

DESENVOLVIMENTO DE LIGA DE FERRO BRANCO ASTM A532 CLASSE I TIPO D COM ADIÇÃO DE NIÓBIO RESISTENTE AO DESGASTE ABRASIVO

Cristian Braga Ferreira¹
Orlando Preti²
Kassim Shamil Fadhil Al Rubaie³

RESUMO

Tendo em vista a constante evolução tecnológica do setor de máquinas e equipamentos e a demanda por soluções que viabilizem sua produtividade, tornando-os mais eficientes, deve-se considerar, nesse contexto, o desgaste por abrasão, pois tem um papel importante uma vez que as peças e partes desses equipamentos têm contato direto com o solo. Assim, este projeto visa a desenvolver de uma liga em ferro branco para utilização em peças e partes de máquinas e equipamentos resistentes à abrasividade no intuito de obter um melhor resultado em relação às ligas utilizadas atualmente. Neste projeto, desenvolveu-se a composição química para a obtenção de corpos de prova através dos processos de fundição, tratamento térmico e análises laboratoriais dos dados obtidos sobre as amostras. Com a obtenção de uma liga com propriedades mecânicas apresentando resultados acima da atual, vislumbra-se agregar valor ao produto final, minimizando o tempo de parada do equipamento para substituição devido ao desgaste, e, com o prolongamento da vida útil, minimizar o impacto ambiental devido aos processos de obtenção e, assim, buscar melhoria contínua em relação à pesquisa e desenvolvimento de novos produtos.

PALAVRAS-CHAVE: Desgaste Abrasivo. Ferro Fundido Branco. Ni-Hard. Nióbio.

1. Mestre, e-mail: cristianbferreira@gmail.com
2. Doutor, e-mail: orlpreti@gmail.com
3. Doutor, e-mail: kassim.alrubaie@sociesc.com.br

1 INTRODUÇÃO

Elementos de ligas e tratamentos térmicos em ferros fundidos apresentam microestruturas e propriedades mecânicas que ampliam o campo de aplicações industriais, como no desenvolvimento de máquinas, equipamentos e/ou peças que necessitam de uma melhor relação custo-benefício quanto aos componentes empregados (SANTOS; BRANCO, 1989; CHIAVERINI, 2008).

No setor agrícola, o desgaste por abrasão é um fator importante a ser controlado, em virtude das peças e/ou partes dos equipamentos terem contato direto com o solo, implicando em paradas prolongadas para a substituição, baixo custo-benefício dos materiais de desgaste, risco de acidentes devido à dificuldade de manutenção e impacto ambiental, gerando elevada demanda de extração de minérios e energia para fabricar novas peças (GADANHA Jr. *et al.*, 1991; REIS; FORCELLINI, 2002).

Dessa forma, as ligas de ferro fundido branco apresentam boa resistência ao desgaste abrasivo e ocupam parte do mercado industrial em componentes para a mineração, como mandíbulas, grelhas, placas de revestimento; para a agricultura, em tratores, colheitadeiras, plantadeiras; e demais equipamentos para a indústria de diversos setores (SILVA, 2007).

Assim, entre os ferros fundidos brancos ligados ao cromo-níquel, estudou-se a liga de Ferro Branco Classe I, tipo D (Ni-Hard 4), que apresenta boa resistência ao desgaste abrasivo e resistência ao impacto em relação às demais ligas de Ferro Fundido Branco da Classe I (ASTM A532, 2014).

A liga Ni-Hard 4, no estado bruto de fusão, apresenta microestrutura e propriedades mecânicas

de dureza e de desgaste abrasivo que podem ser melhoradas com a adição de nióbio (Nb) e tratamento térmico do tipo têmpera mais revenido. Verifica-se a importância da adição de nióbio na microestrutura de diversos tipos de ligas ferrosas, melhorando as propriedades mecânicas de forma significativa, evidenciando a formação de carboneto de nióbio (NbC) de alta dureza e melhora na resistência ao desgaste (FARAH, 1997; GUESSER; GUEDES, 1997; SILVA, 2004; NYLÉN, 2007; PÉRES; GAS; MAUGIS, 2007; SOUZA, 2012).

De acordo com a norma ASTM A532 (2014), selecionou-se a liga Ni-Hard 4 (Classe I – Tipo D) e estudou-se o efeito de adições crescentes de Nb (0,00; 1,00 e 2,50 % Nb) na resistência ao desgaste abrasivo para uso em componentes de equipamentos agrícolas, mineração, entre outros.

As amostras foram obtidas pelo processo de fundição, em que foram produzidos moldes pelo processo de cura a frio (fenol uretânico) com auxílio de modelos das amostras em madeira e emplacados, num total de 10 amostras por molde.

A fusão foi realizada em forno de indução, da marca Indutherm, capacidade de 380 kg de carga líquida, com refratário sílico-aluminoso. Com a composição química definida e a temperatura controlada, procedeu-se o vazamento dos moldes, sendo a temperatura do metal líquido de vazamento de 1420 ± 10 °C. As amostras permaneceram por 24 horas no molde, com posterior desmoldagem, limpeza, quebra de canal e rebarbação.

Para cada condição de adição de Nb, foram selecionadas 5 (entre 15) amostras, que foram

mantidas no estado bruto de fundição, e outras 5 amostras (entre 15) que foram encaminhadas para tratamento térmico de têmpera e revenido, perfazendo um total de 30 amostras, as quais, posteriormente, passaram pelos ensaios de composição química por meio do espectro de emissão de luz, dureza, metalografia e desgaste abrasivo tipo roda de borracha.

Os resultados obtidos com a adição de Nb na liga Ni-Hard 4 incluíram desde a formação de NbC, o refinamento dos carbonetos eutéticos e de cromo, até o aumento do valor da dureza e melhora na propriedade de desgaste abrasivo, através dos ensaios realizados.

2 DESENVOLVIMENTO

Neste trabalho, estudou-se, entre os ferros fundidos brancos ligados ao cromo-níquel, a liga de Ferro Branco Classe I, tipo D (Ni-Hard 4), que apresenta boa resistência ao desgaste abrasivo e resistência ao impacto em relação às demais ligas de Ferro Fundido Branco da Classe I, (ASTM A532, 2014).

A ANÁLISE DA LIGA DE FERRO FUNDIDO BRANCO (3,0 % C, 17,0 % CR, 0,85 % MN, 0,7 % NI, 0,90 % MO, 0,6 % SI) ACRESCIDA DE 0,06 % A 3,0 % Nb INDICA QUE A ADIÇÃO DE Nb CONTRIBUI PARA A MELHORA DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE E DA RESISTÊNCIA À FRATURA DINÂMICA. A LIGA COM 3,0 % Nb APRESENTOU APROXIMADAMENTE 30 % A MAIS DE RESISTÊNCIA À FRATURA DINÂMICA E RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO EM RELAÇÃO À LIGA À BASE DE FERRO, CROMO E CARBONO (Fe-Cr-C) (FILIPOVIC *ET AL.*, 2013).

O desgaste abrasivo tem especial importância nas atividades estratégicas, como a agrícolas, de transporte e de mineração. Assim, os ferros fundidos brancos são utilizados basicamente em peças que são solicitadas ao desgaste abrasivo devido à presença de carbonetos na microestrutura, sendo tais ferros aplicados nas industriais de mineração, equipamentos para movimentação de terra, plantas siderúrgicas, entre outras (SINATORA, 2005; PRETI, 2004; SANTOS; BRANCO, 1989).

Os ferros fundidos brancos contêm basicamente Fe-Cr-C, caracterizando-se por apresentar uma reação eutética durante a solidificação (SANTOS; BRANCO, 1989), formando uma matriz austenítica com carbonetos de cromo ($M_3C, M_7C_3, M_{26}C_6$); quando não se adiciona o cromo (Cr) e mantém-se o silício (Si) em baixos teores (menor que 0,6% Si), o carboneto formado é a cementita (Fe_3C) (ROSÁRIO, 2012).

A norma ASTM A532 (2014) apresenta a composição química de ferros fundidos brancos resistentes à abrasão dividindo-se em três classes: Classe I) ferros brancos ligados ao níquel-cromo, ou Ni-Hard (designação comercial); Classe II) ferros brancos ligados ao cromo e ao molibdênio; e, por último, Classe III) ferros brancos de alto cromo, conforme mostra a Tabela 1.

Tabela 1: Composição Química do Ferro Fundido Branco

Classe:	Tipo:	Designação	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	Cu(%)	P (%)	S (%)
I	A	Ni-Cr-Hc	2,8-3,6	2,0 máx.	0,8 máx.	3,3-5,0	1,4-4,0	1,0 máx.	0,3 máx.	0,15 máx.
I	B	Ni-Cr-Lc	2,4-3,0	2,0 máx.	0,8 máx.	3,3-5,0	1,4-4,0	1,0 máx.	0,3 máx.	0,15 máx.
I	C	Ni-Cr-GB	2,5-3,7	2,0 máx.	0,8 máx.	4,0 máx.	1,0-2,5	1,0 máx.	0,3 máx.	0,15 máx.
I	D	Hi-HiCr	2,5-3,6	2,0 máx.	2,0 máx.	4,5-7,0	7,0-11,0	1,5 máx.	0,1 máx.	0,15 máx.
II	A	12% Cr	2,0-3,3	2,0 máx.	1,5 máx.	2,5 máx.	11,0-14,0	3,0 máx.	1,2 máx.	0,1 máx.	0,6 máx.
II	B	15% Cr-Mo	2,0-3,3	2,0 máx.	1,5 máx.	2,5 máx.	14,0-18,0	3,0 máx.	1,2 máx.	0,1 máx.	0,6 máx.
II	D	20% Cr-Mo	2,0-3,3	2,0 máx.	1,0-2,2	2,5 máx.	18,0-23,0	3,0 máx.	1,2 máx.	0,1 máx.	0,6 máx.
II	A	25% Cr	2,0-3,3	2,0 máx.	1,5 máx.	2,5 máx.	23,0-30,0	3,0 máx.	1,2 máx.	0,1 máx.	0,6 máx.

Fonte: Norma ASTM A532 (2014)

UMA ALTERNATIVA PARA MELHORAR A TENACIDADE DE UM FERRO FUNDIDO BRANCO COM UMA COMPOSIÇÃO QUÍMICA ESPECÍFICA É MUDAR A MATRIZ. OUTRA ALTERNATIVA É ALTERAR O TIPO E A MORFOLOGIA DOS CARBONETOS, COM ADIÇÃO DE DIFERENTES ELEMENTOS FORMADORES DE CARBONETO, TAIS COMO TITÂNIO (Ti), VANÁDIO (V), NIÓBIO (Nb), MOLIBDÊNIO (Mo) E TUNGSTÊNIO (W), AFETANDO A COMPOSIÇÃO E A DISPERSÃO DAS FASES DO CARBONETO (HOU; HUANG; WANG, 2009).

2.1 Caracterização da pesquisa

Desenvolveu-se uma pesquisa exploratória de abordagem quantitativa, obtendo-se as amostras pelo processo de fundição, usinagem, tratamento térmico e realizando-se ensaios de caracterização da composição química, microestrutura, propriedade de dureza Rockwell C (ABNT/NBR 6671) e Vickers (ASTM E92) e de desgaste abrasivo tipo roda de borracha (ASTM G65).

O desenvolvimento experimental, que envolveu a obtenção das amostras brutas de fundição, usinagem e tratamento térmico, ocorreu em condições industriais. No caso dos ensaios laboratoriais (composição química, dureza, microestrutura e desgaste abrasivo), em ambos os processos, foram utilizados os equipamentos listados na Tabela 2.

Tabela 2: Equipamentos empregados no desenvolvimento experimental

Etapas (Processo / Ensaio)		Equipamento	Observação
Modelação		Modelo emplacado	12 amostras empacados em madeira.
Moldagem Cura a Frio		Misturador Contínuo tipo Vick	0,5 % de resina fenólica uretânica (Parte I e II) sobre o peso da areia de sílica com granulometria 74 AFS e 5 % de catalisador sobre a resina parte I.
Fusão		Forno a indução - Inductotherm	Forno de média frequência com capacidade para 380 Kg de Fe líquido, refratário sílico-aluminoso.
Análise química		Espectrômetro de emissão óptica Spectromax - Spectro.	Análise a partir de moeda coquilhada obtida no vazamento.
Usinagem	Corte	Policorte Dewalt D8720, 14", 2200 Watts	Corte e extração das 10 amostras por molde.
	Fresamento	Centro de Usinagem	Fresamento das amostras
	Retífica	Retífica Plana	Retífica das amostras
Tratamento Térmico	Têmpera	Forno Elétrico	Forno elétrico c/ resistências em ambos os lados do forno e na parte superior e inferior
	Revenimento	Forno Elétrico	Forno elétrico c/ resistências em ambos os lados do forno e na parte superior e inferior
Caracterização Microestrutural		Microscópio óptico Olympus BX-51	Observação e captura de imagens
		Software Digimet plus 5G - MIPS Sistemas Ltda	Análise metalográfica
Dureza	Macro dureza (HRC)	Durômetro Wolpert	10 indentações - carga = 150 kgf indentador de diamante cônico 120"
	Macro dureza (HV)	Durômetro Mitutoyo - modelo HV112	10 indentações - carga = 100 kgf indentador de diamante piramidal 136"
Perda de Massa Tipo Roda de Borracha	Limpeza	Vibrador ultrassônico - SOLOTEST	Com álcool absoluto
	Secagem	Estufa Nova Era 400/1ND	Secagem a 100°C por 60 minutos
	Pesagem	Balança analítica AUY 220 Shimadzu	Capacidade: 220 g Leitura: 0,1 mg (0,001g)
	Ensaio de desgaste	Abrasômetro - Roda de Borracha	Velocidade = 1,4 m/s, tempo = 30 minutos e número de rotações = 6000

Fonte: Dos autores (2019)

A escolha da liga Ni-Hard 4 para este estudo sobre adição de Nb deveu-se ao fato de a liga apresentar carbonetos (M_7C_3) típicos de ligas da norma ASTM das Classes II e III, com os M_7C_3 sendo mais duros e descontínuos, deixando a liga mais dura e mais tenaz do que os carbonetos da liga ASTM A532 Classe I.

A escolha do uso do elemento Nb como elemento de liga para este estudo foi por sua característica de formar NbC em temperaturas mais altas do que a dos carbonetos de cromo (M_7C_3 e M_3C), com densidade próxima à da

liga Ni-Hard 4, possibilitando que as partículas de NbC se distribuam de forma randômica na microestrutura, principalmente na matriz, que atuará como reforço para aumento da resistência ao desgaste abrasivo da liga Ni-Hard 4.

A Tabela 3 mostra a composição química da liga segundo a norma ASTM A532 Classe I Tipo D (Ni-hard 4), sendo a identificação da liga 1 utilizada para as amostras sem a adição de Nb; a liga 2 é a liga Ni-Hard 4 com adição de 1,0 % Nb; e a liga 3 é a liga Ni-Hard 4 com adição de 2,5 % Nb.

Tabela 3: Composição química especificada das amostras da liga Ni-Hard 4 sem e com Nb

Liga	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Cr/C
Ni Hard 4	2,50 - 3,60	2,0*	2,0*	0,10*	0,15*	7,0 - 11,0	4,5 - 7,0	1,5*	0,00	1,9 - 4,4
1	2,95 - 3,15	1,40 - 1,60	0,60 - 0,80	0,10*	0,15*	9,0 - 11,0	5,0 - 6,0	0,30 - 0,40	0,00	2,9 - 3,7
2	2,95 - 3,15	1,40 - 1,60	0,60 - 0,80	0,10*	0,15*	9,0 - 11,0	5,0 - 6,0	0,30 - 0,40	1,00	2,9 - 3,7
3	2,95 - 3,15	1,40 - 1,60	0,60 - 0,80	0,10*	0,15*	9,0 - 11,0	5,0 - 6,0	0,30 - 0,40	2,50	2,9 - 3,7

Valores % massa; * valores máximos

Fonte: Dos autores (2019)

2.2 Obtenção das amostras

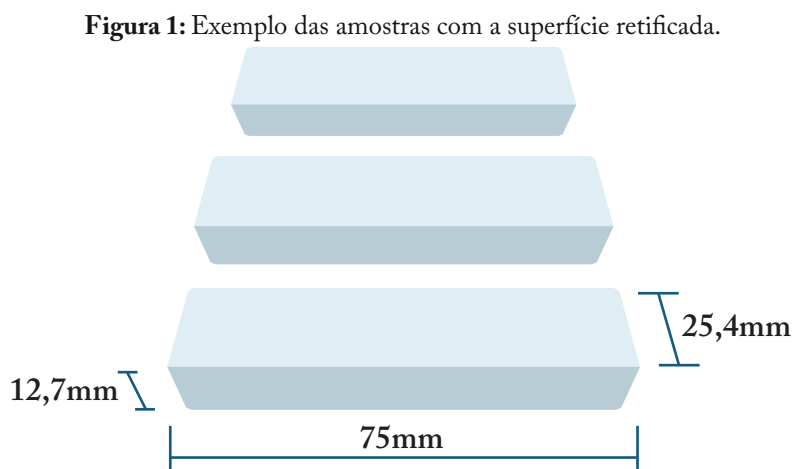
Este estudo fez uso de amostras para ensaio de abrasão tipo roda de borracha, sob desgaste abrasivo a 3 corpos, de acordo com a norma ASTM G 65 (2010), com dimensões de 12,7 x 25,4 x 75,0 mm.

A partir de 10 modelos emplantados em madeira, com as dimensões das amostras para o ensaio de desgaste abrasivo tipo roda de borracha, juntamente com o sistema de alimentação e enchimento, produziram-se seis (6) moldes no processo de cura a frio, com mistura de areia de sílica 74 AFS, aglomerada com resina fenólica uretânica e adição de catalizador, com o auxílio de misturador do tipo contínuo marca Gevitev, modelo Turbo-4 (Tabela 2).

A liga Ni-Hard 4 (Tabela 3) foi fundida em forno elétrico de indução da marca Inductotherm com potência de 300 kw, frequência de 1200 Hz, tensão de 380 volts CA e capacidade do cadinho de 380 kg de ferro líquido (Figura 21). Foi fundida uma carga de 350 kg, sendo a matéria prima composta de retorno de liga de ferro fundido branco, sucata de aço, FeCr, carburante, FeNi e FeNb.

As amostras foram extraídas dos moldes (desmoldadas) 24 horas após o vazamento, sendo então submetidas aos processos de jateamento com jato de granalha de aço do fabricante Pressenge tipo Batch e rebarbação em moto esmeril Jowa (MEB-18), e em seguida enca-minhadas para a usinagem.

No setor de usinagem, foram selecionadas 10 amostras de cada liga (ligas 1, 2 e 3) e realizou-se o processo de fresamento (Romi D 1000AP Direct Drive) e de retífica (FerroMat tipo Plana, Modelo RAPH 845-E) das duas faces planas, onde foram realizados os ensaios, conforme mostra a Figura 1.



Fonte: Dos autores (2019)

Nas cinco amostras de cada liga (ligas 1, 2 e 3), realizou-se o tratamento térmico de têmpera mais revenido. As amostras foram dispostas de forma ordenada e equidistante entre si, no interior do forno elétrico tipo mufla (dimensões internas de 700 mm de comprimento, 500 mm de largura e 400 mm de altura), de fabricação interna da empresa Tupytec, com atmosfera não controlada.

As amostras foram pré-aquecidas, com uma taxa de aquecimento de 288 °C/h até a temperatura de 720 °C, com permanência de 2,50 horas. Em seguida, foram aquecidas com uma taxa de aquecimento de 130 °C/h para a temperatura de 850 °C e mantidas por 5,0 horas. Desligou-se o forno e ali foram mantidas as amostras para resfriamento até a temperatura de 450 °C, com taxa de resfriamento de 27,5 °C/h, perfazendo um tempo de 20 horas, momento em que foram retiradas as amostras do forno e resfriadas ao ar calmo até a temperatura ambiente (~25 °C).

Com base nos estudos de Kassim e Pohl (2014), após temperadas as amostras, procedeu-se o

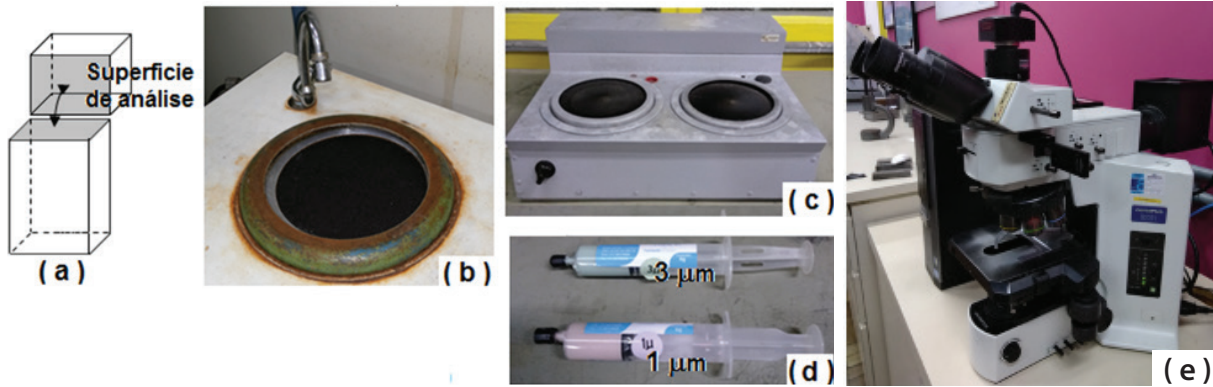
tratamento térmico de revenido no mesmo forno mufla em que foi realizada a têmpera. O forno foi aquecido à temperatura de 280±10 °C, onde foram introduzidas as amostras, lá permanecendo por três (3) horas, com posterior resfriamento ao ar calmo.

2.3 Ensaio microestrutural

O ensaio de análise microestrutural foi realizado em uma amostra de cada uma das ligas (1, 2 e 3), na condição sem e com tratamento térmico de têmpera mais revenido.

As amostras passaram pelo processo de corte transversal (Figura 2-a) com equipamento denominado Cut-off (um disco de corte); lixamento com lixas d'água, na sequência de 50, 120, 240, 400, 600 e 1200 mesh (de acordo com a norma ASTM A247) com uso de lixadeira metalográfica (Figura 2-b); polimento em politriz metalográfica (Figura 2-c) com feltro Bueller e pasta de diamante de 3 e 1 μm (Figura 2-d).

Figura 2: a) Esquema amostra cortada; b) Lixadeira; c) Politriz metalográfica; d) Pasta diamantada e) Microscópio óptico



Fonte: Dos autores (2019)

As amostras, após polidas, passaram pelo processo de revelação microestrutural, realizado por ataque químico da superfície polida, imergindo as amostras numa solução de 10% metabisulfito de sódio diluído em água deionizada. O tempo de imersão foi de 48 ± 2 segundos, seguido de neutralização em água corrente e secado com álcool com ar quente (secador de cabelo).

As superfícies das amostras polidas e atacadas foram analisadas segundo a norma ABNT NBR 15454:2007, com auxílio do microscópio óptico Mod. GX 51, fabricante Olympus (Figura 2-e), com sistema de captura e análise de imagem (Software Digimet plus 5G – MIPS Sistemas Ltda).

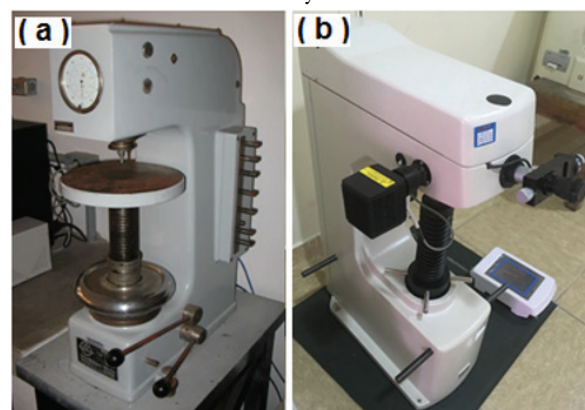
2.4 Ensaio de macrodureza

Para a análise da macrodureza na escala Rockwell C, foi utilizado um durômetro de Marca Wolpert (Figura 3-a), com indentador tipo cone de diamante e carga de 150 kgf, num tempo de 15 segundos, utilizando-se como referência a norma ABNT/NBR 6671/2008. Foram realizadas 10 indentações em uma amostra de

cada liga (ligas 1, 2 e 3), na condição sem e com tratamento térmico de têmpera mais revenido.

Para a macrodureza Vickers, foi utilizado o durômetro Mitutoyo H112 (Figura 3-b), com indentador piramidal de diamante com base quadrada e ângulo entre face de 136 graus, com carga de 100 kgf, num tempo de endentação de 30 segundos, tendo como base a norma ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008. Foram realizadas 10 indentações em uma amostra de cada liga (ligas 1, 2 e 3), na condição sem e com tratamento térmico de têmpera mais revenido.

Figura 3: a) Durômetro Wolpert; b) Durômetro Mitutoyo HV112



Fonte: Dos autores (2019)

2.5 Ensaio de desgaste abrasivo – Abrasômetro tipo roda de borracha

O ensaio de desgaste abrasivo tipo roda de borracha, realizado nas amostras das ligas 1, 2 e 3, sem e com tratamento térmico de têmpera mais revenido, foi baseado na norma ASTM G65 (2010), com auxílio do abrasômetro mostrado na Figura 4-a.

Para a realização do ensaio de desgaste abrasivo, no abrasômetro tipo roda de borracha (Figura 4-a), utilizou-se o método A, segundo a norma ASTM G65 (2010), com os seguintes parâmetros:

- a) Utilizou-se areia de sílica típica de fundição, com granulometria 70 AFS; porém, a areia não era arredondada, como indica

a norma ASTM G-65 (2010). Para a obtenção de homogeneidade de granulometria da areia utilizada, realizou-se peneiramento da areia no dispositivo mostrado na Figura 4-b.

- b) Ajustou-se a força (peso) em 130 N para ser aplicada sobre a amostra durante o ensaio de desgaste abrasivo;
- c) A vazão da areia foi de 350 g/min;
- d) O diâmetro da roda de borracha utilizada foi de 320 mm;
- e) O número de revoluções da roda de borracha foi de 215 rpm.

A Figura 4-c mostra em detalhes o contato da amostra com a roda de borracha no abrasômetro, e a Figura 4-d mostra o desgaste promovido na amostra.

Figura 4: a) Abrasômetro tipo roda de borracha; b) Dispositivo de peneiramento de areia; c) Detalhe contato amostra roda de borracha; d) Superfície desgasta na amostra



Fonte: Dos autores (2019)

As etapas de realização do ensaio de desgaste abrasivo nas amostras das ligas 1, 2 e 3, sem e com tratamento térmico de têmpera mais revenido, basearam-se na norma ASTM A 65 (2010), como segue:

- a) Realizou-se limpeza das amostras durante 15 minutos no equipamento de ultrassom de marca UltraCleaner 1400 A, sendo as amostras introduzidas na cuba e imersas com álcool etílico (absoluto), momento em que foram aplicados pulsos ultrassônicos;

- b) Após retirada da cuba do ultrassom, a amostra foi introduzida numa estufa a 120 °C por uma hora para eliminar a umidade, devido ao álcool durante a limpeza ultrassônica;
- c) Deixou-se a amostra esfriar até a temperatura ambiente, dentro de um dessecador;
- d) Realizou-se a pesagem em balança analítica de marca Denver Instrument APX-200, com precisão de 0,001 grama;
- e) Fixou-se a amostra no porta-amostra do abrasômetro tipo roda de borracha;
- f) Aproximou-se a amostra da roda de borracha, mantendo-se uma força de 130 N;
- g) Abriu-se a válvula para a vazão de areia (350 g/min) direcionada por um tubo na região entre a amostra e a roda de borracha;
- h) Acionou-se o motor, com rotação de 215 rpm, para que a roda de borracha girasse.
- i) Deixou-se ensaiar (desgastar a amostra) até completar 6.000 giros, perfazendo um tempo médio de 28 minutos; o abrasômetro desliga automaticamente;
- j) Retirou-se a amostra do porta-amostra;
- k) Foram refeitas as etapas dos itens de “a” até “d”.

Os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo tipo roda de borracha estão mostrados no item 3.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Observa-se, na Tabela 4, que os valores da composição química básica praticamente se encontram dentro da faixa especificada para a liga ASTM A532 Classe I tipo D (Ni-Hard 4), tanto para a liga 1 (sem Nb) quanto para a 2 e a 3 (com Nb).

Em relação ao teor de Nb, que havia sido especificado como 1,0 % Nb para a liga 2 e 2,5 % para a liga 3, ficou levemente abaixo do esperado, porém não interferiu significativamente no desenvolvimento deste estudo.

DETERMINOU-SE O CARBONO EQUIVALENTE (CE), MOSTRADO NA TABELA 4, INDICANDO QUE AS LIGAS 1, 2 E 3 APRESENTARAM SOLIDIFICAÇÃO DE ACORDO COM LIGA HIPOEUTÉTICA, OU SEJA, A FASE PRIMÁRIA FORMADA FOI AUSTENITA, SEGUIDA DE SOLIDIFICAÇÃO DO EUTÉTICO (AUSTENITA MAIS M_7C_3).

Tabela 4: Composição química real das ligas das amostras

Liga	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S	Nb	CE	Cr/C
Ni Hard ID	2,5 - 3,6	2,0 máx.	2,0 máx.	4,5-7,0	7,0-11,0	1,5 máx.	...	0,1 máx.	0,15máx.		3,20-4,30	2,0-4,4
1	2,85	0,64	1,60	5,17	10,46	0,61	0,146	0,061	0,044	0,00	3,41	3,7
2	2,94	0,64	1,65	5,11	10,48	0,61	0,155	0,065	0,044	0,80	3,51	3,6
3	2,98	0,62	1,71	4,90	10,06	0,60	0,156	0,062	0,045	2,43	3,57	3,4
Média	2,93±0,07	0,63±0,01	1,65±0,06	5,06±0,14	10,34±0,24	0,61±0,01	0,15±0,01	0,06±0,00	0,04±0,00	1,08±1,24	3,50±0,08	3,57±0,15

% peso; * valores máximos

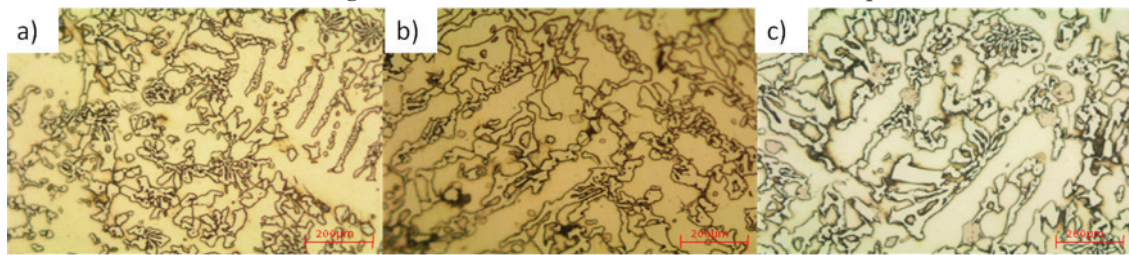
Fonte: Dos autores (2019)

3.1 Resultado da análise microestrutural

A análise microestrutural das amostras 0, 1 e 2 referentes às ligas 1, 2 e 3, sem e com tratamento térmico de têmpera mais revenido, foi realizada nas amostras polidas, com revelação da microestrutura com ataque químico de metabisulfito de sódio e observadas em microscópio ótico.

A Figura 5-a mostra a microestrutura da Liga 1 sem tratamento térmico de têmpera mais revenido, indicando fase primária de matriz austenita e composto eutético formado de austenita mais carbonetos de cromo (M_7C_3). A Figura 5-b mostra a microestrutura da Liga 2 sem tratamento térmico de têmpera mais revenido, indicando fase primária de matriz austenita e composto eutético formado de austenita mais carbonetos de cromo (M_7C_3) e NbC, com pequenas regiões escuras, possivelmente perlita. A Figura 5-c mostra a microestrutura da Liga 3 (2,40% Nb) sem tratamento térmico de têmpera mais revenido, indicando fase primária de matriz austenita e composto eutético formado de austenita mais M_7C_3 e NbC, com pequenas regiões escuras, possivelmente perlita.

Figura 5: a) Microestrutura da Liga 1 (sem Nb) sem tratamento térmico de têmpera mais revenido; b) Microestrutura da Liga 2 (0,80% Nb) sem tratamento térmico de têmpera mais revenido; c) Microestrutura da Liga 3 (2,40% Nb) sem tratamento térmico de têmpera mais revenido



Fonte: Dos autores (2019)

A Figura 6-a mostra a microestrutura da Liga 1 com tratamento térmico de têmpera mais revenido, indicando matriz martensítica a carbonetos eutético de cromo (M_7C_3). A Figura 6-b mostra a microestrutura da Liga 2 (0,80 % Nb) com tratamento térmico de têmpera mais revenido, indicando matriz martensítica, M_7C_3 , carbonetos secundários precipitados e NbC. A Figura 6-c mostra a microestrutura da Liga 3 (2,40 % Nb) com tratamento térmico de têmpera mais revenido, indicando matriz martensítica, M_7C_3 , carbonetos secundários precipitados e NbC.

Figura 6: Microestrutura da Liga 1 (sem Nb) com tratamento térmico de têmpera mais revenido; b) Microestrutura da Liga 2 (0,80 % Nb) com tratamento térmico de têmpera mais revenido; c) Microestrutura da Liga 3 (2,40 % Nb) com tratamento térmico de têmpera mais revenido



Fonte: Dos autores (2019)

3.2 Resultado do ensaio de macrodureza

Nas amostras das ligas 1, 2 e 3 sem e com tratamento térmico de têmpera mais revenido, foram medidas as macrodurezas Rockwell C (HRC) e Vickers (HV), sendo os resultados da média e desvio padrão mostrados na Tabela 5.

Tabela 5: Macrodurezas Rockwell C e Vickers

Liga	Dureza STR		Dureza CTR	
	HRC	HV	HRC	HV
Ni Hard ID	50,0	540,0	56,0	660,0
Liga 1	49,5±1,1	506,6±14	60,5±1,6	709,7±35
Liga 2	48,7±0,9	501,8±12	60,6±1,2	719,9±28
Liga 3	51,0±1,6	534,4±25	62,8±1,4	775,7±44

STR - Sem Têmpera mais Revenido; VTR - Com Têmpera mais Revenido

Fonte: Dos autores (2019)

A Tabela 5 apresenta, portanto, os valores das macrodurezas Rockwell C e Vickers medidas nas amostras das ligas 1, 2 e 3 sem e com tratamento térmico de têmpera e os valores mínimos segundo a norma ASTM A 532.

3.3 Resultado do ensaio de desgaste abrasivo

Os resultados de desgaste abrasivo, conforme a Tabela 6, das amostras das ligas 1, 2 e 3 sem e com têmpera mais revenido, foram obtidos em abrasômetro tipo roda de borracha e realizados de acordo com o procedimento “A” da norma ASTM G-65. Vale mencionar que foram feitas 5 amostras para cada liga, nas condições sem e com têmpera mais revenido, ou seja, foram ensaiadas 30 amostras.

Tabela 6: Resultado do ensaio de desgaste abrasivo (tipo roda de borracha)

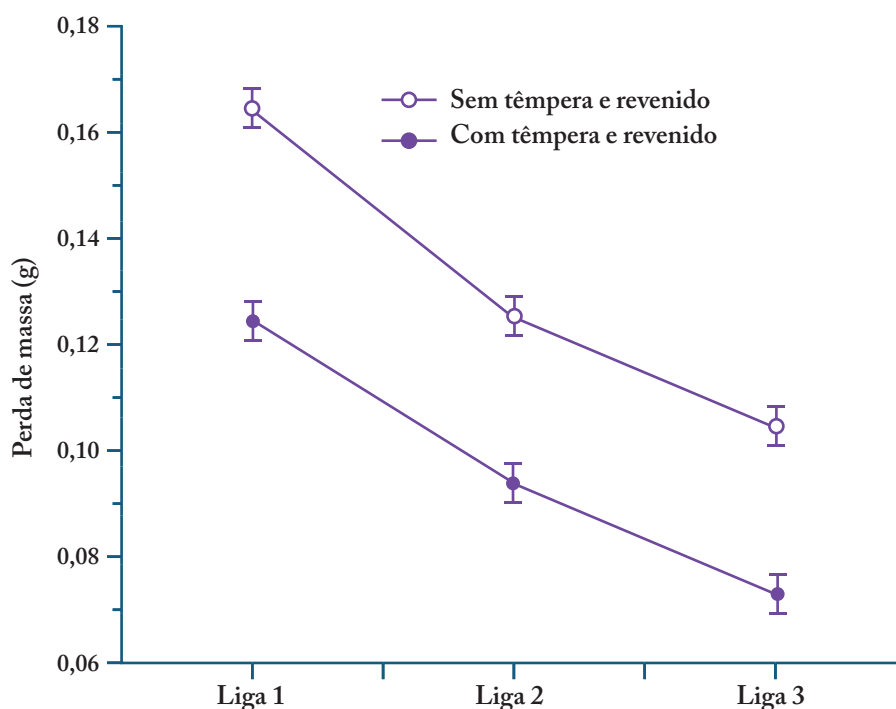
Liga	Amostra	Sem Têmpera Revenido			Com Têmpera Revenido		
		Pi (g)	Pf (g)	Diferença massa (g)	Pi (g)	Pf (g)	Diferença massa (g)
1	1	156,392	156,228	0,164	169,547	169,425	0,122
	2	166,093	165,930	0,163	154,360	154,236	0,124
	3	164,833	164,661	0,172	162,495	162,370	0,125
	4	174,296	173,133	0,163	166,569	166,439	0,130
	5	154,600	154,438	0,162	169,874	169,751	0,123
	Média	163,043	162,878	0,165	164,569	164,444	0,125
	DesvPad	7,635	7,634	0,004	6,431	6,432	0,003
2	1	186,248	186,121	0,127	184,878	184,783	0,095
	2	168,469	168,350	0,119	153,779	153,685	0,094
	3	171,751	171,624	0,127	162,115	162,025	0,090
	4	155,259	155,137	0,122	164,100	164,004	0,096
	5	166,091	165,959	0,132	173,384	173,289	0,095
	Média	169,564	169,438	0,125	167,651	167,557	0,094
	DesvPad	11,192	11,190	0,005	11,888	11,887	0,002
3	1	156,889	156,787	0,102	150,106	150,031	0,075
	2	151,260	151,156	0,104	135,643	135,567	0,076
	3	137,120	137,017	0,103	155,158	155,088	0,070
	4	159,919	159,811	0,108	150,073	150,002	0,071
	5	151,578	151,471	0,107	162,451	162,378	0,073
	Média	151,353	151,248	0,105	150,686	150,613	0,073
	DesvPad	8,756	8,755	0,003	9,816	9,818	0,003

Fonte: Dos autores (2019)

A Tabela 6 mostra os valores das massas iniciais (P_i) e finais (P_f) e da diferença da perda de massa das amostras das ligas 1, 2 e 3 sem e com têmpera mais revenido, sendo as massas medidas com o auxílio de balança analítica com precisão de 0,001 grama.

A Figura 7 mostra a média dos valores com os desvios padrões da perda de massa (desgaste abrasivo), a partir do ensaio tipo roda de borraça, conforme os dados mostrados na Tabela 6.

Figura 7: Perda de massa das amostras das ligas 1, 2 e 3 sem e com tratamento térmico mais revenido



Fonte: Dos autores (2019)

Na Figura 7, observa-se que as amostras das ligas 1, 2 e 3 sem têmpera e revenido apresentam maior perda de massa em relação às amostras com têmpera e revenido para as mesmas ligas, indicando que a mudança da fase austenítica (sem têmpera e revenido) para a martensítica mais carbonetos secundários (com têmpera mais revenido) torna a liga mais resistente ao desgaste.

A melhora na resistência ao desgaste, ou seja, menor perda de massa para as ligas com têmpera mais revenido, se dá pelo fenômeno ligado ao fato de a martensítica ser mais dura (rígida) do que a austenítica (dúctil), promovendo

melhor ancoramento, menor trincamento e arrancamento de carbonetos (M_7C_3 , NbC e secundários), estando de acordo com estudos de Albertim e Sinatora (2001).

O aumento do teor de Nb na liga também promove menor perda de massa por desgaste abrasivo nas ligas 2 e 3, sem e com têmpera mais revenido, e isso está relacionado à presença de partículas de NbC, que são mais duras do que a matriz (austenítica e martensítica), e aos carbonetos de M_7C_3 . Esse comportamento está de acordo com estudos de Agapova *et al.* (1982), Farah (1997) e Filipovic *et al.* (2013).

4 CONCLUSÃO

A partir dos resultados de desgaste abrasivo, conforme Tabela 6, das amostras das ligas 1, 2 e 3, sem e com têmpera, e dos dados obtidos no desenvolvimento deste estudo sobre o efeito do nióbio em uma Ni-Hard 4 sem e com realização de tratamento térmico de têmpera mais revenido, conclui-se:

a) Composição química

A composição química básica determinada nas amostras das ligas 1, 2 e 3 encontra-se praticamente na faixa especificada para a liga ASTM A532 Classe I tipo D (Ni-Hard 4), com presença de 0,80 % Nb para a liga 2 e de 2,40 % Nb para a liga 3.

De acordo com o diagrama ternário Fe-Cr-C, a liga se encontra dentro do campo de solidificação primária da austenita e finalizando no eutético formado de M_7C_3 e austenita.

b) Microestrutura

Na condição como de solidificação (sem têmpera mais revenido), a microestrutura das ligas 1, 2 e 3 corresponde à liga ASTM A532 Classe I tipo D (Ni-Hard 4), constituída de austenita primária mais composto eutético formado por austenita mais carboneto M_7C_3 ; e as ligas 2 e 3, acrescidas de 0,80 % Nb e 2,40 % Nb, respectivamente, apresentam também carbonetos poligonais de NbC. Na condição temperada e revenida, as ligas 1, 2 e 3 apresentaram característica similar em termos de carbonetos M_7C_3 e NbC em comparação às de solidificação, porém com mudança na matriz de austenita para martensita revenida com precipitados de carbonetos secundários.

c) Dureza

Na condição como de solidificação (sem têmpera mais revenido), os valores de dureza (HRC e HV) das ligas 1 (sem Nb) e 2 (0,80 % Nb) ficaram abaixo daqueles especificados pela norma ASTM A532; porém, a liga 3 ficou no limite inferior. Na condição temperada e revenida, os valores de dureza (HRC e HV) das ligas 1, 2 e 3 ficaram acima dos especificados pela norma ASTM A532, sendo a liga 3 a de maior valor. Para as condições sem e com têmpera mais revenido, os valores de dureza (HRC e HV) são similares aos com adição de até 0,80 % Nb, e, para a liga 3 (2,40 % Nb), os valores foram maiores, indicando que o Nb melhora a dureza da liga Ni-Hard 4.

d) Desgaste abrasivo tipo roda de borracha

As ligas 1, 2 e 3, na condição como de solidificação (sem têmpera mais revenido), apresentam maior perda de massa em relação às ligas com têmpera e revenido, indicando que a mudança da fase austenítica (sem têmpera mais revenido) para a martensítica mais carbonetos secundários (com têmpera mais revenido) torna a liga mais resistente ao desgaste. O aumento do teor de Nb na liga também promove menor perda de massa por desgaste abrasivo nas ligas 2 e 3, sem e com têmpera e revenido, indicando que o NbC melhora a resistência ao desgaste. Portanto, as ligas temperadas e revenidas, e com adição de Nb, apresentaram maior resistência ao desgaste abrasivo, sendo a liga 3, com 2,40 % Nb com têmpera e revenido, a que mais se destacou.



DEVELOPMENT OF AN ABRASIVE- RESISTANT ASTM A532 WHITE IRON ALLOY CLASS I TYPE D WITH ADDED NIOBIUM

ABSTRACT

In view of the ongoing technological advancements of the industrial machinery and equipment sector and the demand for solutions on equipment efficiency, abrasive wear is a point in question and plays an important role, as the parts of such equipment have direct contact with the ground. In this regard, this project aims to develop a white iron alloy for use in abrasive-resistant machine and equipment parts in order to outdo the alloys currently used. In this project, the chemical composition used to obtain the specimens relied on casting, heat treatment, and laboratory analysis to examine the data obtained from the samples. The achievement of an alloy with mechanical properties better than those of the current one can expectedly add value to the final product. This seeks to minimize equipment downtime for maintenance or replacement due to worn parts, extending their useful life, and reduces environmental impact caused by raw material extraction processes, thus aiming at continuous improvement regarding research and development of new products.

KEY-WORDS: *Abrasive wear.
White cast iron. Ni-Hard.
Niobium.*

REFERÊNCIAS

ABNT/NBR-6671/2008 – Associação Brasileira de Normas Técnicas. *Materiais Metálicos – Ensaio de Dureza Rockwell - Parte 1: Método de Ensaio (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)*. 2008.

ABNT/NBR-15454/2007 – Associação Brasileira de Normas Técnicas. *Metalografia das ligas de ferro-carbono-terminologia*. 2007.

AL RUBAIE K.; POHL, M. Heat Treatment and two-body abrasion of Ni-Hard 4. *Wear*, v. 312, n. 1-2, p. 21-28, abr. 2014.

ASTM A532 A532M-10(2014). *Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Irons*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.

ASTM G65-04(2010). *Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010.

CHIAVERINI, V. *Aços e Ferros Fundidos*. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira dos Metais, 2012.

FARAH, A. F. *Desenvolvimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo com nióbio, tratada termicamente, para resistência ao desgaste abrasivo*. 1997. 130 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Institutos de Física e Química da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1997.

FILIPOVIC, M.; KAMBEROVIC, Z.; KORAC, M.; GAVRILOVSKI, M. Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C-Nb white cast irons. *Materials & Design*, v. 4, p. 41-48, 2013. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0261306912008618>. Acesso em: 09 set. 2021.

GADANHA Jr., C. D.; MOLIN, J. P.; COELHO, J. L. D.; YAHN, C. H.; TOMIMORI, S. M. A. *Máquinas e implementos agrícolas do Brasil*. São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, 1991.

GUESSER, W. L.; GUEDES, L. C. Desenvolvimentos recentes de ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. *In: Seminário da Associação de Engenharia Automotiva*. São Paulo. *Anais...* São Paulo, p. 3-11, 1997.

HOU, Q.; HUANG, Z.; WANG, J. Application of rietveld refinement to investigate the high chromium white cast iron austempered at different temperatures. *Journal of Iron and Steel Research*. International. v. 16, n. 4, p. 33-38, 2009.

NYLÉN, T. A. Adição de nióbio em ferros fundidos. *Fundição e Serviços*. São Paulo: Aranda Editora Técnica Cultural, v. 17, n. 177, p. 72-87, 2007.

PÉREZ, R. A.; GAS, P.; MAUGIS, P. Study of diffusion and reaction diffusion in Fe-C-Nb system. *Trans Tech Publications*, Swizerland, Defect and Diffusion Forum v. 264, p. 163-169, 2007.

PRETI, O. *Caracterização das ligas de ferro fundido branco resistentes à abrasão segundo a Norma ASTM A532 no estado bruto de fundição*. 2004. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis (SC), 2004.

REIS, A. V.; FORCELLINI, F. A. Seleção de materiais para ponteiros de esçarificadores. *Engenharia Agrícola*, Jaboticabal, v. 22, n. 2, p. 270-277, 2002.

ROSARIO, A. M. *Estudos dos efeitos de elementos de liga na solidificação de um ferro fundido cinzento via análise térmica*. 2012. 175 f. Dissertação (Mestrado em Desenvolvimento e Caracterização de Materiais) - Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa (PR), 2012.

SANTOS, A. B.; BRANCO, C. H. C. *Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares*. São Paulo: IPT 100, 1989.

SILVA, J. A. *Análise térmica na solidificação de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos*. 2007. 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas (SP), 2007.

SINATORA, A. *Tribologia: um resgate histórico e o estado da arte*. Erudição apresentada como parte dos requisitos do Concurso para provimento de cargo de Professor Titular do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 02 jun. 2005. Disponível em: <https://pt.scribd.com/document/19271149/ResgateHistoricoEstadoArte>. Acesso em: 09 set. 2021.

SOBRE OS AUTORES



Cristian Braga Ferreira

Engenheiro da Produção graduado pelo Centro Universitário Leonardo da Vinci (Uniasselvi), Tecnólogo em Gestão de Marketing pela Universidade Norte do Paraná (UNOPAR), Pós-Graduado em Engenharia da Produção e Mestre em Engenharia Mecânica pelo Centro Universitário Sociesc (Unisociesc). É professor universitário do SENAC Santa Catarina nos cursos de Processos Gerenciais, Tecnologia da Informação e Análise e Desenvolvimento de Sistemas. Especialista de Ensino no SENAI Santa Catarina, atuando como professor nos cursos de Engenharia e Tecnologia. Consultor de empresas em sistema em desenvolvimento de produtos e processos, e gestão industrial.

Orlando Preti



Doutor (2014) e Mestre (2005) em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC). Graduado (1998) em Licenciatura Plena em Metalurgia pela Fundação de Apoio à Educação, Pesquisa e Desenvolvimento Científico e Tecnológico do CEFET-PR-CP. Professor nos cursos de bacharelado em Engenharia Mecânica, Produção, Materiais, Metalurgia e Fundição e nos cursos de Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica; nos cursos de bacharelado em Engenharia Mecânica e Engenharia de Produção, no Centro Universitário Sociesc (Unisociesc). Professor-pesquisador e Consultor técnico nas áreas de Metalurgia de Ligas Ferrosas e Não Ferrosas, com ênfase em solidificação (nucleação e crescimento),

tratamento térmico e termoquímico, caracterização microestrutural e mecânica com foco em desgaste (abrasivo e adesivo) pela Unisociesc.



Kassim Shamil Fadhil Al Rubaie

Doutor em Engenharia Mecânica (1995) pela Ruhr-Universität Bochum, Alemanha. Especialização em Engenharia Mecânica - Usinagem (1990) pela Technische Universität Berlin, Alemanha; Mestrado (1984), diploma superior (1982) e graduação (1980) em Engenharia Mecânica pela Universidade de Bagdá, Iraque. Professor de Engenharia Mecânica na Universidade de Bagdá (1984-1988), Pesquisador na Technische Universität Berlin (1989-1990), Pesquisador na Ruhr-Universität Bochum (1990-1996), Pesquisador na Universidade Federal de Uberlândia (1997-1999), Pesquisador na Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais (1999-2000), Professor na Universidade do Vale do Paraíba (2001-2003) e trabalhou na Empresa Brasileira de Aeronáutica (Embraer), de 2001 até 2/2009, onde publicou 76 relatórios técnicos internos sobre fadiga, propagação de trincas e desgaste em materiais aeronáuticos. Professor-pesquisador no Centro Universitário Sociesc (Unisociesc) (2009-2019). Atualmente, é Professor Visitante na McMaster University, Mechanical Engineering, Canadá.

