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Carlos Alberto Della Rovere pelo fornecimento do material de estudo.

Ao Prof. Dr. Marcio Andreato Batista Mendes e ao Prof. Msc. Diego Ruben Martin, por participarem da minha banca, pelas valiosas sugestões e pelo apoio dado a este trabalho de conclusão de curso.

Aos meus avós, Francisco Pereira Santos (*in memoriam*) e Terezinha de Oliveira Santos, por terem dedicado grande parte de suas vidas e recursos para me tornar um indivíduo de sucesso.

À Luma de Cássia Pontes Mass, por toda dedicação, carinho e apoio dados nos momentos de grande necessidade.

Aos colegas de laboratório, Filippe de Carvalho Bernardino, Luis Vinicius Zutin Antonelo e Carlos Augusto Hort Candido pelas contribuições técnico-científicas durante a realização dos ensaios.

A minha turma de graduação pelos momentos de aprendizagem e descontração que vivenciamos durante esses cinco anos.

Aos professores e colegas do Departamento de Engenharia de Materiais da UTFPR/LD, pela atenção e amizade.

"Now this is not the end. It is not even the beginning of the end. But it is, perhaps, the end of the beginning."

(Winston Churchill)

RESUMO

SANTOS, I. G. R. **Desenvolvimento De Tribossistema E Avaliação Da Influência De Carbonetos No Microdesgaste Abrasivo Da Liga Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C**. 2017. 66f. Trabalho de Conclusão de curso - Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Londrina, 2017.

O presente trabalho teve por objetivo avaliar a influência dos carbonetos na resistência ao microdesgaste abrasivo da liga de Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C (% em massa). Para o ensaio de desgaste foi construído um dispositivo baseado na norma ASTM G99 - Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, através da adaptação de um torno mecânico. O equipamento foi avaliado por meio de um ensaio de desgaste de um aço SAE 1045 com força de 10N e rotação de 300 rpm. As amostras da liga Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C foram submetidas a tratamentos térmicos de solubilização a 1100 °C por 1 hora e envelhecimento a 650 °C e 850 °C por 2 horas. As análises foram realizadas comparando-se a influência dos carbonetos na resistência ao desgaste em relação ao percentual de massa perdida e a taxa de desgaste, dada pela razão entre a perda de massa do corpo de prova e a distância total percorrida durante o ensaio. A caracterização da liga antes e após o ensaio de desgaste foi realizada por microscopia óptica para definir a microestrutura do material e o mecanismo de desgaste predominante. O dispositivo construído apresentou resultado satisfatório para as análises realizadas e os resultados mostraram que as amostras envelhecidas a 850 °C apresentam maior resistência ao desgaste, seguidas pelas amostras envelhecidas a 650 °C e solubilizadas, respectivamente.

Palavras-chave: Liga Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C. Precipitação de Carbonetos. Desgaste Abrasivo.

ABSTRACT

SANTOS, I. G. R. **Tribosystem Development and Evaluation of Carbide Influence on the Abrasive Micro-wear of the Alloy Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C**. 2017. 66s. Conclusion paper - Department of Materials Engineering, Federal Technological University of Paraná. Londrina, 2017.

The aim of the present work was to evaluate the influence of the carbides on the abrasive micro-wear resistance of the Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb -0,11C alloy (% by mass). For the wear test, a device based on the ASTM G99 Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus was constructed by adapting a lathe. The equipment was evaluated by a wear test of SAE 1045 steel with a force of 10N and rotation of 300 rpm. The Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C alloy samples were submitted to heat treatments of solubilization at 1100 °C for 1 hour and aging at 650 °C and 850 °C for 2 hours. The analyzes were carried out comparing the influence of the carbides in the wear resistance in relation to the percentage of mass lost and the wear rate, given by the ratio between the mass loss of the test body and the total distance traveled during the test. The alloy characterization before and after the wear test was performed by optical microscopy to define the microstructure of the material and the predominant wear mechanism. The constructed device presented a satisfactory result for the analysis carried out and the results showed that the samples aged at 850 °C presented higher wear resistance, followed by the samples aged at 650 °C and solubilized, respectively.

Keywords: Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C Alloys. Carbides Precipitation. Abrasive Wear.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Efeito de Memória de Forma.....	17
Figura 2 - MEV de amostras de Fe–20Mn–5Si–10Cr–5Ni–0,7V–0,2N–0,1C envelhecidas a 800 °C por (a) 2 h, (b) 8 h e (c) 24 h.....	19
Figura 3 - Esquema de construção de túnel utilizando tubos curvos	21
Figura 4 - Barras de Fe-28Mn-6Si-5Cr para acoplamento de trilhos.....	22
Figura 5 - Esquema de acoplamento de trilhos: a) Trilhos, barras com EMF e parafusos, b) sistema antes do aquecimento com vão, c) sistema após o aquecimento sem o vão	22
Figura 6 - a) Painel de Fe-Mn-Si-Cr-Ni; b) Amortecedor sísmico e; c) Instalação dos amortecedores na JP Tower Nagoya	23
Figura 7 - Representação do mecanismo de desgaste adesivo.....	25
Figura 8 - Mecanismo de desgaste adesivo através de deformações plásticas.....	25
Figura 9 - Mecanismos de desgaste abrasivo	27
Figura 10 - Esquema construído pela NANOVEA de um tribômetro do tipo pino sobre disco de acordo com a norma ASTM G99	28
Figura 11 - Relação da resistência ao desgaste com a dureza de materiais submetidos ao desgaste abrasivo a dois corpos.....	29
Figura 12 - Resistência ao desgaste relativa versus razão de dureza do substrato e do abrasivo.....	30
Figura 13 - Desgaste causado por uma partícula abrasiva cônica.....	33
Figura 14 - Taxa de desgaste obtida por Silva et al.	35
Figura 15 - Diagrama TTT dos aços inoxidáveis austeníticos	38
Figura 16 - Processo de precipitação de carbonetos nos aços Fe-Mn-Si-Cr-Ni-C	39
Figura 17 - MET da liga Fe–20Mn–5Si–10Cr–5Ni–0.7V–0.2N–0.1C envelhecida a 800 °C por 30 min. (a) Vista geral dos precipitados nas falhas de empilhamento, (b) micrografia eletrônica de alta resolução identificando os precipitados e; (c) e (d) Difração de elétrons dos carbonetos formados indicados pelas setas pretas.....	39
Figura 18 - Fluxograma das principais etapas realizadas	40
Figura 19 - Corpos de prova da liga Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C (% massa).....	41
Figura 20 - Esboço do dispositivo a ser construído.....	44
Figura 21 - Tribossistema desenvolvido	46
Figura 22 - Porta amostra com parafusos para fixação e alinhamento	47
Figura 23 – Sistema para movimentação do disco abrasivo. a) Eixo preso à castanha do torno para fixação do rebolo e b) Rebolo fixo no eixo de rotação	47
Figura 24 - Calibração da força para o ensaio de desgaste.....	48
Figura 25 - Taxa de desgaste (mg/m) e perda de massa (%) para o aço SAE 1045 ..	49
Figura 26 - Rebolo com desgaste profundo após ensaio de 50 N.....	50
Figura 27 - Micrografia das amostras como recebida. Aumento de 200X e ataque com (a) Solução de Vilella e (b) Solução Marble.....	51
Figura 28 - Amostra como recebida. Ataque com Solução de KOH 10%. Aumento de (a) 200x e (b) 500x.....	52

Figura 29 - Amostra como recebida. Ataque com Ácido Oxálico 10%. Aumento de 200x.	52
Figura 30 - Amostra após tratamento de solubilização. Ataque com Solução de Vilella. Aumento de (a) 50x e (b) 200x.	54
Figura 31 - Amostra envelhecida a 650 °C. Ataque com Solução de Vilella. Aumento de (a) 50x e (b) 200x.	55
Figura 32 - Amostra envelhecida a 850 °C. Ataque com solução de Vilella. Aumento de (a) 50x e (b) 200x.	56
Figura 33 - Taxa de Desgaste (mg/m) e Perda de Massa (%) para os ensaios das amostras envelhecidas.	57
Figura 34 - Micrografia da superfície do rebolo em campo escuro. Aumento de 50x.	58
Figura 35 - Taxa de Desgaste (mg/m) e Perda de Massa (%) para amostra solubilizada e envelhecida a 650 °C.	59
Figura 36 - Micrografia após o ensaio de desgaste. Amostra (a) Solubilizada, (b) Envelhecida a 650 °C e (c) Envelhecida a 850 °C. Aumento de 50x.	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas e de EMF das ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni	20
Tabela 2 - Composição nominal de diferentes ligas comerciais.....	20
Tabela 3 - Composição das ligas utilizadas por Silva et al.....	35
Tabela 4 - Composição química das duas ligas utilizadas por Bu et al. (% peso).....	36
Tabela 5 - Grupo de Amostras e Tratamentos Térmicos Realizados.....	42
Tabela 6 - Ataques utilizados para microscopia óptica	42
Tabela 7 - Parâmetros de Ensaio de Desgaste para as Ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C45	

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Af	Temperatura final da transformação austenítica
Ai	Temperatura de início da transformação austenítica
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
Cr _{eq}	Cromo equivalente
dmáx	Distância máxima de recuperação
DRX	Difração de Raios X
EMF	Efeito de Memória de Forma
Habras	Dureza do Abrasivo
HC	Estrutura hexagonal compacta
Hsubs	Dureza do Substrato
kN	Quilonewton
KOH	Hidróxido de Potássio
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mf	Temperatura final da transformação martensítica
Mi	Temperatura de início da transformação martensítica
MPa	Megapascal
N	Newton
Ni _{eq}	Níquel equivalente
NbC	Carboneto de Nióbio
rad	Radianos
rpm	Rotações por minuto
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
SAED	Difração de Área Seleccionada
SiC	Carboneto de Silício
TT	Tratamento Térmico

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVOS	14
2.1	OBJETIVO GERAL	14
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	14
3	JUSTIFICATIVA	15
4	REFERENCIAL TEÓRICO	16
4.1	EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA	16
4.2	AS LIGAS Fe-Mn-Si-Cr-Ni	18
4.2.1	Propriedades e Aplicações das Ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni	19
4.3	DESGASTE	24
4.3.1	Desgaste Adesivo	24
4.3.2	Desgaste Abrasivo	26
4.3.3	Ensaio do Tipo Pino Sobre Disco	28
4.3.4	Fatores que Influenciam o Desgaste Abrasivo	29
4.3.5	Métodos Utilizados para o Cálculo de Desgaste Abrasivo	32
4.3.6	Desgaste nas Ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni	34
4.4	PRECIPITAÇÃO DE CARBONETOS NA ESTRUTURA DE AÇOS	37
5	PROCEDIMENTO METODOLÓGICO DE PESQUISA	40
5.1	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA MICROSCOPIA	41
5.2	ENSAIO DE DESGASTE ABRASIVO	43
5.2.1	Construção e Teste Preliminar do Tribossistema	43
5.2.2	Ensaio de Desgaste nas Amostras de Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C	44
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
6.1	DESENVOLVIMENTO DO TRIBOSSISTEMA	46
6.1.1	Teste Preliminar do Tribossistema	49
6.2	ANÁLISE MICROSCÓPICA	51
6.2.1	Amostra Como Recebida	51
6.2.2	Amostras Após Tratamentos Térmicos	53
6.3	DESGASTE ABRASIVO	57
7	CONCLUSÃO	61
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	62
	REFERÊNCIAS	63

1 INTRODUÇÃO

Materiais com efeito de memória de forma (EMF) têm se tornado cada vez mais comuns dentro da engenharia. Desde a descoberta do Nitinol, das ligas a base de cobre e das ligas a base de ferro com EMF, diversos equipamentos industriais têm utilizado desta propriedade para potencializar o seu uso e desempenho.

As ligas a base de ferro, em especial as ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni, possuem um baixo custo, maior facilidade de fabricação, melhor soldabilidade e trabalhabilidade do que os outros materiais com EMF, sendo melhor exploradas para aplicações que envolvam grande quantidade de material e custo. Além disto, a descoberta de novas propriedades e características destas ligas tem possibilitado o uso em diversos setores da engenharia civil e mecânica (ROVERE, 2011).

As composições mais comuns destas ligas são as ligas contendo Fe-28Mn-6Si-5Cr, Fe-16Mn-5Si-12Cr-5Ni e Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni (%massa), sendo utilizadas, respectivamente, em aplicações que necessitam de bom EMF e resistência a intempéries, resistência a corrosão e resistência a fadiga. Juntas de tubo sem solda, dispositivos para acoplamentos de trilhos, fabricação de concreto protendido, reparo de trincas na engenharia civil e amortecedores sísmicos são algumas das muitas aplicações destas ligas nos dias atuais (SAWAGUCHI et al., 2016).

Os mecanismos de potencialização do EMF destas ligas são abordados de maneira vasta na literatura, pois influenciam diretamente nas aplicações e mercado deste material. Mudanças no processamento, como treinamento termomecânico, alterações microestruturais através do aumento do teor de carbono, indução de defeitos cristalinos por deformação e precipitação de carbonetos, têm sido as principais formas de se melhorar as propriedades das ligas e torná-las competitivas com outros aços (WEN et al., 2008; WANG et al., 2007; KAJIWARA et al., 2001).

Com o intuito de abranger novas aplicações, a resistência ao desgaste destas ligas tem sido alvo de estudos devido a sua correlação com a transformação martensítica por deformação sofrida pelo material. Ainda, alterações microestruturais como precipitação de carbonetos têm potencializado tanto o EMF como a resistência ao desgaste destas ligas, permitindo a comparação com ligas convencionalmente estabelecidas (SI et al., 2014).

Desta maneira, o presente trabalho teve como objetivo a avaliação da influência que os carbonetos de cromo e dos carbonetos de nióbio têm sobre a resistência ao microdesgaste abrasivo da liga Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C, contribuindo para o conhecimento acerca das características e propriedades do material. A realização dos testes ocorreu por um tribossistema do tipo pino sobre disco desenvolvido com base na norma ASTM G99 (ASTM, 2017).

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Avaliar a influência dos carbonetos sobre a resistência ao microdesgaste abrasivo da liga Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C (% massa).

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Revisar a literatura acerca das ligas de Fe-Mn-Si-Cr-Ni, do processo de desgaste e seus mecanismos, e da precipitação de carbonetos em aços através do processo de envelhecimento;
- Desenvolver um tribossistema adaptado a um torno mecânico capaz de simular um ensaio do tipo pino sobre disco;
- Determinar o desgaste sofrido pelo material através da perda de massa, utilizando o tribossistema desenvolvido;
- Identificar se o processo de envelhecimento sofrido pelas ligas modifica a resistência ao desgaste abrasivo devido a alterações na matriz austenítica;
- Avaliar se os carbonetos de cromo e de nióbio influenciam na resistência ao desgaste do material induzindo a transformação martensítica ou, simplesmente, alterando a dureza superficial da liga.

3 JUSTIFICATIVA

Este trabalho tem por justificativa fornecer resultados que ampliem o conhecimento acerca das ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni e contribuir para uma melhor compreensão das suas propriedades, especificamente da resistência ao desgaste abrasivo e a sua correlação com a presença de carbonetos na microestrutura do material, com o intuito de possibilitar novos estudos e aplicações nas mais diversas áreas da engenharia.

4 REFERENCIAL TEÓRICO

4.1 EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA

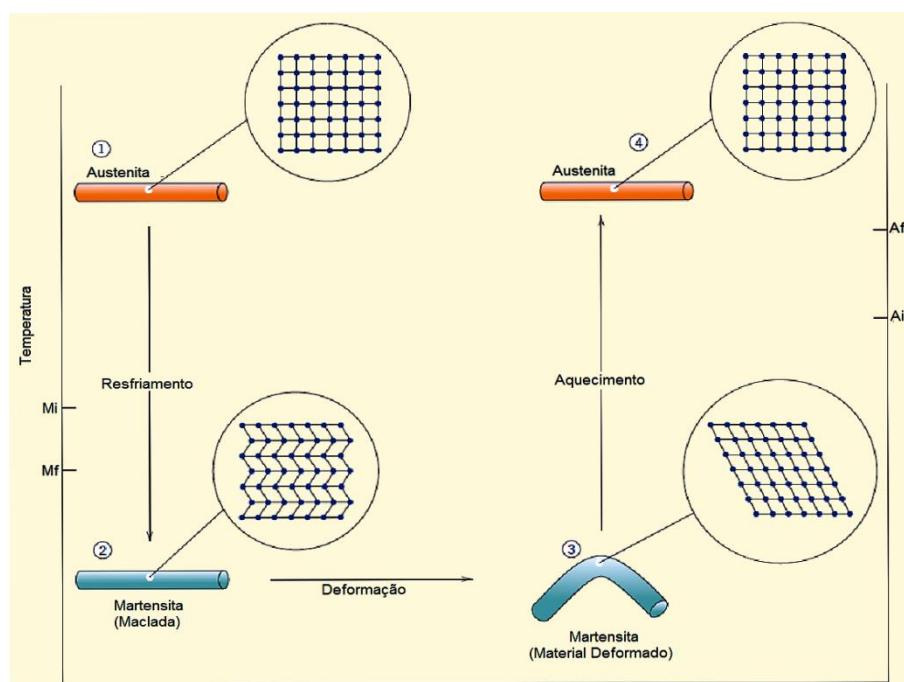
A história do efeito de memória de forma (EMF) iniciou-se na década de 50 através de Chang e Read, que relataram sobre este efeito de recuperação de forma em uma liga de Au-Cd. Porém, esta propriedade passou a ter grande destaque apenas na década seguinte, em 1965, quando Wiley e Bueher no U.S. Naval Ordnance Laboratory (Laboratório de Artilharia Naval dos Estados Unidos), descobriram o EMF em uma liga de níquel e titânio, patenteada posteriormente com o nome de Nitinol (STOECKEL, 1995).

O conceito do EMF é descrito como a capacidade que o material tem de, após ser submetido a uma certa deformação plástica, recuperar sua forma original por meio de um adequado aumento de temperatura (DIAS et al., 2014). Este efeito é gerado devido à transformação de fase, e consequente mudança de estrutura, que ocorre tanto no processo de deformação, quanto no processo de aquecimento do material.

A Figura 1 apresenta, de modo geral, como o EMF ocorre. Tomando-se o caminho 1-2-3-4, inicialmente, o material encontra-se na fase austenita e, após sofrer um rápido resfriamento, passa por M_i e M_f (região de transformação da austenita em martensita) e transforma-se em martensita, por um processo não difusional chamado de transformação martensítica. Em seguida, em 2, há a deformação da estrutura martensítica, onde o material é deformado plasticamente e passa a ter uma nova forma, mostrada em 3.

Com o posterior aquecimento, caminho 3-4, há a reversão para o estado inicial, ou seja, o material é aquecido e passando por A_i e A_f (região de transformação da martensita em austenita), retorna para a fase austenita, revertendo toda deformação e recuperando sua forma inicial (CALLISTER, WILLIAM D.; RETHWISCH, 2016).

Figura 1 - Efeito de Memória de Forma



Fonte: CALLISTER, WILLIAM D.; RETHWISCH, (2016).

A transformação martensítica não necessariamente requer um brusco resfriamento, mas pode também ser induzida pela aplicação de uma tensão externa ao material acima da temperatura M_i . SAKAMOTO (2002) explica que, pelo mecanismo térmico, uma tensão interna de mudança de forma é ativada durante o processo, fazendo com que a estrutura martensítica possa ser originada da austenítica. Já quando uma tensão externa é aplicada, o material irá mudar de fase devido ao movimento cisalhante dos átomos da fase austenítica que irão assumir as posições da fase martensítica e, portanto, não existindo necessidade da geração de uma tensão interna.

Atualmente, as ligas em que se observa o EMF são utilizadas desde os campos da medicina até a engenharia aeroespacial, e sua classificação é dada por três grandes grupos: o grupo (i) das ligas de níquel-titânio, (ii) das ligas a base de cobre e (iii) das ligas a base de ferro (HODGSON; WU; BIERMANN, 1990).

O desempenho destes três grupos é classificado de acordo com as propriedades e custo de cada liga, tendo as ligas de Ni-Ti um melhor conjunto frente as ligas de cobre e ferro. Porém, diversos pesquisadores têm mostrado grande interesse pelo grupo formado pelas ligas a base de ferro, em especial as ligas de Fe-Mn-Si, pois possuem baixo custo, facilidade de fabricação e são uma possível alternativa para substituição das ligas de Ni-Ti (ROVERE, 2011).

4.2 AS LIGAS Fe-Mn-Si-Cr-Ni

As ligas Fe-Mn-Si obtiveram grande atenção desde quando um monocristal de composição Fe-30%Mn-1%Si apresentou o EMF devido à transformação martensítica reversível da austenita (γ) em martensita (ϵ) (SATO et al., 1982). Esta transformação martensítica ocorre devido à aplicação de uma tensão sobre o material, transformando a estrutura γ (CFC) para ϵ (HC), e é explicada devido à baixa energia de falha de empilhamento do material que dificulta o movimento das discordâncias por escalagem ou deslizamento cruzado e permite que a deformação da estrutura ocorra por meio de maclação ou mudança de fase (DIAS et al., 2014). O EMF é então caracterizado com o posterior aquecimento das ligas tensionadas, que retornam da fase ϵ para γ e assumem seu formato original.

Com o passar dos anos, diversos autores se debruçaram sobre o assunto com o intuito de melhorar o EMF e as diversas propriedades das ligas Fe-Mn-Si; por exemplo, mudanças na composição química e de processamento foram utilizadas para potencializar o uso destas ligas e permitir sua aplicação.

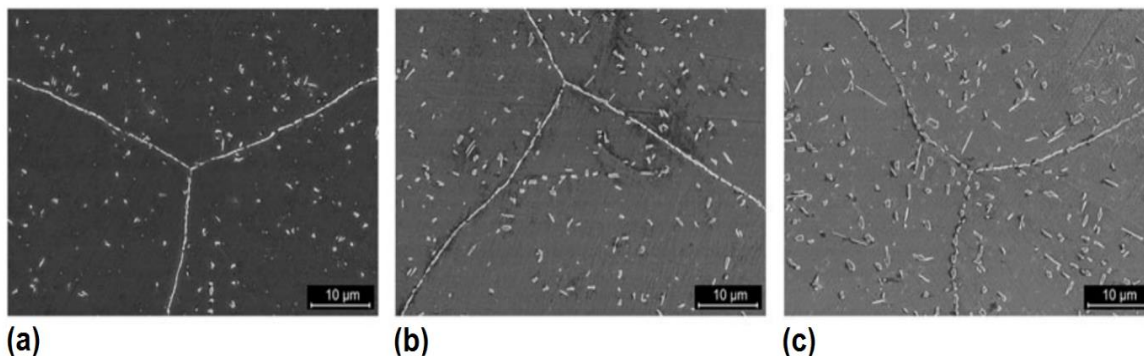
A adição de Cr e Ni mostrou uma melhora tanto para o EMF quanto para a resistência a corrosão destas ligas (agora Fe-Mn-Si-Cr-Ni) e proporcionou uma gama de aplicações que antes não eram possíveis (OTSUKA et al., 1990). Processos de treinamento termomecânico, onde a liga é deformada em temperatura ambiente e posteriormente recozida a 700 °C por um número repetido de vezes melhoram expressivamente o EMF, porém devido a dificuldade de serem realizados acabam encarecendo o uso prático destas ligas (RONG; LI; SHI, 1994).

Estudos recentes relatam que o aumento dos teores de carbono, cromo e vanádio e/ou processos de pré-deformação seguidos de envelhecimento permitem um incremento na recuperação de forma sem qualquer tipo de treinamento termomecânico, fato que ocorre devido à precipitação de carbonetos no interior do material, demonstrado pela Figura 2. Porém, ensaios eletroquímicos realizados em meios ácidos e alcalinos mostraram que a resistência a corrosão diminuiu expressivamente devido à sensitização¹ pela formação de carbonetos de cromo do

¹ Sensitização: Susceptibilidade dos aços à corrosão intergranular devido à precipitação de $Cr_{23}C_6$ nos contornos de grão e consequente diminuição da camada de passivação pelo empobrecimento de Cr nas regiões próximas aos contornos de grão (COLPAERT, 2008).

tipo Cr_{23}C_6 nos contornos de grão (WEN et al., 2007; DONG et al., 2009; YANG et al., 2013; LIU et al., 2014).

Figura 2 - MEV de amostras de Fe-20Mn-5Si-10Cr-5Ni-0,7V-0,2N-0,1C envelhecidas a 800 °C por (a) 2 h, (b) 8 h e (c) 24 h



Fonte: LIU et al., (2014).

Todavia, a adição de nióbio nas ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni permitiu a precipitação de carbonetos do tipo NbC após tratamentos de envelhecimento que, além de evitar a precipitação de carbonetos de cromo e sensitização, melhoraram o efeito de memória de forma e aumentaram a tensão de recuperação das ligas sem a necessidade do processo de treinamento termomecânico (KAJIWARA et al., 2001).

4.2.1 Propriedades e Aplicações das Ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni

As ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni, com exceção ao EMF e as propriedades ligadas a este efeito, possuem propriedades mecânicas e físicas semelhantes à dos aços inoxidáveis comuns, em especial, ao aço inoxidável AISI 304. Dado este fato, as ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni têm se mostrado eficientes quando utilizadas em substituição a ligas comuns em materiais estruturais, pois combinando sua resistência a corrosão e EMF, estas ligas apresentam além do desempenho estrutural, um desempenho funcional acentuado.

O desempenho funcional das ligas está diretamente relacionado ao EMF, mais especificamente as propriedades de recuperação de deformação e tensão de recuperação. Como mostrado na Tabela 1, a tensão de recuperação para as ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni varia de 150 a 200 MPa, ou seja, se durante o processo de aquecimento coloca-se um obstáculo na região de recuperação de forma, impedindo que o material retorne a sua forma memorizada, será gerada uma tensão sobre esse

obstáculo. Essa tensão atua na direção de recuperação da deformação do material e varia de acordo com a distância em que o objeto se encontra do mesmo. Portanto, obstáculos colocados em uma região próxima à deformação máxima sofrida pelo material ($d_{m\acute{a}x}$) serão tensionados de maneira mais acentuada do que obstáculos que se encontram em qualquer outro ponto da recuperação de forma ($d_{m\acute{a}x} - x$).

Tabela 1 - Propriedades mecânicas e de EMF das ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni

Propriedade	Unidade	Valor
Limite de Escoamento a 0,2% de deformação ($\sigma_{e0,2\%}$)	MPa	200 - 300
Limite de Resistência a Tração (LRT)	MPa	680 - 1000
Ductilidade	%	16 - 30
Dureza	HV	190 - 220
Módulo de Elasticidade	GPa	170
Módulo de Cisalhamento	GPa	65
Coeficiente de Poisson	-	0,359
Recuperação de Forma	%	2,5 - 4,0
Tensão de Recuperação Vinculada	MPa	150 - 200

Fonte: ROVERE (2011).

Atualmente as ligas de Fe-Mn-Si-Cr-Ni podem ser utilizadas como conectores de tubos sem solda, acoplamento de trilhos, fabricação de concreto protendido, reparo de trincas na engenharia civil, proteção de núcleos supercondutores e como amortecedores para abalos sísmicos. A Tabela 2 mostra a composição de 3 ligas utilizadas comercialmente nestas aplicações.

Tabela 2 - Composição nominal de diferentes ligas comerciais

Composição Nominal (% massa)
Fe-28Mn-6Si-5Cr
Fe-16Mn-5Si-12Cr-5Ni
Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni

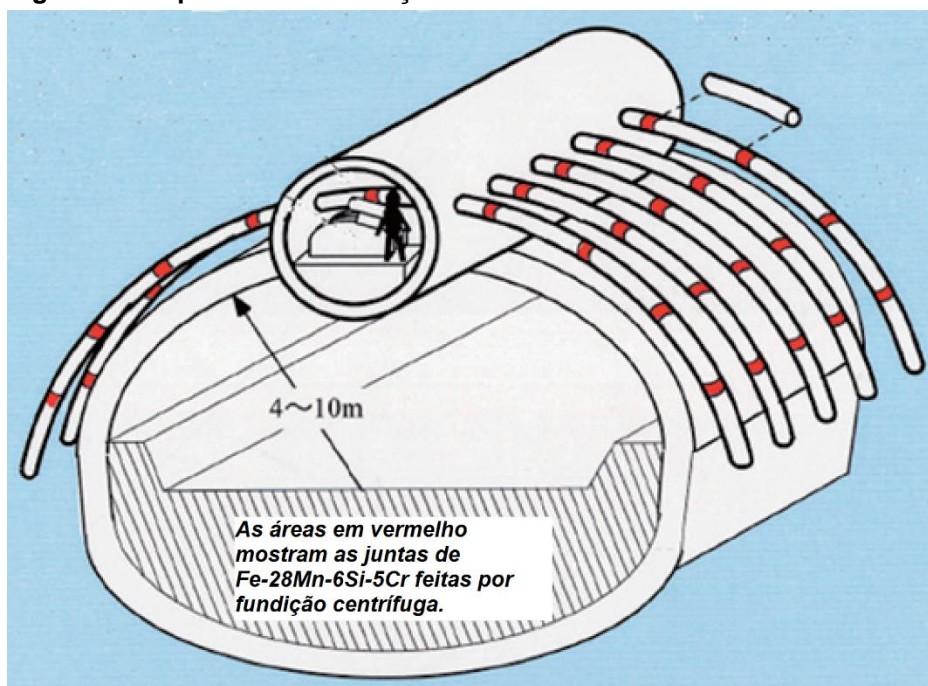
Fonte: Adaptado de SAWAGUCHI et al. (2016).

Em conexão de tubos sem solda, as ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni podem ser usinadas no formato de uma luva para tubos ou simplesmente moldadas por fundição centrífuga em um formato cilíndrico oco que tenha um diâmetro interno menor que o diâmetro externo dos tubos a serem acoplados. Após prontas, as luvas são expandidas mecanicamente e os tubos inseridos e ajustados dentro da mesma,

de forma que as extremidades se toquem no interior da luva para garantir melhor selamento. Através de aquecimento indutivo, o EMF é ativado e as luvas contraem, recuperando sua forma anterior e selando a junção entre os tubos sem a necessidade de processos como soldagem ou brasagem (ROVERE, 2011).

Em 2003, durante a construção do túnel Wakunami, localizado em Kanazawa no Japão, juntas de Fe-28Mn-6Si-5Cr (% massa) foram utilizadas para unir tubos curvos que saíam de um pequeno túnel piloto para o interior da terra, esta estrutura parecida com uma costela formava um telhado que suportava a carga do solo e que permitiu a escavação do túnel principal. O esquema de construção é mostrado na Figura 3, com destaque em vermelho para as juntas de Fe-28Mn-6Si-5Cr (SAWAGUCHI et al., 2016).

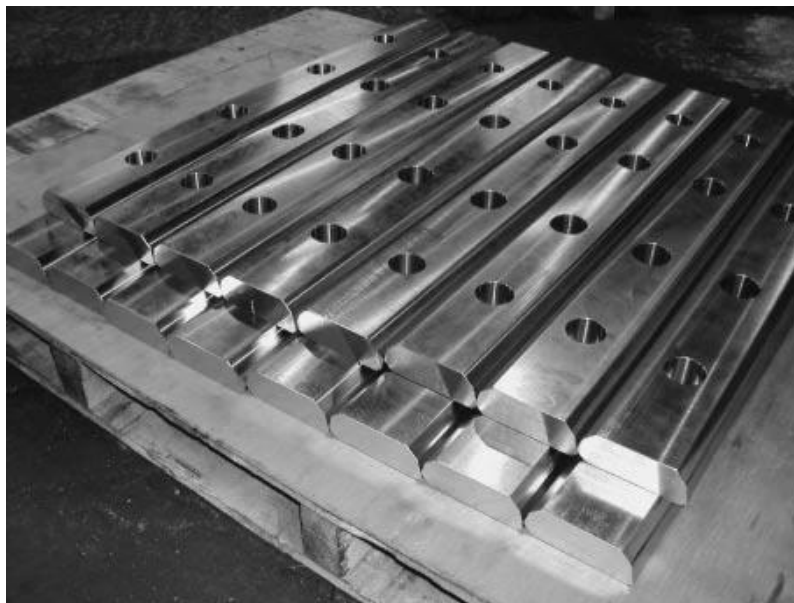
Figura 3 - Esquema de construção de túnel utilizando tubos curvos



Fonte: Adaptado de SAWAGUCHI et al., (2016).

Para o acoplamento de trilhos, barras da liga com EMF, conforme mostra a Figura 4, são conectadas aos trilhos por parafusos e posteriormente aquecidas, de forma que a recuperação de forma atue unindo os trilhos e eliminando os vãos de união. Além disto, mesmo que uma carga pesada passe sobre os trilhos, estes não se separarão devido à tensão de recuperação que atua constantemente no sistema.

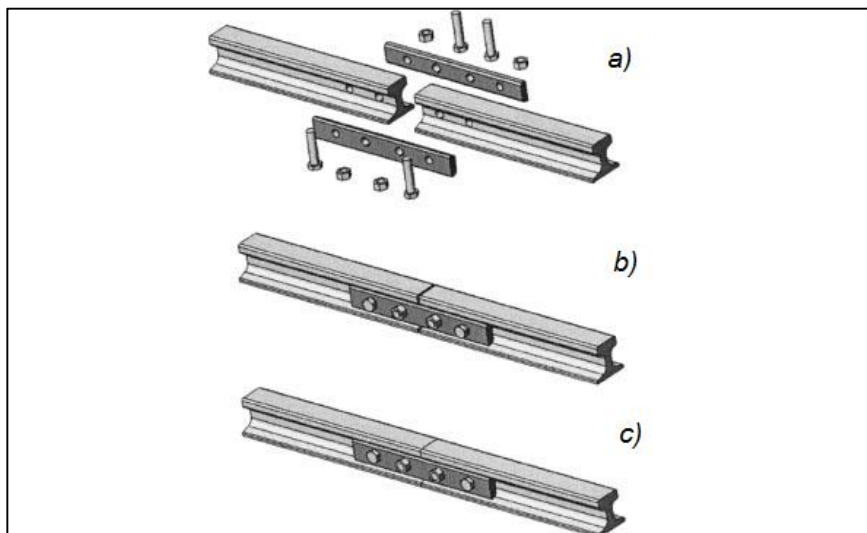
Figura 4 - Barras de Fe-28Mn-6Si-5Cr para acoplamento de trilhos



Fonte: SATO; KUBO; MARUYAMA, (2006).

O esquema da Figura 5 ilustra os componentes utilizados e o processo de união dos trilhos conforme ocorre o aquecimento das barras.

Figura 5 - Esquema de acoplamento de trilhos: a) Trilhos, barras com EMF e parafusos, b) sistema antes do aquecimento com vão, c) sistema após o aquecimento sem o vão

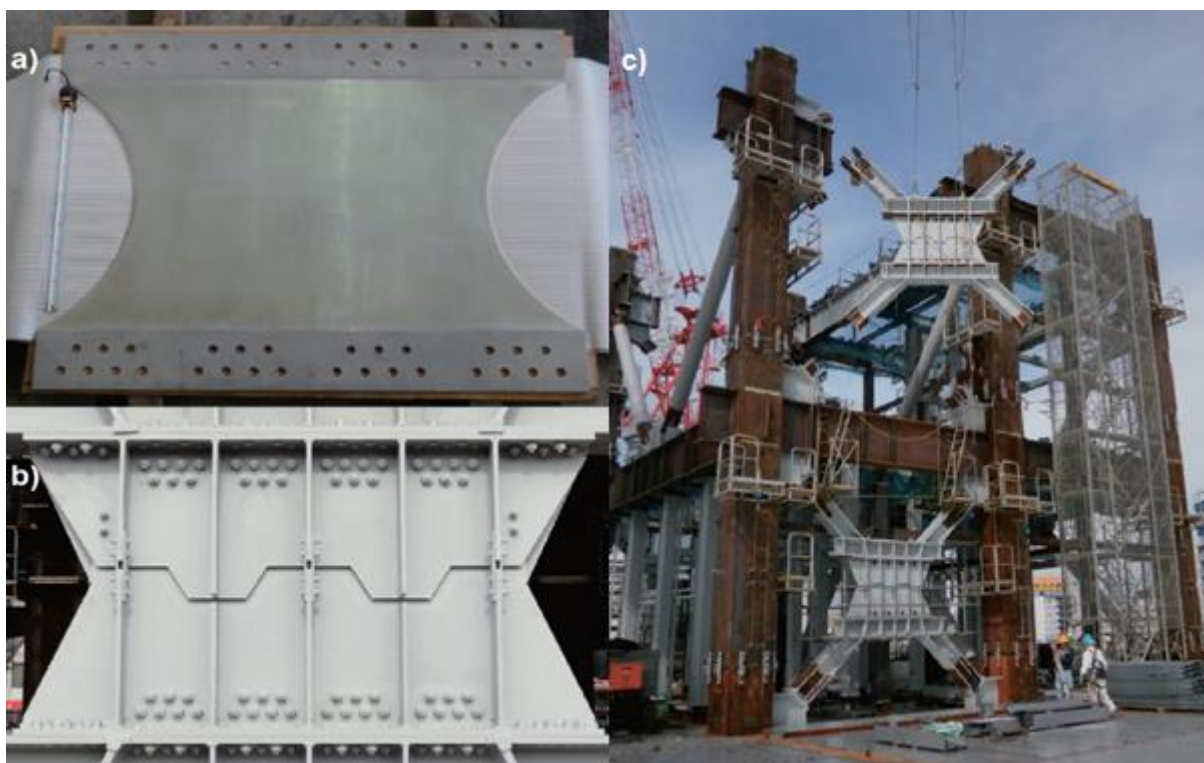


Fonte: Adaptado de SATO; KUBO; MARUYAMA, (2006).

Além destas aplicações, pode-se destacar a de dispositivos amortecedores para movimentos sísmicos. Com o objetivo de potencializar o uso de amortecedores sísmicos por longos períodos de tempo, pesquisadores japoneses desenvolveram um novo dispositivo, baseado em um painel para absorção de energia, construído com a liga Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni (% massa). Esta liga foi escolhida por possuir uma vida útil em fadiga de baixo ciclo maior do que os materiais utilizados para o mesmo fim. Ainda, segundo os testes realizados, o dispositivo amortecedor construído é capaz de suportar uma carga de 4000 kN sobre um ângulo de deformação de 1/25 rad (SAWAGUCHI et al., 2016).

A Figura 6 mostra o dispositivo amortecedor e a instalação de 6 destes na JP Tower Nagoya, um arranha-céu de 196 metros de altura que foi finalizado em novembro de 2015.

Figura 6 - a) Painel de Fe-Mn-Si-Cr-Ni; b) Amortecedor sísmico e; c) Instalação dos amortecedores na JP Tower Nagoya



Fonte: Adaptado de SAWAGUCHI et al., (2016).

4.3 DESGASTE

Desgaste é conceituado como o processo de perda de material ou danificação da superfície, resultante da interação mecânica e do movimento relativo de rolamento, impacto ou deslizamento entre dois materiais.

O processo é originado pela falha mecânica que ocorre nas zonas de contato, ou regiões interfaciais, devido à concentração de tensões originada pelas interações físico-químicas das superfícies durante o seu movimento. Estas tensões, juntamente com a influência do ambiente externo, são responsáveis por definir o modo de falha ou desgaste (NEALE, 1995).

A perda de material nem sempre é vista como algo ruim dentro da engenharia, pois muitas vezes o desgaste é necessário para que determinado processo ocorra ou para que determinado produto funcione, como é o caso dos processos de usinagem, metalografia, polimento e da escrita com grafite.

O processo de desgaste em componentes mecânicos é complexo e pode ser dividido ou classificado em sete tipos diferentes, sendo eles: (i) adesivo, (ii) abrasivo, (iii) por fadiga, (iv) por impacto (erosivo), (v) corrosivo (ação química), (vi) induzido por arco elétrico e (vii) por *fretting* (combinação dos tipos i, ii e v).

Os mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo são os mais comuns de se ocorrer na engenharia. Estimativas afirmam que cerca de dois terços de todas as falhas ou obsolescências encontradas devido ao desgaste de componentes na indústria são causadas por meio de desgaste abrasivo ou adesivo. Porém, é válido ressaltar que, durante a vida útil de um componente sobre desgaste, diferentes tipos ou mecanismos de desgaste podem ocorrer e não necessariamente causarem a falha do material (BHUSHAN, 2013).

Dado este fato, os mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo serão melhor elucidados adiante.

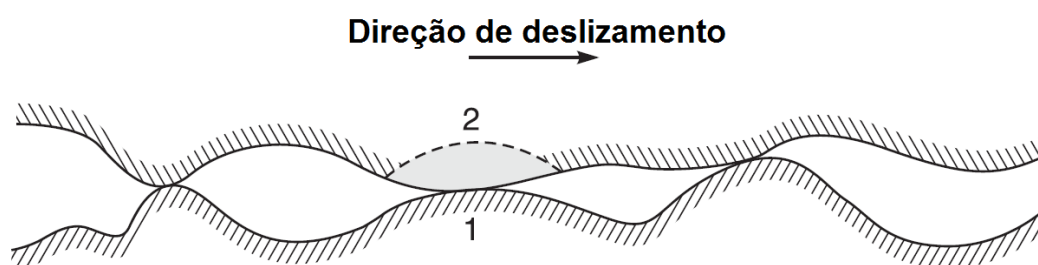
4.3.1 Desgaste Adesivo

O desgaste adesivo ocorre quando dois materiais estão sujeitos a um movimento relativo de deslizamento e, devido à rugosidade e interação das superfícies, ocorre o desprendimento de fragmentos que podem ou não ser aderidos.

O processo se inicia quando uma área de contato é criada e as estruturas atômicas dos materiais formam ligações entre si. Conforme o deslizamento ocorre, uma força é gerada e atua sobre a nova área formada com o intuito de separá-la, porém esta força acaba por romper ligações mais longínquas à superfície, transferindo assim fragmentos de um material para o outro (NEALE, 1995).

A Figura 7 representa o mecanismo de desgaste adesivo onde a superfície dois (2) desliza sobre a superfície um (1) e em uma das regiões de contato formadas há a identificação do fragmento a ser transferido devido a adesão.

Figura 7 - Representação do mecanismo de desgaste adesivo

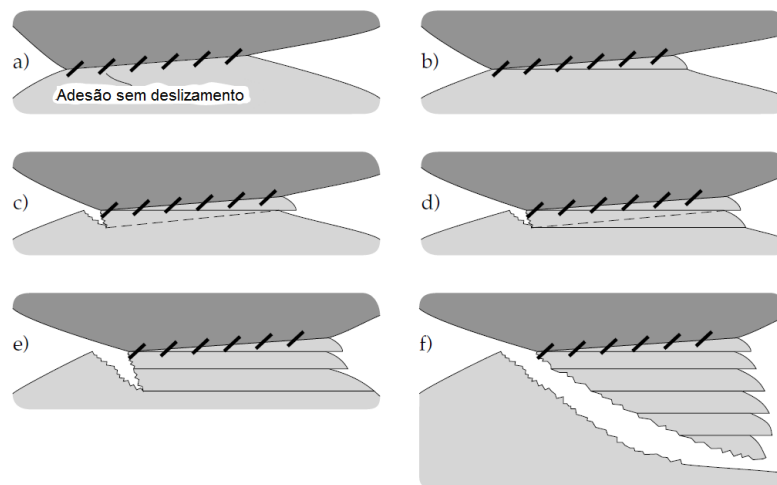


Fonte: Adaptado de BHUSHAN, (2013).

O processo de adesão e transferência de fragmentos ocorre progressivamente durante o deslizamento, podendo além de transferir fragmentos, produzir partículas livres entre as superfícies que irão continuar aderindo em qualquer um dos materiais ou desencadear outros mecanismos de desgaste.

Outra teoria para este processo de desgaste é ilustrada pela Figura 8.

Figura 8 - Mecanismo de desgaste adesivo através de deformações



Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR, (2014).

Nesta, os materiais, aderem à superfície um do outro conforme mostrado em (a). Ao iniciar-se o deslizamento, deformações plásticas são desencadeadas como resposta ao movimento relativo entre as superfícies, gerando trincas que se propagam a cada movimento sucessivo.

Em determinado ponto, (f), há a separação das superfícies devido a propagação da trinca e um fragmento do material é transferido ao outro (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014a).

4.3.2 Desgaste Abrasivo

O processo de desgaste abrasivo dos materiais é definido como a perda de material proveniente da passagem de partículas duras sobre uma superfície. Este tipo de desgaste é muito comum de ocorrer e, caso não seja bem controlado, pode gerar perdas e danos consideráveis dentro das indústrias.

O termo desgaste abrasivo classifica, de um modo geral, os mecanismos pelos quais as partículas removem determinadas quantidades de material de uma superfície, porém dentro desta classificação existem diversos mecanismos, cada qual com suas características e importância. Os principais mecanismos de desgaste abrasivo dos materiais são: (a) microcorte, (b) microfratura, (c) desgaste por fadiga, e (d) desgaste por remoção de partículas.

O processo de (a) microcorte ocorre semelhantemente aos processos de corte utilizados na fabricação de peças e componentes mecânicos. Quando uma partícula de dureza elevada é forçada a se movimentar sobre uma superfície de menor dureza, essa ao se mover, remove material da superfície produzindo detritos descontínuos ou em formato de fitas curtas e deixando sobre o material marcas parecidas com estrias.

Já o processo de (b) microfratura é dependente da dureza da superfície e da resistência do material desgastado. Caso o material submetido ao desgaste seja frágil, há o aparecimento de trincas abaixo da superfície que se acumulam com o passar do tempo e podem ocasionar a remoção de grandes quantidades de material (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014b).

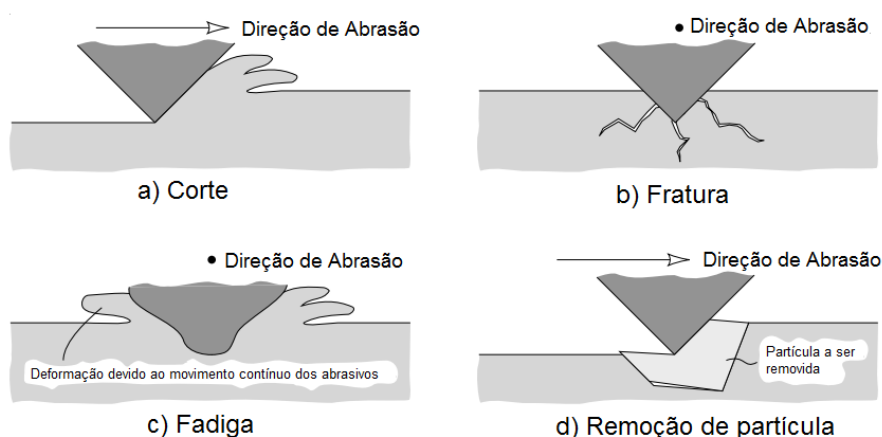
O mecanismo de desgaste abrasivo por fadiga (c) é caracterizado devido à passagem de múltiplas partículas abrasivas de forma contínua sobre a superfície de análise. Devido a este movimento contínuo, repetidas deformações plásticas

ocorrem e detritos são gerados devido à falha local por algum ciclo de fadiga do material (OTUBO; SILVA, 2010a).

Processos de desgaste por remoção de partículas não são tão comuns em ligas metálicas, porém o desgaste neste mecanismo é extremo, causando a remoção de grande quantidade de material. As principais causas deste modo de falha estão baseadas no fato das forças intergranulares serem fracas ou de o material possuir inclusões ou partículas muito grandes, facilitando a remoção de matéria devido às forças que atuam durante o desgaste (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014b).

A Figura 9, a seguir, ilustra os quatro mecanismos de acordo com a direção de abrasão e elucida suas principais características.

Figura 9 - Mecanismos de desgaste abrasivo



Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR, (2014b).

Além dos mecanismos de desgaste abrasivo, é importante ressaltar que, o modo como a abrasão ocorre nos materiais desempenha um fator crítico na taxa de desgaste. O desgaste abrasivo pode ocorrer por dois modos principais, abrasão a dois corpos e abrasão a três corpos. No desgaste a três corpos, duas superfícies são colocadas em contato e entre estas se encontra partículas livres de abrasivo. Quando as superfícies iniciam um movimento relativo às partículas abrasivas iniciam movimentos de rolamento que riscam as superfícies e caracterizando o desgaste a três corpos (OTUBO; SILVA, 2010b).

Já na abrasão a dois corpos há apenas duas superfícies em contato, cada uma caracterizando um corpo, que ao entrar em movimento relativo caracterizam o desgaste. Exemplos práticos para este caso estão nos contatos entre engrenagens,

eixos e mancais, e no ensaio do tipo pino sobre disco que será melhor elucidado (OTUBO; SILVA, 2010b).

4.3.3 Ensaio do Tipo Pino Sobre Disco

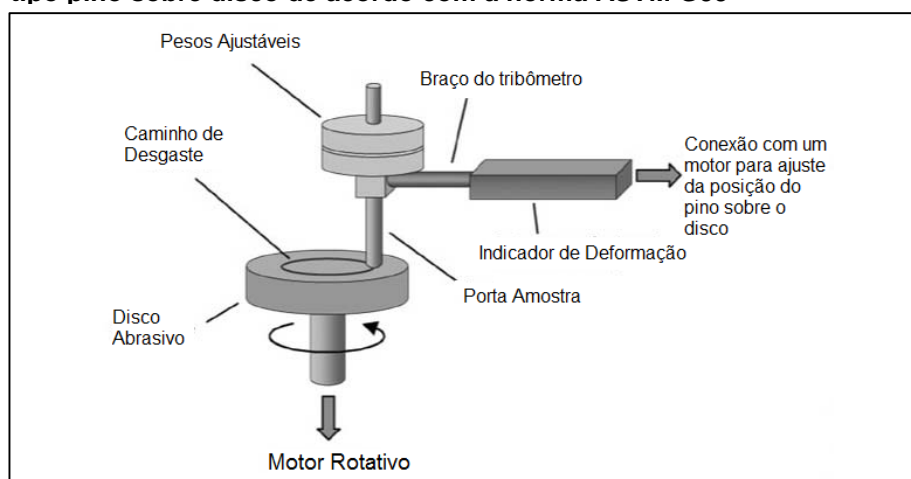
O ensaio abrasivo do tipo pino sobre disco é regido pela norma ASTM G99 – *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus* e consiste no movimento relativo de rotação entre um pino de geometria e rugosidade controlada e um disco circular (ASTM, 2017).

Para que o ensaio ocorra, o pino é posicionado perpendicularmente à superfície plana do disco e o movimento relativo de rotação é descrito pela revolução do disco ou do pino em relação ao eixo central do disco.

O pino é então pressionado contra o disco com cargas controladas por pesos, sistemas hidráulicos ou pneumáticos, deixando um caminho circular conhecido por caminho de deslizamento (ASTM, 2017).

A taxa de desgaste, grandeza referente à quantidade de material perdido do pino e/ou do disco, é medida por meio da perda de massa de cada objeto ou da redução linear do pino e profundidade do caminho formado no disco. Normalmente, a taxa de desgaste é apresentada em parâmetros volumétricos, devendo ser convertida utilizando-se a densidade ou a geometria da amostra para os casos respectivos de perda de massa e redução linear (ASTM, 2017). A Figura 10 apresenta o esquema de um tribômetro do tipo pino sobre disco construído pela NANOVEA.

Figura 10 - Esquema construído pela NANOVEA de um tribômetro do tipo pino sobre disco de acordo com a norma ASTM G99



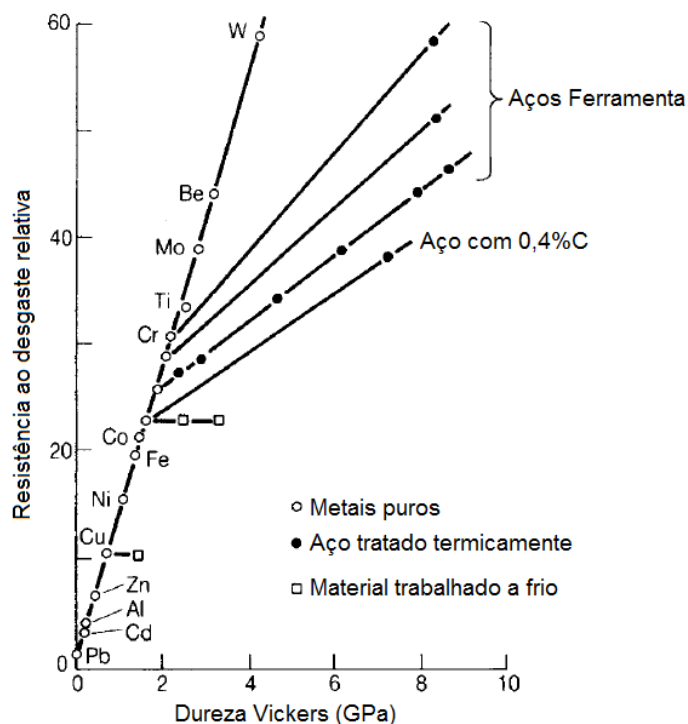
Fonte: Adaptado de MURRAY, (2013).

4.3.4 Fatores que Influenciam o Desgaste Abrasivo

O comportamento de um metal submetido ao desgaste abrasivo é definido por uma série de fatores relacionados à suas propriedades, às propriedades do abrasivo e aos parâmetros que governam o ensaio ou processo de desgaste. Propriedades como a dureza do substrato e do abrasivo, tipo de estrutura cristalina e a presença ou não de inclusões, interferem diretamente na maneira com que as partículas abrasivas removem material da superfície e, conseqüentemente, na taxa de desgaste sofrida pelo material. Além disto, a pressão aplicada durante o ensaio e o tamanho das partículas abrasivas também são fatores a serem considerados.

Basicamente, materiais metálicos com dureza superior irão apresentar menor desgaste quando comparados a outros metais de menor dureza, fato ilustrado pela Figura 11. Porém, é importante ressaltar que, durante o processo de desgaste, os metais passam por um processo de encruamento e endurecem, o que acarreta em uma diminuição da influência da dureza inicial sobre o ensaios, principalmente quando o abrasivo utilizado possui uma dureza muito maior que o metal (NEALE, 1995).

Figura 11 - Relação da resistência ao desgaste com a dureza de materiais submetidos ao desgaste abrasivo a dois corpos

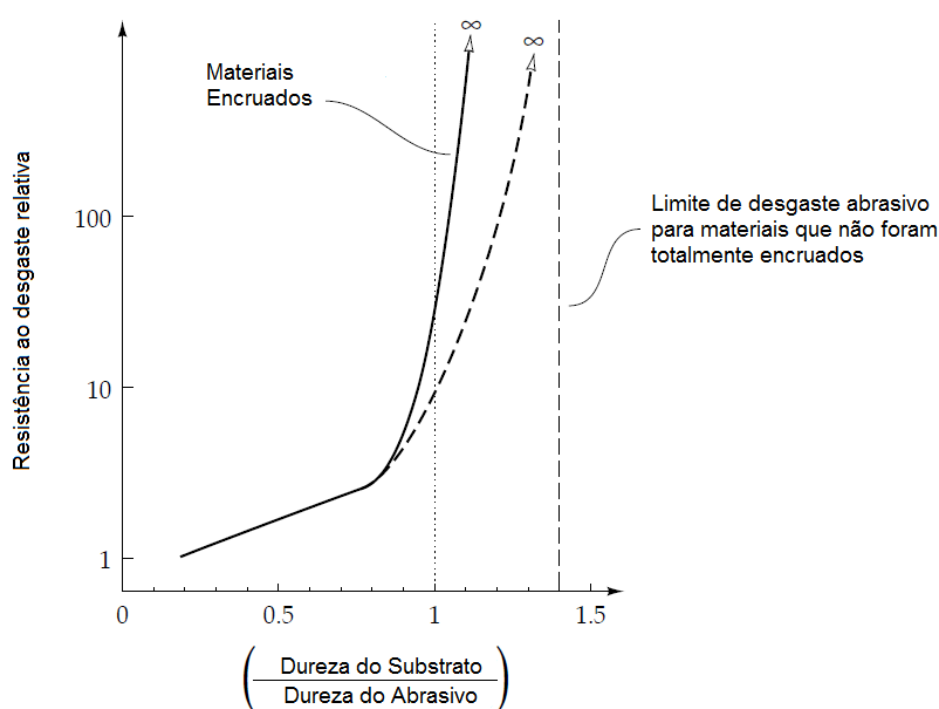


Fonte: Adaptado de BHUSHAN, (2013).

A relação entre a dureza do substrato (H_{subs}) e do abrasivo (H_{abras}) desempenha um papel fundamental no desgaste dos materiais. A definição desta relação se dá através da razão $H_{\text{subs}}/H_{\text{abras}}$, que divide o processo de desgaste em duas zonas distintas durante os ensaios: uma de alta taxa de desgaste e outra de alta resistência ao desgaste por parte do substrato, como mostra a Figura 12.

Figura 12 - Resistência ao desgaste relativa versus razão de dureza do substrato e do abrasivo

Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR, (2014b).



Para valores de $H_{\text{subs}}/H_{\text{abras}}$ abaixo de 0,8, um desgaste rápido ocorre, uma vez que a dureza do abrasivo é muito superior à do substrato e, portanto, há grande facilidade na remoção de material da superfície.

Quando o processo de desgaste ocorre sob uma razão de dureza entre 0,8 e 1, há uma diminuição drástica na taxa de desgaste comparado à situação anterior, ou seja, a resistência ao desgaste do material aumenta significativamente. Este aumento de resistência por parte do substrato é devido aos valores de dureza ser muito próximos a do abrasivo, causando desgaste em ambos os corpos.

Em um último estado, quando a dureza do substrato torna-se maior do que a das partículas abrasivas, ou seja, $H_{\text{subs}}/H_{\text{abras}}$ é maior do que 1, espera-se que não

ocorra mais desgaste na superfície do material ou que a resistência ao desgaste torne-se infinita, porém para alguns metais que não foram totalmente encruados ou que possuem fases de menor dureza o processo de desgaste continua, mesmo que diminuto, até que um limite de $H_{\text{subs}}/H_{\text{abras}} = 1,4$ seja atingido (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014b).

Além da dureza, a estrutura do substrato influencia diretamente na taxa de desgaste. Os principais mecanismos de desgaste são causados devido à deformação plástica que ocorre com a passagem das partículas abrasivas sobre a superfície do material, portanto, em casos onde essa deformação plástica é dificultada, isto é, em materiais que possuem estruturas cristalinas com menor número de planos de deslizamento, a taxa de desgaste presenciada é menor. Assim, pode-se classificar que metais com estrutura HC possuem maior resistência ao desgaste, seguidos por metais com estruturas CCC e CFC, respectivamente (BHUSHAN, 2013).

O tamanho das partículas abrasivas é outro parâmetro importante no desgaste abrasivo. A definição deste tamanho é realizada com a relação entre o tamanho da partícula e o tamanho mínimo de uma esfera que envolva completamente este abrasivo, sendo a técnica de peneiramento a forma mais simples de mensuração prática. A interferência do tamanho de partícula do abrasivo sobre o desgaste de um material pode ser analisada de duas maneiras, sendo a primeira análise através da sua correlação com a pressão aplicada durante o ensaio e a segunda correlacionando-se o tamanho de partícula com a presença e forma das inclusões na estrutura do material metálico.

Considerando-se a primeira forma de interferência, estudos indicam que para uma pressão constante de ensaio, à medida que o tamanho das partículas abrasivas aumenta, a taxa de desgaste cresce de uma maneira não linear e em certo momento atinge um limite tornando-se constante. Especificamente, para tamanhos entre 0 e 100 μm a taxa de desgaste cresce e a partir deste limite de 100 μm ela começa a se tornar constante. Além disto, uma peculiaridade é encontrada para ensaios realizados com partículas de tamanhos abaixo de 10 μm , pois em determinadas condições nenhum desgaste é presenciado (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014b).

Já para a segunda correlação, o tamanho de partículas não é avaliado de maneira tão quantitativa, mas sim comparado ao tamanho das inclusões nos metais.

Nos aços, se as partículas abrasivas possuírem um tamanho menor do que as inclusões, a resistência ao desgaste tenderá a ser maior, isso se deve a dureza acentuada destes precipitados (normalmente carbonetos) e ao efeito de *stand-out* (efeito no qual as inclusões impedem que as partículas abrasivas criem zonas de abrasão/estrias). Porém, se a situação inversa ocorrer e o tamanho das partículas abrasivas for maior que o das inclusões, o efeito pode mudar e a resistência ao desgaste diminuir consideravelmente, pois os abrasivos serão capazes de remover matéria da superfície sem muito esforço, incluindo todo e qualquer carboneto formado (NEALE, 1995).

4.3.5 Métodos Utilizados para o Cálculo de Desgaste Abrasivo

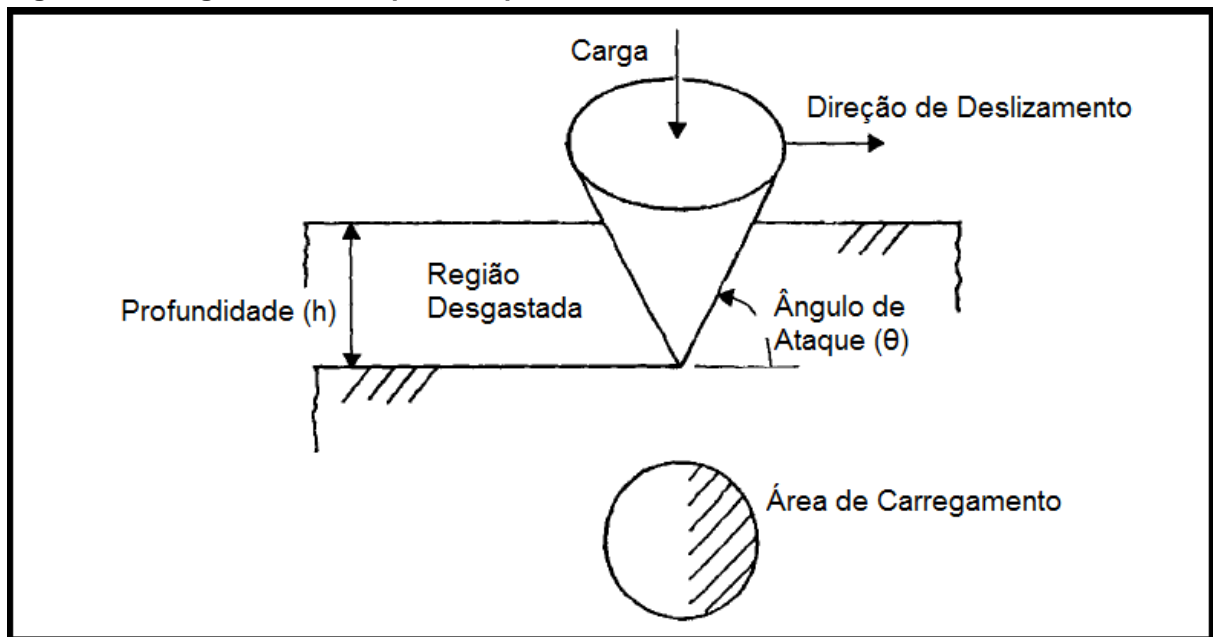
O desgaste abrasivo pode ser mensurado através de diferentes técnicas e modos. Uma das formas de se quantificar o desgaste abrasivo é através do volume de material que foi perdido pela superfície (WILLIAMS, 1997). Neste caso, o desgaste pode ser dado pela equação 1:

$$\text{Volume Desgastado (Vd)} = \frac{(K) \cdot \text{Carga (W)} \cdot \text{Distância percorrida (L)}}{(\text{Dureza do material (H)})} \quad (1)$$

Onde K é uma constante adimensional que pode ser definida como a probabilidade que uma partícula abrasiva tem de causar desgaste sobre um material.

A taxa de desgaste pode ser analisada no processo de desgaste através da morfologia da partícula. Por exemplo, considerando a Figura 13 como o modelo de desgaste, onde as partículas abrasivas possuem aspectos cônicos, relaciona-se a taxa de desgaste conforme a dureza da partícula e a carga aplicada durante o processo (WILLIAMS, 1997).

Figura 13 - Desgaste causado por uma partícula abrasiva cônica



Fonte: Adaptado de WILLIAMS, (1997).

Durante o deslizamento da partícula cônica abrasiva há a remoção de determinado volume de material da superfície, conforme o abrasivo percorre determinada distância, e essa remoção de material pode ser descrita através da taxa (q) conforme a equação 2 (WILLIAMS, 1997).

$$q = h^2 \cdot \cot(\theta) \quad (2)$$

Ainda, a profundidade a qual o abrasivo penetra a superfície (h) está relacionada com a dureza (H) que o material apresenta e com a força de desgaste (F). Esta força atua apenas na superfície do abrasivo em contato com o material de análise, e, portanto, apenas no semicírculo frontal do cone ou, pela Figura 13, área de carregamento (WILLIAMS, 1997). Assim, tem-se pela equação 3 que:

$$F = (\pi/2) \cdot (h \cdot \cot(\theta))^2 \cdot H \quad (3)$$

E, relacionando as equações 3 e 2, obtém-se que a taxa de desgaste pode ser dada pela equação 4 abaixo.

$$q = ((2 \cdot \tan(\theta))/\pi) \cdot (F/H) \quad (4)$$

Além disto, se houver um número (n) de abrasivos que suportam esta carga, temos que W é dado por nxF , e a taxa de desgaste ($Q = nxq$) segue como a equação 5 (WILLIAMS, 1997).

$$Q = ((2 \cdot \tan(\theta)) / \pi) \cdot (W/H) \quad (5)$$

Porém, este modelo apresenta um problema crítico que é a superestimação do desgaste real, visto que há a consideração de que todo o material é removido da superfície, o que não ocorre verdadeiramente, uma vez que parte deste material que se encontra no caminho pelo qual o abrasivo irá percorrer pode ser acumulado sobre as bordas devido à deformação plástica (WILLIAMS, 1997).

Além deste método, medidas de área e de perda de massa são utilizadas para se calcular o desgaste sofrido por um material. Dentro os trabalhos mais recentes, diversos autores utilizam a perda de massa para mensurar a quantidade de desgaste sofrida pelo material. Basicamente, a perda de massa é calculada pesando-se a amostra antes e após o ensaio (em alguns casos a pesagem da amostra ocorre em intervalos programados durante o experimento) e a taxa com qual o material sofre o desgaste é caracterizada pela razão entre a perda de massa (massa inicial – massa final) e o tempo de ensaio, carga aplicada ou distância percorrida (CHENGXIN et al., 2006; BU et al., 2011; YE et al., 2010) .

4.3.6 Desgaste nas Ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni

As ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni possuem propriedades interessantes frente às ligas comerciais atuais. Dentre as diferentes propriedades e características desta liga, a resistência ao desgaste tem sido estudada com o intuito de melhor caracterizar o material e promover base científica para novas aplicações.

Nos últimos anos diversos autores buscaram entender o comportamento destas ligas quando submetidas ao desgaste abrasivo e identificar os fatores que influenciam diretamente na resistência ao desgaste. Dentre os principais fatores, a transformação martensítica, a composição química e as temperaturas alcançadas durante o ensaio foram os que mostraram um maior impacto nos resultados de testes abrasivos.

Silva et al. (2011) avaliaram a influência que a temperatura de austenitização das ligas de Fe-Mn-Si-Cr-Ni tem sobre a resistência ao desgaste de tais ligas. Para tal análise, os autores austenitizaram duas ligas de composições próximas, mostradas na Tabela 3, em temperaturas de 900 e 1050 °C que foram posteriormente submetidas ao processo de desgaste abrasivo, a 300 rpm e carga constante, variando os tempos de ensaio em 120, 240, 360 e 600 s.

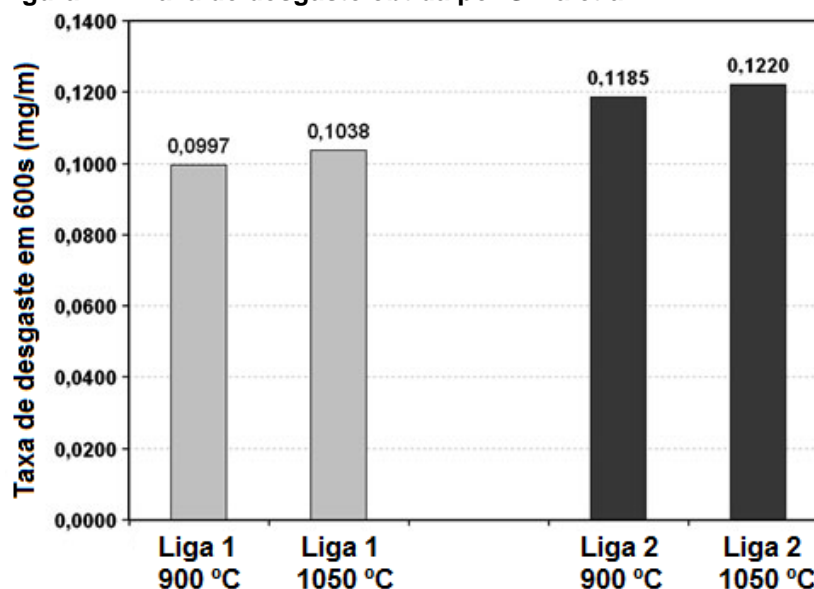
Tabela 3 - Composição das ligas utilizadas por Silva et al.

Liga	Composição (% peso)
1	Fe-10,3Mn-5,3Si-9,9Cr-4,9Ni-0,006C
2	Fe-14,2Mn-5,3Si-8,8Cr-4,6Ni-0,008C

Fonte: Adaptado de SILVA; BERNARDI; OTUBO, (2011).

Os resultados encontrados (Figura 14) mostram que a perda de massa para as amostras austenitizadas em temperaturas inferiores foi menor, fato resultante do menor tamanho de grão austenítico.

Figura 14 - Taxa de desgaste obtida por Silva et al.



Fonte: Adaptado de SILVA; BERNARDI; OTUBO, (2011).

Ainda, o fato da Liga 1 conter menor quantidade de manganês, maior quantidade de cromo e apresentar maior resistência ao desgaste abrasivo, segundo os autores, indica que a influência da composição química é proeminente à influência do tamanho de grão austenítico (SILVA; BERNARDI; OTUBO, 2011).

Além de Silva et al. (2011), Ye et al. (2010) e Bu et al. (2011) analisaram a resistência ao desgaste das ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni em relação ao aço inoxidável AISI 321. Ye et al. utilizaram uma liga contendo Fe-14Mn-5,5Si-12Cr-5Ni-0,10C (%massa) para testes de pino sobre disco com velocidade de 0,963 m/s e 1 hora de ensaio. As cargas aplicadas foram de 50, 100 e 150 N e os resultados obtidos por eles mostram que a liga obteve maior resistência ao desgaste do que o aço AISI 321 nos testes realizados com e sem óleo lubrificante.

Bu et al. (2011), por sua vez, estudaram a influência que tratamentos de envelhecimento provocariam nas ligas. Em sua análise, as ligas foram submetidas a 3 tratamentos distintos, (1) tratamento a 1373 K por 40 minutos, (2) tratamento a 1373 K por 40 minutos seguido de envelhecimento a 1123 K por 30 minutos e (3) tratamento a 1373 K por 40 minutos seguido de pré-deformação a temperatura ambiente e posterior envelhecimento a 1123 K por 30 minutos.

A composição das ligas utilizadas podem ser vistas na Tabela 4, sendo a Liga B o aço AISI 321. Os testes de desgaste foram conduzidos conforme o trabalho de Ye et al. (2010).

Tabela 4 - Composição química das duas ligas utilizadas por Bu et al. (% peso)

Ligas	C	Mn	Cr	Ni	Ti	Si	Fe
A	0,16	14,51	9,10	5,06	1,49	6,02	Bal.
B	0,07	-	17,80	7,92	0,52	-	Bal.

Fonte: BU et al., (2011).

Bu et al. (2011) obtiveram resultados satisfatórios para a resistência ao desgaste, tendo as amostras submetidas ao tratamento 3 maior resistência em relação ao desgaste quando comparadas com as amostras submetidas aos tratamentos 1 e 2 e com a liga B. Estes resultados, segundo os autores, foram devido a pré-deformação e envelhecimento sofrido pela liga, o que causou a precipitação de carbonetos de cromo do tipo $Cr_{23}C_6$ no interior da matriz austenítica, aumentando sua resistência. Além deste fator, a precipitação diminuiu a quantidade de carbono solubilizado na matriz austenítica e, conseqüentemente, aumentou a temperatura M_i , fazendo com que a transformação martensítica ocorresse de forma mais fácil.

4.4 PRECIPITAÇÃO DE CARBONETOS NA ESTRUTURA DE AÇOS

Ao se adicionar elementos de liga nos aços, podem-se presenciar diversas melhoras em relação as suas propriedades. Elementos formadores de segunda fase como cromo, nióbio, titânio, tungstênio, vanádio e molibdênio, normalmente aumentam a resistência dos aços, tornando-os mais resistentes aos esforços mecânicos e ao desgaste.

Quando há a adição de elementos formadores de carbonetos, as partículas de segunda fase podem ser formadas através do resfriamento lento após homogeneização austenítica. Basicamente, o processo acontece devido à solubilidade destes metais se tornarem cada vez menor com a diminuição da temperatura. A equação 6 relaciona como ocorre o processo de precipitação e solubilização destes carbonetos (SILVA; MEI, 2006).



Onde: MC é o carboneto metálico precipitado e $M\gamma$ e $C\gamma$ representam, respectivamente, o metal e o carbono dissolvidos na austenita.

À medida que a temperatura aumenta o carboneto se dissolve, fornecendo carbono e metal para a austenita. Já quando ocorre o processo contrário, devido à difusão e combinação próxima aos contornos de grão ou zonas de maior energia, os carbonetos precipitam, retirando metal e carbono da estrutura do aço (SILVA; MEI, 2006).

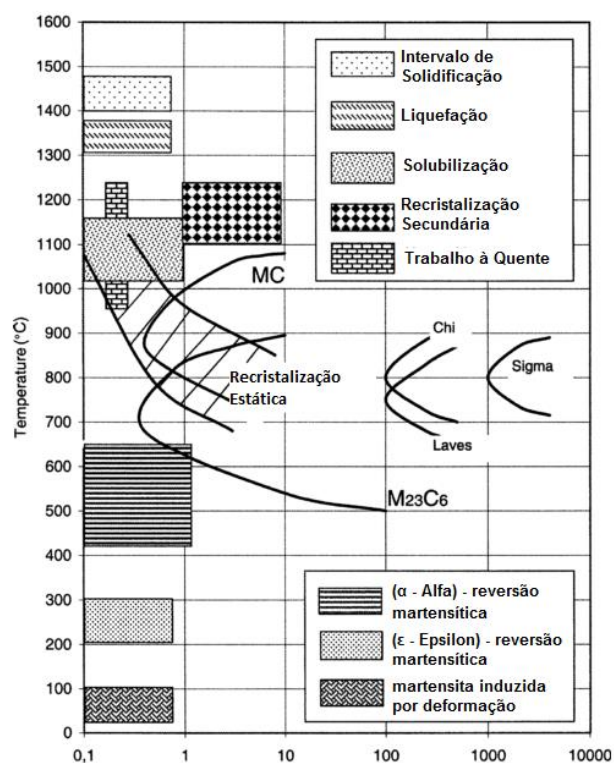
Aços ao cromo possuem dois tipos de carbonetos que podem ser precipitados durante processos de revenimento ou envelhecimento. Dependendo da concentração de cromo os precipitados podem ser do tipo M_7C_3 ou $M_{23}C_6$, sendo a sequência de precipitação caracterizada pela transformação da matriz em $(Fe-Cr)_3C$, que precipita Cr_7C_3 e posteriormente se transforma em $Cr_{23}C_6$. Porém, para aços com mais de 7% de cromo, os carbonetos do tipo $Cr_{23}C_6$ não são encontrados (SILVA; MEI, 2006).

Para se evitar a precipitação destes carbonetos e possível sensitização dos aços quando submetidos a temperaturas de serviço, que variam entre 450 e 800 °C, elementos como o nióbio são adicionados aos aços inoxidáveis austeníticos para

estabilização através da precipitação de carbonetos do tipo MC (NbC). Estes carbonetos, precipitados em tratamentos na faixa de 800 a 1000 °C, impedem a formação de carbonetos de cromo através da redução de carbono solubilizado na matriz austenítica (TAVARES et al., 2008).

A Figura 15 mostra os principais tratamentos térmicos e transformações (Diagrama TTT) que ocorrem nos aços inoxidáveis austeníticos, onde é possível notar as regiões de formação dos carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e MC.

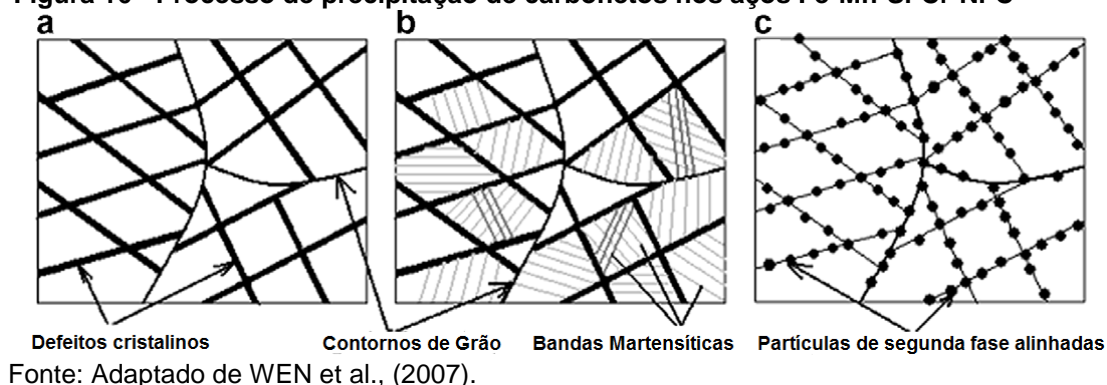
Figura 15 - Diagrama TTT dos aços inoxidáveis austeníticos



Fonte: Adaptado de PADILHA; PLAUT; RIOS, (2003).

Wen et al. (2007) propuseram um mecanismo para nucleação de carbonetos de cromo na estrutura das ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni-C. Segundo os autores, a precipitação destes carbonetos se dá preferencialmente nos defeitos cristalinos como discordâncias, falhas de empilhamento, interfases e etc. Ainda, nestas ligas, após a indução da martensita por deformação, há a formação de interfases do tipo ϵ/γ que durante o processo de envelhecimento podem servir como zonas de precipitação de carbonetos devido as falhas de empilhamento geradas nessas áreas. A Figura 16 ilustra como ocorre todo este processo de precipitação nas ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni-C.

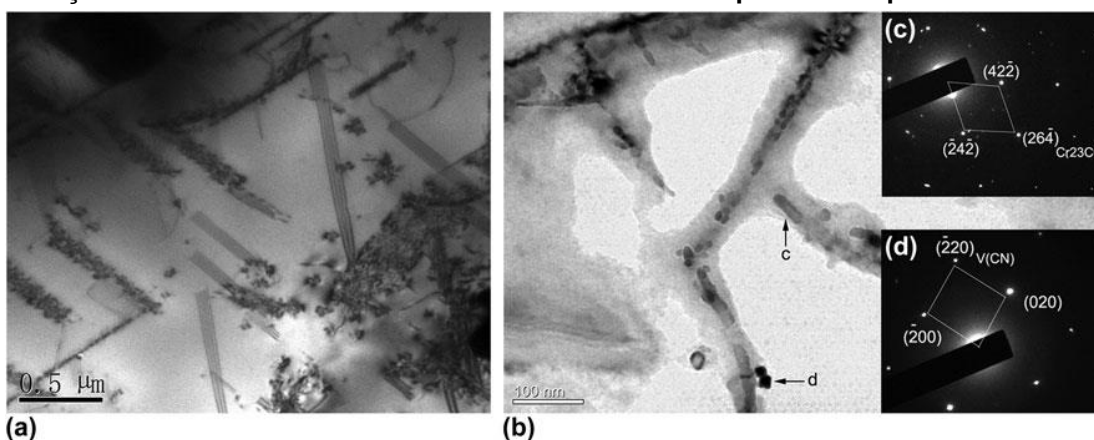
Figura 16 - Processo de precipitação de carbonetos nos aços Fe-Mn-Si-Cr-Ni-C



Dentre as técnicas utilizadas na identificação de carbonetos na estrutura dos aços Fe-Mn-Si-Cr-Ni, as técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia eletrônica de transmissão (MET) e difração de raios X (DRX) são as que se destacam. Diversos autores que se debruçaram sobre o assunto utilizaram destas técnicas para corroborar as zonas de precipitação descritas anteriormente.

LIU et al. (2014), por exemplo, utilizaram das três técnicas para caracterizar os precipitados encontrados após o processo de envelhecimento, a Figura 2 mostrada anteriormente identificava a precipitação de carbonetos com o uso de MEV, já a Figura 17 apresenta a MET e os resultados da Difração de Área Seleccionada (SAED) dos carbonetos após o envelhecimento da liga Fe-20Mn-5Si-10Cr-5Ni-0,7V-0,2N-0,1C.

Figura 17 - MET da liga Fe-20Mn-5Si-10Cr-5Ni-0,7V-0,2N-0,1C envelhecida a 800 °C por 30 min. (a) Vista geral dos precipitados nas falhas de empilhamento, (b) micrografia eletrônica de alta resolução identificando os precipitados e; (c) e (d) Difração de elétrons dos carbonetos formados indicados pelas setas pretas



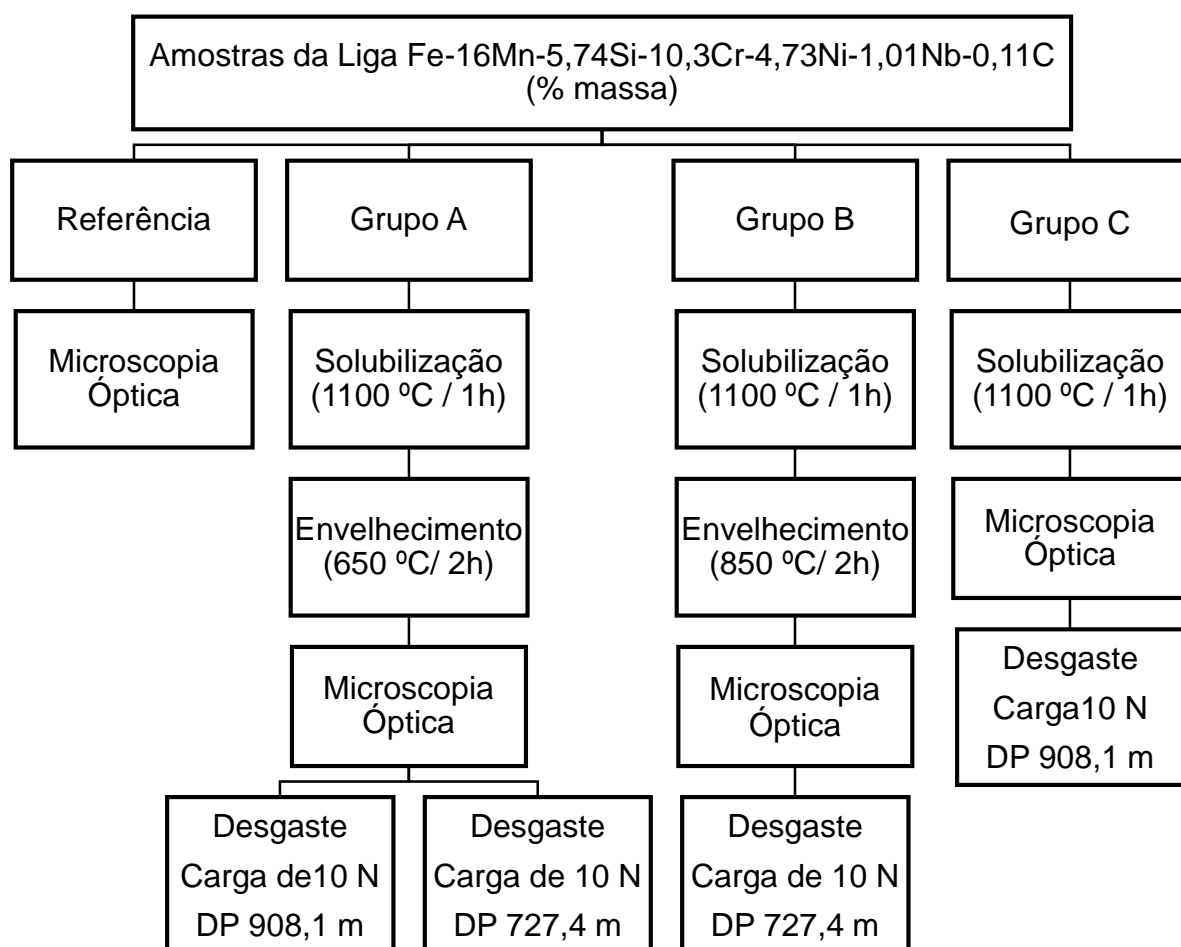
5 PROCEDIMENTO METODOLÓGICO DE PESQUISA

Os tópicos abaixo detalham os procedimentos utilizados durante a preparação dos corpos de prova para análise microscópica e ensaio de desgaste.

Para a microscopia, os procedimentos foram seguidos de acordo com a metodologia de preparação de amostras para microscopia ótica descrita por Colpaert (2008). Já para o processo de desgaste foram consideradas as análises utilizadas na literatura para o desgaste das ligas Fe-Mn-Si e a norma ASTM G99-17, que retrata os procedimentos e parâmetros para os ensaios do tipo pino sobre disco (ASTM, 2017).

O fluxograma da Figura 18 apresenta os procedimentos adotados.

Figura 18 - Fluxograma das principais etapas realizadas



*DP: Distância Percorrida.

Fonte: Autoria Própria.

5.1 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA MICROSCOPIA

A amostra da liga Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C (%massa) foi recebida do grupo do Laboratório de Corrosão (LC) do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, seccionada em 8 corpos de prova e submetidas ao processo de lixamento, utilizando lixas de SiC (carboneto de silício) de granulometria 240, 320, 400, 600, 1200, 1500 e posterior polimento com solução de alumina 1 μm . A Figura 19 apresenta uma visão geral das amostras.

Figura 19 - Corpos de prova da liga Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C (% massa)



Fonte: Autoria Própria.

Baseado na norma ASTM E407 – *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*, foram realizados ataques químicos em um dos corpos de prova para revelar a microestrutura e identificar as fases presentes no material recebido (ASTM, 2015).

Os demais corpos de prova foram classificados em 3 grupos distintos e tratados termicamente em forno mufla da marca Jung modelo 1712. Para este procedimento, o forno foi aquecido até a temperatura de 1100 °C e os corpos de prova foram inseridos e mantidos por 1 hora para o processo de solubilização, sendo posteriormente temperados em água.

A temperatura do forno foi então ajustada para 650 °C e um grupo de amostras (Grupo A) foi submetido ao processo de envelhecimento pelo tempo de 2 horas, sendo então resfriado em água. Já o Grupo B de amostras foi envelhecido a 850 °C pelo tempo de 2 horas e também resfriado em água.

Os parâmetros dos tratamentos térmicos (TTs) são apresentados pela Tabela 5, e os reagentes utilizados para o ataque químico, parâmetros de ataque e justificativa são elucidados pela Tabela 6.

Tabela 5 - Grupo de Amostras e Tratamentos Térmicos Realizados

Grupo	Quantidade de Amostras	Tratamento Térmico 1	Tratamento Térmico 2
A	3	Solubilização a 1100 °C por 1 hora	Envelhecimento a 650 °C por 2 horas
B	3	Solubilização a 1100 °C por 1 hora	Envelhecimento a 850 °C por 2 horas
C	1	Solubilização a 1100 °C por 1 hora	-

Fonte: Autoria Própria.

Tabela 6 - Ataques utilizados para microscopia óptica

Reagente	Tipo de Ataque	Tempo de Ataque	Justificativa	Amostras Atacadas
Vilella	Químico (Esfregar)	60 s	Observar os aspectos gerais da microestrutura	Como recebida e pós TT
Marble	Químico (Imersão)	20 s	Observar os aspectos gerais da microestrutura	Como recebida
KOH (10%)	Eletrolítico (2,5 V / 1 mA por cm ² de amostra)	40 s	Distinguir fases presentes	Como recebida
Ácido Oxálico (10%)	Eletrolítico (6 V / 1 mA por cm ² de amostra)	40 s	Identificar carbonetos e contornos de grão	Como recebida

Fonte: Autoria Própria.

Após os tratamentos térmicos as amostras foram novamente polidas, atacadas com reagente Vilella e analisadas utilizando o microscópio óptico Zeiss Axio Scope A1 equipado com uma câmera digital Zeiss AxioCam ERc 5S.

5.2 ENSAIO DE DESGASTE ABRASIVO

5.2.1 Construção e Teste Preliminar do Tribossistema

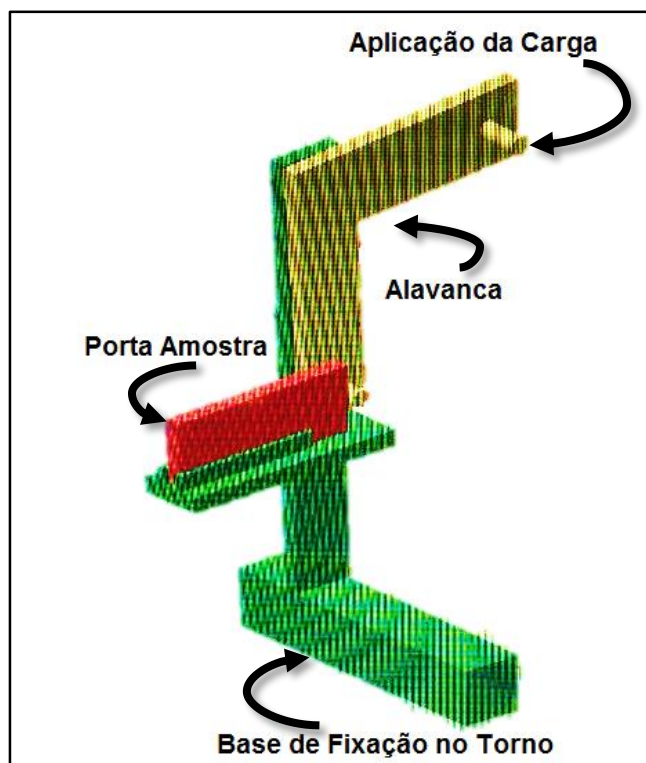
Para o ensaio de desgaste, desenvolveu-se um dispositivo do tipo pino sobre disco baseado na norma ASTM G99 (ASTM, 2017).

Em sua ideia inicial, o dispositivo consistia na adaptação de uma politriz para realizar a rotação controlada de uma superfície abrasiva (lixa de SiC), sobre a qual seria colocado um pino estacionário. Este pino, segurado por um porta amostra, seria pressionado contra o abrasivo pelo peso controlado de anilhas de ferro e o desgaste do material seria mensurado através da perda de massa do corpo de prova.

Devido às dificuldades em se controlar diversos parâmetros de ensaio como (i) integridade da superfície abrasiva, (ii) rotação do disco durante o ensaio, (iii) vibração do corpo de prova e (iv) inclinação do disco durante o ensaio; esta ideia foi descartada e iniciou-se um novo projeto com a adaptação de um torno mecânico IMOR PRN-520.

Para o uso do torno mecânico, idealizou-se um dispositivo capaz de prender a amostra e a pressionar perpendicularmente a um disco abrasivo. Este disco, preso a castanha, teria sua rotação controlada pelo torno e seria responsável por promover o desgaste do pino/amostra.

Ainda arquitetou-se uma alavanca em formato de L capaz de transmitir a carga para a amostra. E, por fim, para o controle desta carga aplicada foi realizado uma adaptação a uma célula de carga fixada à base do dispositivo. A Figura 20 apresenta um esboço da ideia central do dispositivo.

Figura 20 - Esboço do dispositivo a ser construído

Fonte: Autoria Própria.

Por fim, o equipamento foi testado pelo ensaio de desgaste abrasivo de um aço SAE 1045 com o intuito de analisar a ocorrência de vibrações, resistência mecânica do tribossistema em relação à carga aplicada, qualidade da superfície abrasiva e variação dos resultados de desgaste. As cargas utilizadas foram de 50 N e 10 N. Para o disco abrasivo, utilizou-se um rebolo de SiC do tipo RT FE 39C 120 K de 19 mm de espessura com rotação de 300 rpm e tempos de ensaio de 5 minutos.

As amostras foram pesadas em uma balança semi-analítica da marca Even, modelo BL320AB-BI, com precisão de 0,001 g.

5.2.2 Ensaio de Desgaste nas Amostras de Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C

Foram realizados três ensaios de desgaste das amostras da liga. O primeiro, comparou-se a resistência ao desgaste de duas amostras envelhecidas a 650 e 850 °C, em 300 rpm e carga de 10N. O segundo, assim como o primeiro, comparou-se a resistência ao desgaste de duas amostras envelhecidas, porém com áreas menores que as do ensaio 01. E, por fim, foi realizado um ensaio comparando-se as amostras solubilizada e envelhecida a 650 °C.

As amostras foram pesadas antes e após os ensaios e o desgaste foi avaliado através da perda de massa percentual e da razão entre a massa perdida e a distância percorrida pela amostra.

A Tabela 7 apresenta um panorama geral dos ensaios realizados e dos parâmetros utilizados para cada ensaio.

Tabela 7 - Parâmetros de Ensaio de Desgaste para as Ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C

Ensaio	Amostras	Carga	Rotação	Tempo de Ensaio	Distância Percorrida	Área
01	Grupo A	10 N	300 rpm	10 minutos	727,4 m	190 mm ²
	e					e
02	Grupo B	10 N	300 rpm	10 minutos	727,4 m	215 mm ²
	Grupo A					e
03	Grupo B	10 N	300 rpm	10 minutos	908,1 m	173 mm ²
	e					e
	Grupo C					255 mm ²

Fonte: Autoria Própria.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 DESENVOLVIMENTO DO TRIBOSSISTEMA

Iniciou-se a construção do dispositivo através de um protótipo em madeira capaz de pressionar um pequeno porta amostra perpendicularmente a um disco abrasivo. Após a construção e análise do protótipo, foi definido alguns parâmetros como: materiais a serem utilizados na construção do dispositivo final, altura do suporte do porta amostra, tamanho do porta amostra, modo de fixação da amostra e método de aplicação e verificação da carga de ensaio.

O dispositivo, Figura 21, foi então construído em aço e composto por duas partes (base e alavanca) que acopladas por um pivô fixo transferiam a força realizada por pesos verticais para um porta amostra horizontal.

Figura 21 - Tribossistema desenvolvido



Fonte: Autoria Própria.

O porta amostra, feito em tubo de aço, foi furado em duas de suas faces para a inserção de parafusos e fixação da amostra. Esta fixação realizada pelo aperto dos parafusos e de duas porcas comuns buscava garantir o alinhamento da amostra com o rebolo e evitar qualquer movimento do corpo de prova, como mostra a Figura 22.

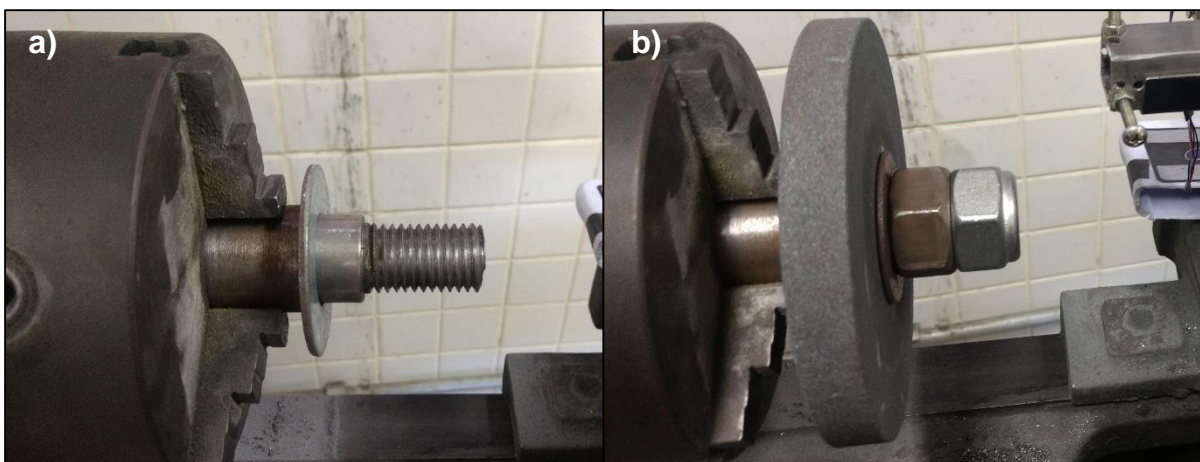
Figura 22 - Porta amostra com parafusos para fixação e alinhamento



Fonte: Autoria Própria.

Além da preparação da base e do braço do dispositivo, foi usinado um eixo para transferir a rotação do torno para o disco por simples acoplamento mecânico. O rebolo foi apoiado por duas arruelas, seguidas por uma porca comum e outra auto atarraxante, de forma que este se mantivesse fixo e alinhado durante o ensaio, como mostra a Figura 23.

Figura 23 – Sistema para movimentação do disco abrasivo. a) Eixo preso à castanha do torno para fixação do rebolo e b) Rebolo fixo no eixo de rotação



Fonte: Autoria Própria.

Por fim, a carga aplicada ao porta amostra foi medida antes de cada ensaio pela adaptação da célula de carga de uma balança, modelo B2077 da Jyaniu com precisão de 0,05 g e máxima carga de 10 kg. A célula, parafusada ao suporte lateral

media a força aplicada a uma de suas extremidades e informava o valor da massa através de um *display* (semelhante ao funcionamento de uma balança comum), conforme a Figura 24.

Assim, para o cálculo da força aplicada foi necessário o uso do Princípio Fundamental da Dinâmica, ou 2ª Lei de Newton, dada pela equação 7:

$$F = m \cdot a \quad (7)$$

Onde: F é a força resultante de todas as forças que atuam no corpo (N); m é a massa do objeto (kg) e; a é a aceleração do objeto.

Portanto, considerando que a massa mostrada pelo *display* era referente à força peso do braço mecânico e do objeto de referência, utilizou-se a aceleração gravitacional, $a = 9,807 \text{ m/s}^2$, para o cálculo da força resultante sobre a amostra.

A Figura 24 mostra a calibração do equipamento antes de um ensaio ser realizado. Durante os ensaios o porta amostra foi colocado na mesma posição que a célula de carga, para evitar qualquer variação da carga aplicada.

Figura 24 - Calibração da força para o ensaio de desgaste



Fonte: Autoria Própria.

6.1.1 Teste Preliminar do Tribossistema

O equipamento construído foi testado através do desgaste de amostras de aço SAE 1045. O experimento foi realizado em triplicata para garantir o funcionamento do tribossistema e avaliar seus aspectos gerais como vibração, qualidade do abrasivo, funcionamento do porta amostra e limitações de ensaio.

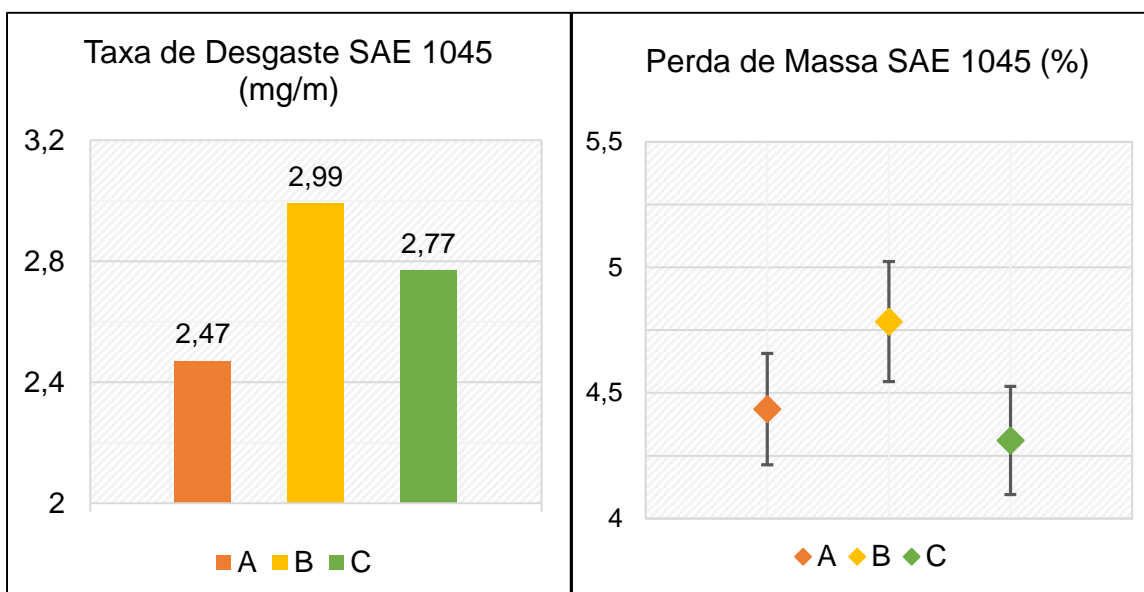
Inicialmente, utilizou-se uma velocidade de 300 rpm para o disco, tempo de ensaio de 5 minutos e carga de 50 N. Porém, devido a alta tensão durante o ensaio, o rebolo de SiC sofreu um desgaste acentuado e que poderia comprometer novas análises. Desta maneira, a carga aplicada foi então reduzida para 10 N e os ensaios repetidos na superfície oposta do rebolo. O caminho percorrido para as amostras de SAE 1045 foi calculado para um raio de 35,5 mm de acordo com a equação 8, tendo em sua distância final cerca de 335 m.

$$D.P = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot \omega \cdot t \quad (8)$$

Onde: D.P. é a distância percorrida (m), r é o raio do caminho de desgaste (m), ω é a velocidade angular utilizada (rpm) e t é o tempo (minutos).

A Figura 25 apresenta os resultados encontrados para o aço SAE 1045 durante o teste do sistema para cargas de 10 N.

Figura 25 - Taxa de desgaste (mg/m) e perda de massa (%) para o aço SAE 1045



Fonte: Autoria Própria.

É possível notar que os valores da taxa de desgaste sofrida pelo material foram próximos, tiveram média de 2,74 mg/m e amplitude de 0,52 mg/m.

Abordando-se o desgaste pela perda de massa percentual, percebe-se que o desgaste foi de cerca de 4,5% em relação a massa inicial do corpo de prova e que os intervalos de medida convergem para erros de 5%.

Em relação aos ensaios de maiores cargas e velocidade de rotação, foi possível observar movimento significativo da alavanca e desgaste excessivo das superfícies em contato. A Figura 26, apresenta a superfície do rebolo após o ensaio com carga de 50 N, onde se destaca o profundo desgaste do caminho percorrido pelas amostras.

Figura 26 - Rebolo com desgaste profundo após ensaio de 50 N



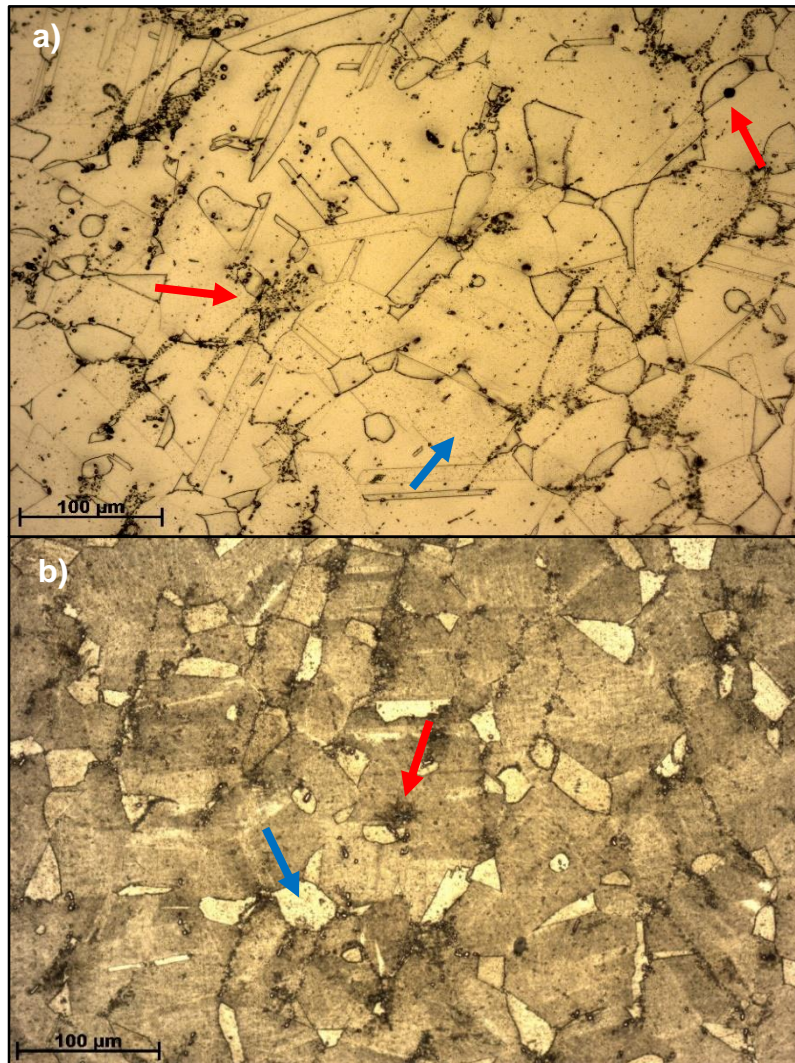
Setas vermelhas = caminho de desgaste acentuado.
Fonte: Autoria Própria.

6.2 ANÁLISE MICROSCÓPICA

6.2.1 Amostra Como Recebida

As micrografias da amostra como recebida (Figura 27) mostra que a liga de Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C é composta majoritariamente por uma matriz contínua de grãos austeníticos e precipitados. É possível distinguir na matriz alguns grãos de caráter menos nobre, evidenciados pela delimitação de seus contornos de grão, indicando maior susceptibilidade aos ataques metalográficos.

Figura 27 - Micrografia das amostras como recebida. Aumento de 200X e ataque com (a) reagente Vilella e (b) reagente Marble

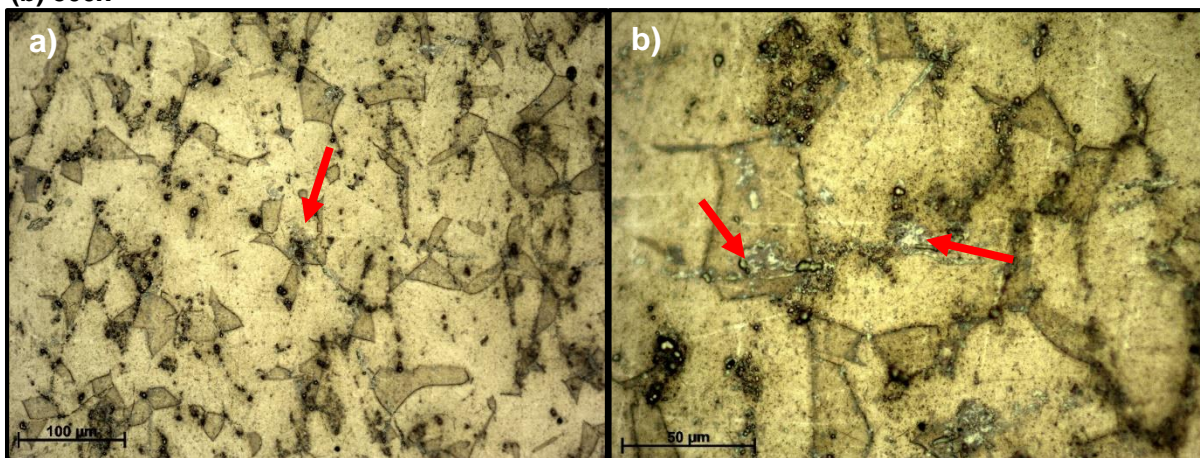


Setas Azuis: Austenita – Setas Vermelhas: Precipitados.
Fonte: Autoria Própria.

Os precipitados apresentam características típicas de carbonetos, dispersos pela matriz austenítica e nos contornos de grão. Ainda, há a presença de segunda fase precipitada, majoritariamente, próxima aos contornos de grão.

O ataque com reagente KOH 10%, Figura 28, mostra que dentre as fases secundárias precipitadas, há a presença de ferrita delta, caracterizada pela cor cinza de acordo com a norma ASTM E407 e indicada pelas setas vermelhas (ASTM, 2015).

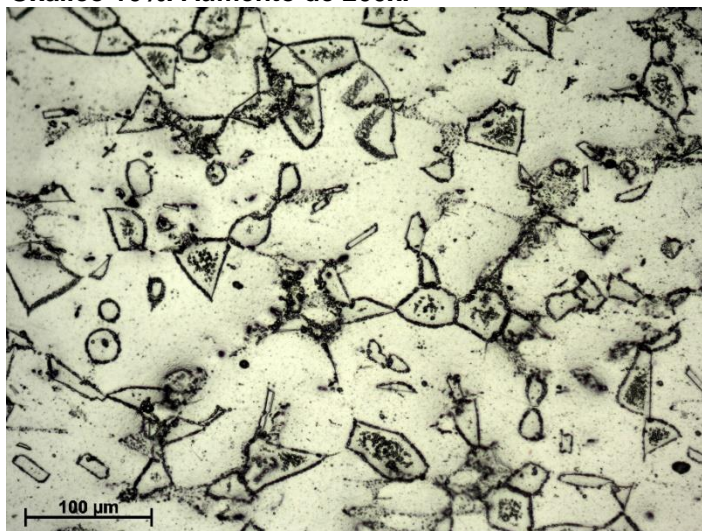
Figura 28 - Amostra como recebida. Ataque com Solução de KOH 10%. Aumento de (a) 200x e (b) 500x



Fonte: Autoria Própria.

Por fim, para melhor identificação da liga como recebida, realizou-se um ataque com Ácido Oxálico 10% onde foi possível delimitar ainda mais os contornos dos grãos isolados da matriz e identificar grande quantidade de carbonetos formados, como mostra a Figura 29.

Figura 29 - Amostra como recebida. Ataque com Ácido Oxálico 10%. Aumento de 200x.



Fonte: Autoria Própria.

Pelas micrografias realizadas na amostra recebida, nota-se que independente do reagente utilizado, a matriz austenítica não apresentou qualquer susceptibilidade aos ataques químicos/eletrolíticos. Além disto, nota-se que as partículas de segunda fase estão levemente direcionadas, indicando que foram submetidas a processo de laminação a quente e que a microestrutura apresentada não está completamente homogeneizada.

A transformação de estado sólido após fusão em aços austeníticos é um processo complexo envolvendo mecanismos difusivos, principalmente de elementos como cromo e níquel. Quando estas ligas são resfriadas após a fusão, a ferrita delta solidifica em um primeiro estado, para razões entre a quantidade de cromo equivalente² e níquel equivalente³ (Cr_{eq}/Ni_{eq}) variando de 1,48 a 1,95. Posteriormente, a ferrita solidificada se transforma em austenita e esta começa a crescer em quantidade e tamanho. Conforme os grãos austeníticos crescem, estes rejeitam Cr e recebem Ni, resultando em um enriquecimento de cromo e empobrecimento de níquel na ferrita formada (MA et al., 2007).

Devido à diminuição da temperatura durante o resfriamento, os mecanismos de difusão são limitados e a transformação da ferrita em austenita é incompleta, deixando ferrita vermicular ou em rede após o resfriamento. E, devido à rejeição de cromo pela austenita formada e à transformação incompleta da ferrita delta, em ligas com teores consideráveis de carbono pode haver a formação de carbonetos que também precipitarão na microestrutura final.

A razão Cr_{eq}/Ni_{eq} para a liga utilizada é de 1,74 de acordo com a fórmula de Hammar, onde $Cr_{eq} = Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti$ e $Ni_{eq} = Ni + 0,31Mn + 22C + 14,2N + Cu$; reforçando os indícios de uma estrutura não homogeneizada (BU et al., 2011).

6.2.2 Amostras Após Tratamentos Térmicos

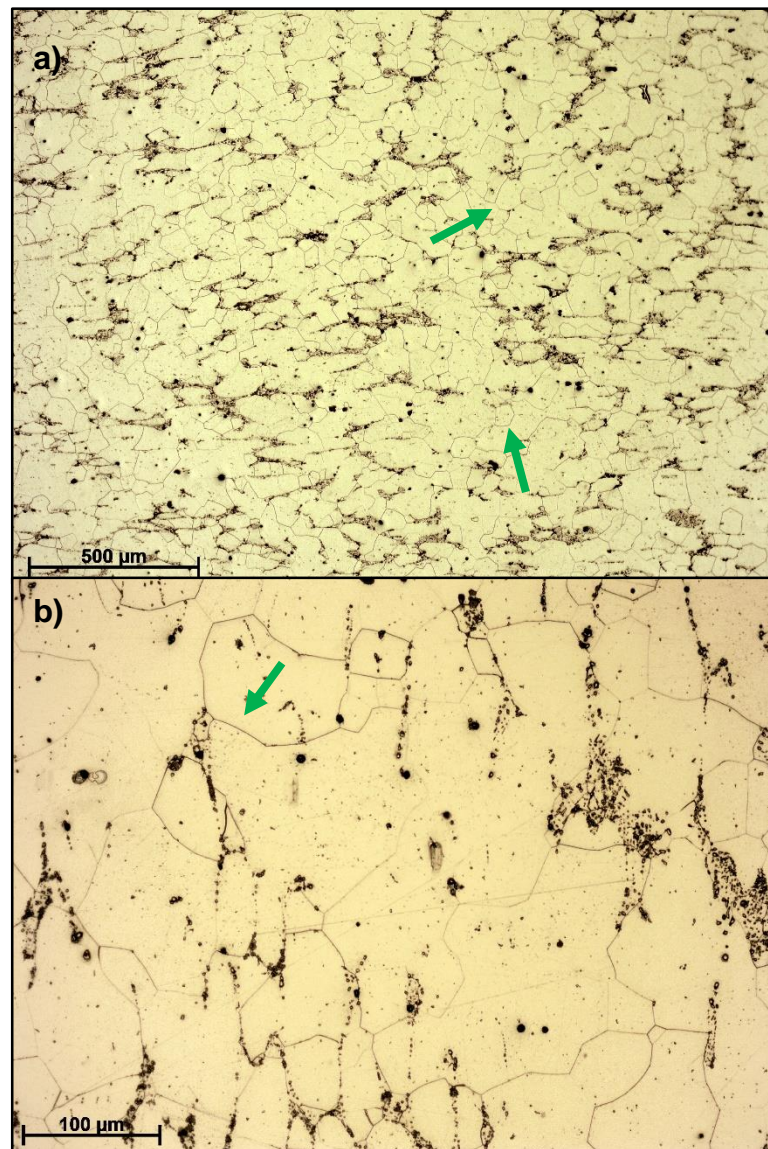
Após os tratamentos térmicos, as amostras apresentaram alterações quanto à microestrutura em relação à amostra como recebida, com grande destaque à matriz austenítica.

² Cromo equivalente: Soma ponderada dos elementos estabilizadores da estrutura CCC.

³ Níquel equivalente: Soma ponderada dos elementos estabilizadores da estrutura CFC.

Como pode ser visto na Figura 30, a amostra solubilizada, apesar da presença de partículas de segunda fase e uma fase massiva, apresentou em sua microestrutura melhor delimitação dos contornos de grão austeníticos (setas verdes) e uma matriz mais homogênea.

Figura 30 - Amostra após tratamento de solubilização. Ataque com reagente Vilella. Aumento de (a) 50x e (b) 200x.



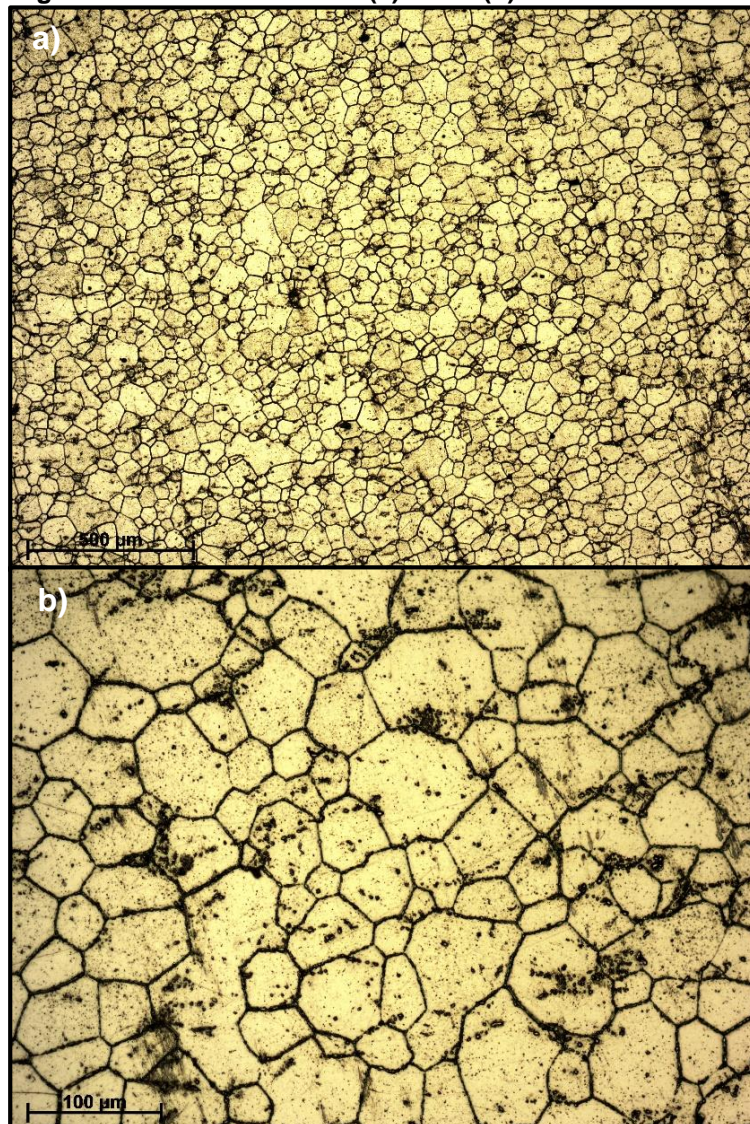
Fonte: Autoria Própria.

A presença de fase massiva para estas ligas é comum após tratamentos de 1100 °C devido ao equilíbrio termodinâmico presenciado entre as fases austenita e ferrita nesta temperatura (MOSTAFA et al., 2009; BU et al., 2011).

Além das amostras solubilizadas, as amostras dos grupos A e B apresentaram significativa diferença, tanto em relação à amostra recebida quanto entre si.

Ataques realizados com reagente Vilella em amostras envelhecidas a 650 °C, Figura 31, destacaram fortemente os contornos de grão e mostraram uma diminuição da fase massiva formada durante o processo de solidificação e homogeneização/solubilização. Esta mudança de morfologia é causada pela grande precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão e consequente diminuição de cromo na matriz austenítica, desestabilizando a ferrita delta. Desta forma, os tratamentos a 650 °C foram eficientes para a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão.

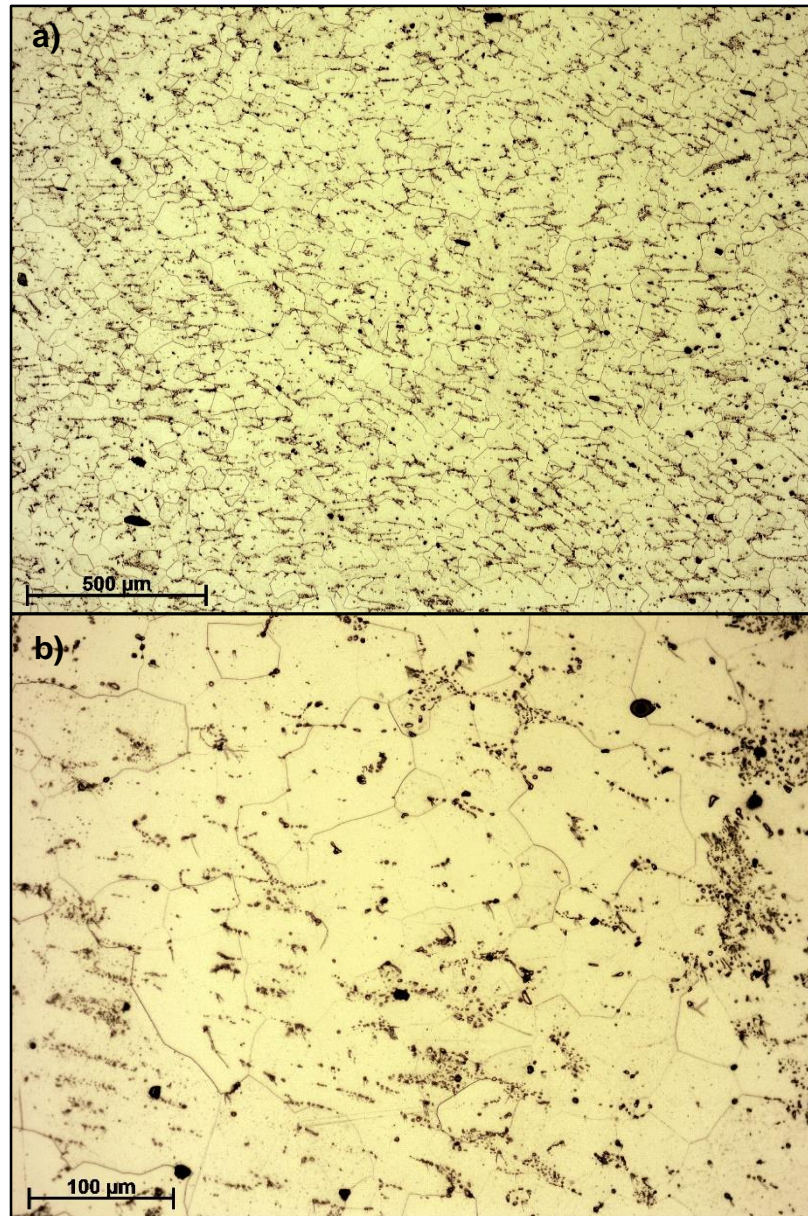
Figura 31 - Amostra envelhecida a 650 °C. Ataque com reagente Vilella. Aumento de (a) 50x e (b) 200x.



Fonte: Autoria Própria.

Por fim, a micrografia das amostras tratadas a 850 °C é mostrada na Figura 32. Diferente das amostras envelhecidas a 650 °C, a precipitação de NbC não ocorre majoritariamente nos contornos de grão, tendo carbonetos dispersos por toda matriz.

Figura 32 - Amostra envelhecida a 850 °C. Ataque com reagente Vilella. Aumento de (a) 50x e (b) 200x.



Fonte: Autoria Própria.

Pela micrografia apresentada, visualiza-se maior quantidade de partículas de segunda fase em relação à amostra solubilizada, trazendo indícios da precipitação de carbonetos de nióbio.

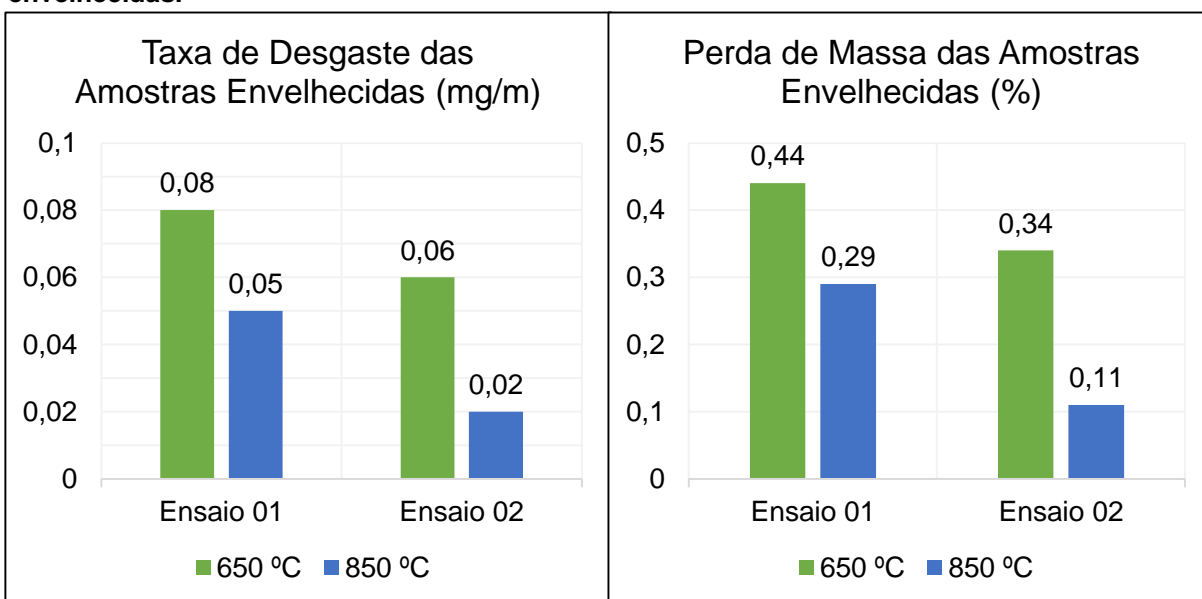
6.3 DESGASTE ABRASIVO

Devido à dificuldade encontrada para se manter as amostras do ensaio de desgaste alinhadas com o rebolo, estas foram presas ao porta amostra e submetidas a um pré-desgaste anterior a cada ensaio.

Esta etapa foi realizada até que toda a superfície da amostra ensaiada estivesse em contato com o rebolo, de forma a garantir uma taxa de desgaste homogênea. Após isso, a amostra foi pesada juntamente com o porta amostra para evitar qualquer desalinhamento e iniciou-se o ensaio de desgaste.

A Figura 33 apresenta os resultados para o primeiro e segundo ensaio.

Figura 33 - Taxa de Desgaste (mg/m) e Perda de Massa (%) para os ensaios das amostras envelhecidas.



Fonte: Autoria Própria.

Nota-se que as amostras envelhecidas a 850 °C (Grupo B) apresentaram maior resistência ao desgaste abrasivo que as amostras envelhecidas a 650 °C (Grupo A), independentemente do tamanho de amostra.

Relacionando os resultados encontrados, é possível aferir que as amostras do Grupo A apresentaram uma taxa de desgaste de 62,5% a 200% maior que o Grupo B para o tribossistema adotado.

Ainda, os resultados mostram-se coerentes com o trabalho de Silva et al. (2011), onde a taxa de desgaste, para ensaios do tipo pino sobre lixa, encontrada para ligas de Fe-Mn-Si-Cr-Ni apenas solubilizadas teve média de 0,12 mg/m.

Dado este fato, percebe-se que esta adição de nióbio além de potencializar o efeito de memória de forma e evitar a sensitização, como já discutido por outros autores, aumenta significativamente a resistência ao desgaste destas ligas (KAJIWARA et al., 2001; WANG et al., 2007).

Evidenciou-se também que o tamanho de amostra influi diretamente na resistência ao desgaste dos materiais associados ao tribossistema. Os resultados apresentados pela Figura 33 mostram que menores tamanhos de amostra (ensaio 02) produziram menores taxas de desgaste. Este fato, apesar de incomum, pode ser explicado pelas limitações do tribossistema adotado. Como a superfície abrasiva (rebolo) é composta por uma matriz vítrea, poros e partículas de SiC (Figura 34), supõe-se que sua estrutura não será homogênea durante todo ensaio, uma vez que a razão abrasivo/área para um mesmo caminho de desgaste não é constante em relação ao tempo. Portanto, com um maior tamanho de amostra, maior a probabilidade de ocorrer a interação amostra/abrasivo e, conseqüentemente, maiores serão os valores de desgaste.

Figura 34 - Micrografia da superfície do rebolo em campo escuro. Aumento de 50x.



Fonte: Autoria Própria.

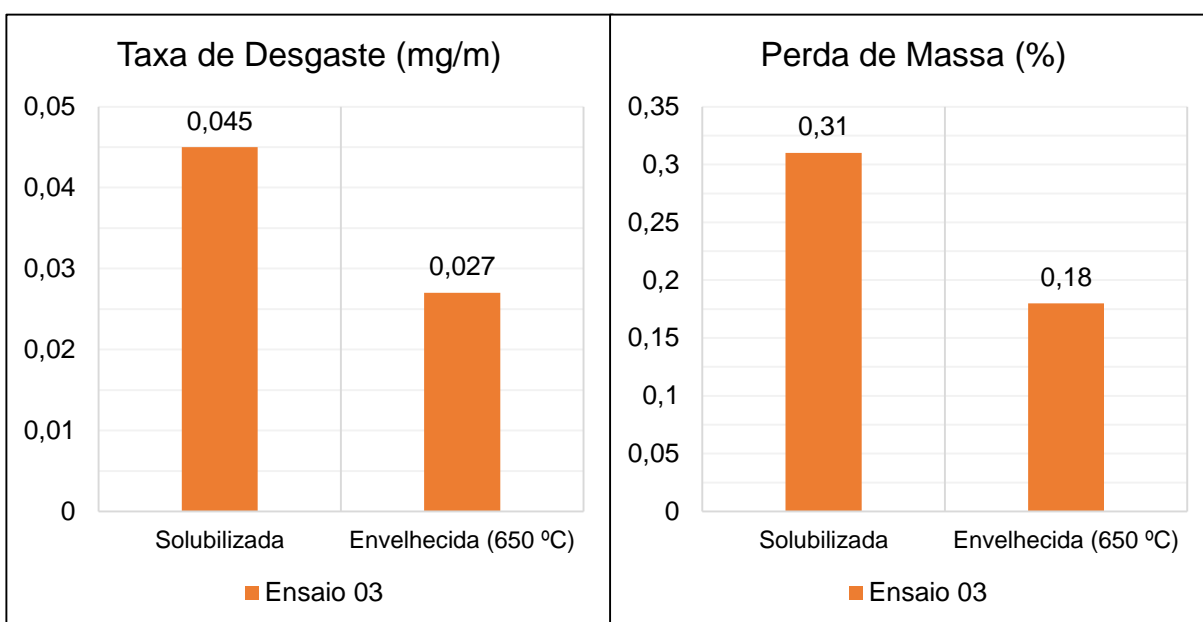
Para o ensaio 03, as amostras seguiram o mesmo padrão dos dois primeiros ensaios, sendo submetidas a um pré-desgaste para alinhamento e posterior ensaio.

Porém, durante o *setup* para o pré-desgaste, percebeu-se que o caminho utilizado para os ensaios anteriores continha marcas significativas de desgaste e material aderido no rebolo.

Com o intuito de se evitar resultados influenciados pelo caminho percorrido nos ensaios anteriores, o raio de ensaio foi alterado, assim como a distância percorrida e velocidade angular.

Os resultados para o ensaio 03 são ilustrados pela Figura 35.

Figura 35 - Taxa de Desgaste (mg/m) e Perda de Massa (%) para amostra solubilizada e envelhecida a 650 °C.

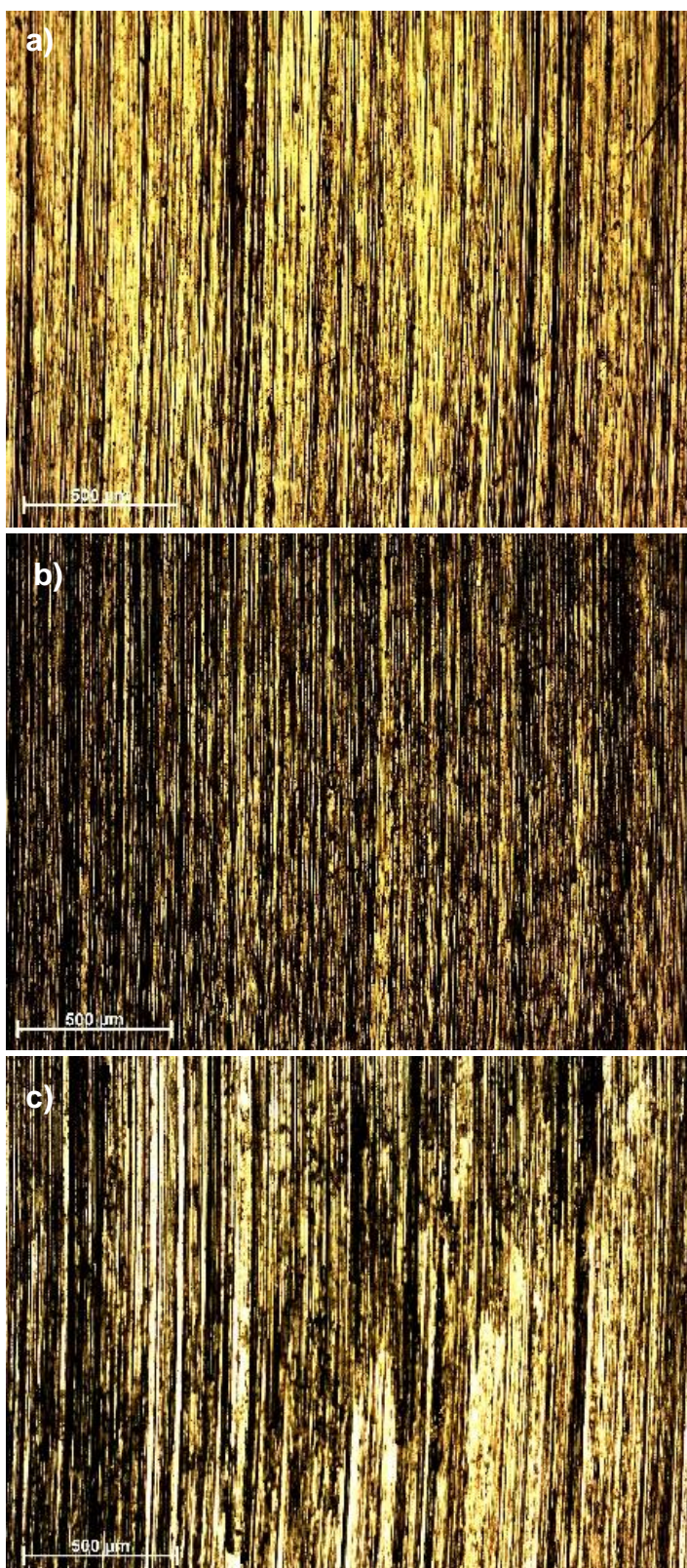


Fonte: Autoria Própria.

Os resultados mostram que a amostra solubilizada apresentou uma taxa de desgaste maior que a amostra envelhecida em 0,018 mg/m e maior perda de massa percentual. Resultados apresentados por Bu et al. (2011) assemelham-se ao ensaio 03 e comprovam que a precipitação de carbonetos de cromo aumenta a resistência ao desgaste das ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C devido a maior facilidade de indução da transformação martensítica e aumento de dureza da liga.

Por fim, as amostras foram analisadas no microscópio óptico após o desgaste, Figura 36, onde há fortes indícios (que podem ser comprovados através de análises futuras de MEV e/ou rugosidade da superfície) de que o mecanismo de desgaste abrasivo foi preferencialmente de microcorte/microsulcamento para todos os ensaios realizados.

Figura 36 - Micrografia após o ensaio de desgaste. Amostra (a) Solubilizada, (b) Envelhecida a 650 °C e (c) Envelhecida a 850 °C. Aumento de 50x.



Fonte: Autoria Própria.

7 CONCLUSÃO

Os resultados apresentados mostraram que os tratamentos de envelhecimento a 650°C e 850°C foram eficientes para a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão e para a precipitação de carbonetos do tipo NbC.

A precipitação destes carbonetos potencializou a resistência ao desgaste da liga estudada com forte dependência do tipo de carboneto precipitado. Amostras envelhecidas a 850 °C, com carbonetos de nióbio precipitados, apresentaram maior resistência ao desgaste do que as amostras tratadas a 650 °C.

Ainda, as micrografias após o desgaste mostraram grandes indícios de que o mecanismo experimentado para o tribossistema é o de microcorte, independente da estrutura formada durante os tratamentos térmicos.

A taxa de desgaste dos materiais pode ser avaliada pelo tribossistema construído, que apresentou resultados satisfatórios e condizentes com a literatura, porém apenas para baixas cargas de ensaio.

Por fim, o tamanho de amostra teve influência nos ensaios de desgaste, porém não foram significativas ao ponto de invalidar o estudo realizado.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Os conhecimentos adquiridos através deste Trabalho de Conclusão de Curso podem ser ampliados através de uma análise quantitativa da resistência ao desgaste abrasivo da liga Fe-16Mn-5,74Si-10,3Cr-4,73Ni-1,01Nb-0,11C e da total adequação do tribossistema a norma ASTM G99.

Desta forma, sugere-se uma análise mais criteriosa dos parâmetros de desgaste como tamanho de amostra, carga aplicada, materiais utilizados no tribossistema e velocidade de ensaio. Ainda, a substituição do rebolo de SiC por um disco de aço AISI 52100 para padronização em relação a norma, a inserção de um termopar no dispositivo para medição de temperatura e a adição de uma célula de carga lateral para análise instantânea da força de atrito, podem contribuir significativamente para as informações e dados retirados de um ensaio tribológico realizado pelo dispositivo.

Por fim, para melhor estudo da liga, sugere-se avaliação da microestrutura antes e após o ensaio de desgaste por técnicas de DRX, MEV e Perfilometria com o intuito de comprovar a composição e estrutura dos carbonetos formados e caracterizar o(s) mecanismo(s) de desgaste presente(s). Ainda, o uso de técnicas como calorimetria diferencial de varredura (DSC) podem ajudar na identificação das temperaturas A_i e A_f , associadas ao EMF e apontar se estas são alcançadas durante o ensaio de desgaste.

REFERÊNCIAS

ASTM. E407 – 07ε1: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. v. 1, n. November, p. 1–21, 2015.

ASTM. G99-17 - Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on- Disk Apparatus. v. 5, p. 1–6, 2017.

BHUSHAN, B. **Introduction to Tribology**. 2. ed. Columbus: John Wiley & Sons, Ltd, 2013.

BU, D. et al. Influence of ageing on wear resistance of an Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Ti-C shape memory alloy. **Materials and Design**, v. 32, n. 5, p. 2969–2973, 2011.

CALLISTER, WILLIAM D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CHENGXIN, L. et al. Analysis of wear resistance and its mechanism in an Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 438–440, n. SPEC. ISS., p. 804–807, 2006.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

DIAS, D. M. M. et al. **Caracterização de Ligas Inoxidáveis Fe-Mn-Si-Cr-Ni com Efeito Memória de Forma**. 21º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. **Anais...**Cuiabá: 2014

DONG, Z. et al. A novel Fe-Mn-Si shape memory alloy with improved shape recovery properties by VC precipitation. **Advanced Engineering Materials**, v. 11, n. 1–2, p. 40–44, 2009.

HODGSON, D. E.; WU, M. H.; BIERMANN, R. J. Shape Memory Alloys. In: **ASM Handbook - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. [s.l.] ASM International, 1990. v. 2p. 897–902.

KAJIWARA, S. et al. Development of Fe-Mn-Si based shape memory alloys with no necessity of “training”. **Le Journal de Physique IV**, v. 11, n. PR8, p. Pr8-199-Pr8-204, 2001.

LIU, Y. et al. Influence of aging on shape memory effect and corrosion resistance of a new Fe–Mn–Si-based alloy. **Journal of Materials Research**, v. 29, n. 23, p. 2809–2816, 2014.

MA, J. C. et al. Microstructural evolution in AISI 304 stainless steel during directional solidification and subsequent solid-state transformation. **Materials Science and Engineering A**, v. 444, n. 1–2, p. 64–68, 2007.

MOSTAFA, K. M. et al. Influence of carbon on the microstructure of a Fe-Mn-Si-Cr-Ni Alloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 18, n. 5–6, p. 575–581, 2009.

MURRAY, C. **ASTM G99 Tip ' s Perspective Continuous Wear Contact**. Irvine: [s.n.].

NEALE, M. J. **The Tribology Handbook**. 2. ed. Farnham: Elsevier Butterworth-Heinemann, 1995.

OTSUKA, H. et al. Effects of alloying additions on Fe-Mn-Si shape memory alloys. **ISIJ International**, v. 30, n. 8, p. 674–679, 1990.

OTUBO, J.; SILVA, C. E. DA. **CARACTERIZAÇÃO DO MECANISMO DE DESGASTE ABRASIVO PRESENTE EM LIGAS INOXIDÁVEIS Fe-Mn-Si-Cr-Ni COM EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA – Parte 1: INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO**. VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. **Anais...**Campina Grande: 2010a

OTUBO, J.; SILVA, C. E. DA. **CARACTERIZAÇÃO DO MECANISMO DE DESGASTE ABRASIVO PRESENTE EM LIGAS INOXIDÁVEIS Fe-Mn-Si-Cr-Ni COM EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA – Parte 2: INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E EVOLUÇÃO DA TAXA DE DESGASTE**. VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. **Anais...**Campina Grande: 2010b

PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L.; RIOS, P. R. Annealing of Cold-worked Austenitic Stainless Steels. **ISIJ International**, v. 43, n. 2, p. 135–143, 2003.

RONG, L. J.; LI, Y. Y.; SHI, C. X. Improvement of shape memory effect in an Fe-Mn-Si alloy by prestraining of austenite. **Materials Letters**, v. 21, n. September, p. 395–397, 1994.

ROVERE, C. A. D. **Caracterização da resistência à corrosão de ligas inoxidáveis Fe-Mn-Si-Cr-Ni-(Co) com efeito de memória de forma**. São Carlos: Universidade Federal de São Carlos, 2011.

SAKAMOTO, H. Distinction between Thermal and Stress-Induced Martensitic Transformations and Inhomogeneity in Internal Stress. **Materials Transactions**, v. 43, n. 9, p. 2249–2255, 2002.

SATO, A. et al. Shape memory effect in $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$ transformation in Fe-30Mn-1Si alloy single crystals. **Acta Metallurgica**, v. 30, n. 6, p. 1177–1183, 1982.

SATO, A.; KUBO, H.; MARUYAMA, T. Mechanical Properties of Fe-Mn-Si Based SMA and the Application. **Materials Transactions**, v. 47, n. 3, p. 571–579, 2006.

SAWAGUCHI, T. et al. Design Concept and Applications of Fe–Mn–Si-Based Alloys—from Shape-Memory to Seismic Response Control. **Materials Transactions**, v. 57, n. 3, p. 283–293, 2016.

SI, H. et al. Wear resistance of austenitic steel Fe-17Mn-6Si-0.3C with high silicon and high manganese. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 27, n. 2, p. 352–358, 2014.

SILVA, A. L. V. DA C. E 1953-; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2006.

SILVA, C. E. DA; BERNARDI, H. H.; OTUBO, J. Abrasive wear of Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory stainless steel: Preliminary results. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 20, n. 4–5, p. 679–683, 2011.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. Adhesion and Adhesive Wear. In: **Engineering Tribology**. 4. ed. [s.l.] Elsevier Butterworth-Heinemann, 2014a. p. 577–596.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. Abrasive, Erosive and Cavitation Wear. In: **Engineering Tribology**. 4. ed. [s.l.] Elsevier Butterworth-Heinemann, 2014b. p. 525–576.

STOECKEL, D. The Shape Memory Effect - Phenomenon, Alloys, and Applications. **Shape Memory Alloys for Power Systems EPRI**, p. 1–13, 1995.

TAVARES, S. S. M. et al. Influência Dos Tratamentos Térmicos De Estabilização E Solubilização Na Resistência À Corrosão Intergranular Do Aço Inoxidável Aisi 347 Fundido. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 4, n. 3, p. 18–22, 2008.

WANG, S. H. et al. Improvement of shape memory effect in an Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Nb-C alloy by NbC precipitated through ageing after pre-deformation. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 437, n. 1–2, p. 208–210, 2007.

WEN, Y. H. et al. Principle and realization of improving shape memory effect in Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloy through aligned precipitations of second-phase particles. **Acta Materialia**, v. 55, n. 19, p. 6526–6534, 2007.

WEN, Y. H. et al. Remarkable improvement of shape memory effect in an Fe-Mn-Si-Cr-Ni-C alloy through controlling precipitation direction of Cr₂₃C₆. **Materials Science and Engineering A**, v. 474, n. 1–2, p. 60–63, 2008.

WILLIAMS, J. A. The Laboratory Simulation of Abrasive Wear. **Tribotest journal**, n. March, p. 267–306, 1997.

YANG, S. et al. Effects of Ageing with Electric Pulse Treatment on Shape Memory Effect and Precipitation of Cr₂₃C₆ Carbide in a Pre-deformed Fe-Mn-Si-Cr-Ni-C Alloy. **Rare Metal Materials and Engineering**, v. 42, n. 2, p. 238–242, 2013.

YE, J. et al. Wear characteristics of a new type austenitic stainless steel. **Journal of Materials Science**, v. 45, n. 3, p. 701–705, 2010.