



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
Faculdade de Engenharia Mecânica

RODOLFO LEIBHOLZ

**Produção de Compósitos de Matriz FE 50007
com Teor Gradativo de Reforço de WC Oriundo
da Reciclagem de Pastilhas de Corte**

CAMPINAS
2018

RODOLFO LEIBHOLZ

Produção de Compósitos de Matriz FE 50007 com Teor Gradativo de Reforço de WC Oriundo da Reciclagem de Pastilhas de Corte

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Profa. Dra. Maria Helena Robert

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO
FINAL DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELO ALUNO
RODOLFO LEIBHOLZ, E ORIENTADA PELA
PROF(A). DR(A) MARIA HELENA ROBERT

.....
ASSINATURA DA ORIENTADORA

CAMPINAS
2018

Agência(s) de fomento e nº(s) de processo(s): Não se aplica.

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Luciana Pietrosanto Milla - CRB 8/8129

L531p Leibholz, Rodolfo, 1948-
Produção de compósitos de matriz FE 50007 com teor gradativo de reforço de WC oriundo da reciclagem de pastilhas de corte / Rodolfo Leibholz. – Campinas, SP : [s.n.], 2018.

Orientador: Maria Helena Robert.
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Ferro. 2. Carboneto. 3. Reciclagem. 4. Compósitos. I. Robert, Maria Helena, 1953-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em outro idioma: Development of functionally graded nodular cast iron FE 50007 reinforced with recycled WC particles

Palavras-chave em inglês:

Iron

Carbide

Recycling

Composites

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Eugênio José Zoqui

Zoqui Eugênio José

Claudio Lima de Aguiar

Aguiar Claudio Lima

Data de defesa: 21-06-2018

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Produção de Compósitos de Matriz FE 50007
com Teor Gradativo de Reforço de WC
Oriundo da Reciclagem de Pastilhas de Corte**

Autor: Rodolfo Leibholz

Orientadora: Profa. Dra. Maria Helena Robert

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Profa. Dra. Maria Helena Robert, Presidente
Instituição FEM/UNICAMP

Prof. Dr. Eugênio José Zoqui
Instituição FEM/UNICAMP

Prof. Dr. Claudio Lima Aguiar
Instituição ESALQ/USP

A Ata da defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no processo de vida acadêmica do aluno

Campinas, 21 de junho 2018.

Agradecimentos

Este trabalho foi feito com ajuda de pessoas e instituições que gostaria de agradecer:

À minha família e esposa por me acompanharem e incentivarem este trabalho

À Profa Maria Helena Robert pelo incentivo e ajuda para concluir este trabalho.

Ao Prof. Emin Bayraktar pela sessão do equipamento de microdesgaste com deslizamento recíproco, na School of Mechanical and Manufacturing Engineering-France, Supmeca - Paris.

À Dra. Lygia Maria Policarpio Ferreira pelo auxílio nos testes de microabrasão na School of Mechanical and Manufacturing Engineering-France, Supmeca - Paris.

Ao Prof. Dr. Amilton Sinatra e ao Eng. Marcos Henrique Ara do Laboratório de Superfícies da Escola Politécnica da USP, por terem feito os testes de desgaste com roda de borracha.

Aos professores da UNICAMP que me permitiram usar os equipamentos da Instituição.

À UNICAMP, e a todas as pessoas que, de forma direta ou indireta, contribuiriam com o desenvolvimento deste trabalho.

Ao meu irmão, Henrique Leibholz que ajudou à fazer a pesquisa em todo o trabalho.

Resumo

Produção de Compósitos de Matriz FE 50007 com Teor Gradativo de Reforço de WC Oriundo da Reciclagem de Pastilhas de Corte

O trabalho trata do desenvolvimento de um produto para utilização na indústria açucareira: um novo tipo de martelo do desfibrador para cana-de-açúcar, contendo em sua base material compósito metal/cerâmico, obtido diretamente no processo de fabricação. O processo empregado foi fundição em molde cheio, utilizando grânulos de WC oriundos da reciclagem de ferramentas de corte, e como metal base o ferro fundido nodular tipo FE 50007. Foram empregados diferentes teores e dimensões de grânulos de reforço. Foram investigados parâmetros de processo para a obtenção de uma camada não linear de reforço na base do martelo, isto é, na sua superfície de desgaste, constituindo uma camada gradativa de grânulos de WC. Os produtos obtidos foram caracterizados quanto à localização do elemento de reforço na peça, ao perfil e à distribuição dos grânulos de WC na sua base, à distribuição do reforço na superfície de desgaste, e macroestrutura e microestrutura em diferentes regiões do produto. Foram também avaliadas dureza e comportamento em abrasão da camada reforçada. Foram feitos ensaios de desgaste abrasivo em micro e macro escala. Os produtos obtidos foram ainda avaliados quanto ao desempenho em campo. Os resultados obtidos mostraram a possibilidade de obtenção de uma camada de espessura variável, da ordem a 8 a 30 mm na região de desgaste do martelo; as macro e microanálises mostraram interfaces entre metal e reforço gradativas, com ausência de imperfeições do tipo camadas de óxidos ou porosidade. Os ensaios de desgaste mostraram aumento significativo da resistência à abrasão, com redução da ordem de 7 vezes na perda de massa, em testes de microabrasão, com relação ao metal não reforçado, e de cerca de 60% com relação ao aço ferramenta AISI H13, em testes de macroabrasão. Em testes em campo, o comportamento se mostrou superior a martelos convencionais, com perda de massa da ordem de 32% inferior. O processo desenvolvido permitiu a fabricação de um novo produto, que, comparativamente a martelos convencionais fabricados em aços-C e revestidos com solda de alto Cr, se mostrou superior em desempenho e de menor custo.

Palavras chave: Martelo do desfibrador; Compósitos gradativos; Ferro/carboneto; Reciclagem.

Abstract

Development of Functionally Graded Nodular Cast Iron FE 50007 Reinforced with Recycled WC Particles

The work deals with the development of a graded composite based on FE 50007 nodular cast iron reinforced with WC particles from recycled cutting tools. A superficial composite layer with a specific profile and thickness is designed to provide high wear resistance in working surfaces in products like impact crushers for sugar industries or sinter plants. The process involves the addition of the ceramic particles to the liquid metal through a specially designed casting process using EPS pattern. Different casting conditions, contents and dimensions of reinforcing particles were tested. Obtained products were characterized concerning the dispersion of the reinforcing agent and quality of reinforcement / matrix interface. Hardness and wear behaviour (in micro and macro scale) in the composite layer were also investigated. Cast products were submitted to work conditions in a sugar plant for performance evaluation, compared to commercial C-steel crushers. Results showed the possibility of incorporating WC in the cast iron matrix with the pre-designed profile of WC distribution in the working surface of the product. During processing some disaggregation of micro carbide particles from the recycled material is observed, resulting in a finer dispersion of WC in the metallic matrix. This phenomenon promotes a smooth transition between metal and reinforcement in the interface. Microstructural changes in the matrix in the composite region results in higher perlite / ferrite ratio related to the non-reinforced region of the product. Micro wear tests showed reduction of circa 7x in mass loss in the reinforced region of the hammer compared to non-reinforced regions in the product. Macro wear tests showed reduction of circa 60% in mass loss in composite material when compared to AISI H13 steel. During work under normal conditions in a sugar plant, the developed product with reinforced striking surface showed superior performance (mass loss circa 32% inferior) when compared to commercial C-steel hammers with surface hardened by welding. Therefore, the development resulted in a new product with superior performance and lower cost compared to commercial impact crushers.

Key words: Impact crusher; Graded composites; Cast iron composites; Recycling.

Lista de Ilustrações

Figura 2.1: Classificação de materiais compósitos segundo o tipo de reforço (adaptado de Ventura Lisboa 2009)	27
Figura 2.2: Ilustração de (a) gradiente contínuo de reforço e (b) gradiente de reforço em camadas, em FGMs. Adaptado de Myamoto (2013)	30
Figura 2.3: Microestrutura de seção de cilindro automotivo com gradiente contínuo de reforço - material compósito A356/SiC: (a) 1,5 mm e (b) 5,5 mm a partir da superfície externa da seção. (RAJAN, 2010).....	31
Figura 2.4: (a) Aspecto geral da microstrutura de compósito gradativo de base Ti com camadas de distintas composições: (b) compósito Ti/ SiC (c) compósito Ti/SiC fibras (vista transversal). (ZHU, 2016).....	31
Figura 2.5: (a) Ilustração de técnica de produção de compósito com gradiente funcional por deposição de reforço em superfície metálica; (b) produto compósito resultante na superfície do componente. Fonte: catalogo da EUTETIC [®] , acessado 2015.....	32
Figura 2.6: Diagrama genérico de fases para o sistema Fe-C, em condições de não equilíbrio (linhas cheias) e condições de equilíbrio termodinâmico (linhas tracejadas) (SYN, 1997).....	34
Figura 2.7: Efeito do teor de Si na temperatura eutética em sistema Fe-C-Si (LAKASE, (1991).....	35
Figura 2.8: Seções isotérmicas de diagramas ternários Fe-C-Si, em condições de equilíbrio termodinâmico (CHUEH, 1987)	36
Figura 2.9: Diagrama de fases em sistemas Fe-C (com 2,5%Si), em condições de equilíbrio (fase grafita estável), com indicação da composição aproximada do ferro fundido FE 50007. Adaptação de Craig, 1998.....	37
Figura 2.10: Microestrutura típica do ferro nodular FE 50007. Fotos do autor.....	38
Figura 2.11: Peça fundida em FE70002 de estrutura perlítica, de 6000 Kg, fabricada na empresa FEMAQ. Foto do autor.....	39
Figura 2.12: Ilustração representativa da composição média de ferramentas de corte de	

metal duro comerciais. Adaptado de Catálogo do fabricante SUMITOMO, 2017.....	41
Figura 2.13: Microestruturas de pastilhas de corte sinterizadas dos tipos: (a) WC-Ni (MO); (b) WC-Co (MEV) (TORRES, 2009)	42
Figura 2.14: Ilustração da densidade da cana (massa/volume ocupado) em diferentes estágios de seu processamento. (AGUIAR, 2012).....	43
Figura 2.15: Representação esquemática dos equipamentos de preparo e extração do caldo da cana-de-açúcar(FATEC,Tecnologia de Açúcar e etanol ,pag. 15,2013).	44
Figura 2.16: (a) Rotor desfibrador de cana-de-açúcar com martelos; (b) martelos comerciais de aço-C. Fontes: (a) www.umrequisamentos.com; (b) Indústrias FENIX®, 2017.....	45
Figura 2.17: (a) Fotos de martelos convencionais de aço, mostrando típico padrão de desgaste em sua base; (b) representação esquemática de perfil genérico típico do desgaste observado na base em martelos desfibradores comerciais. (EUTECTIC®, 2014)	46
Figura 2.18: Ocorrência de trincas em trabalho, em martelos com regiões com cordões de solda: (1) ZTA na região do revestimento duro na base do martelo; (2) ZTA na região da solda de união anel/corpo do martelo. (EUTECTIC®, 2014).....	47
Figura 2.19: Histórico de impurezas na cana-de-açúcar da região centro-sul. (Centro Tecnológico da COPERSUCAR - CTC).....	47
Figura 2.20: Martelo do desfibrador de cana-de-açúcar com base de aço carbono e revestido com solda dura em sua base: (a) preparo da região a receber o revestimento; (b) revestimento pronto; (c) martelos prontos para uso. Catálogo SERTEMAQ® Equipamentos.....	48
Figura 2.21: Proposta de martelo do desfibrador com ponta removível, pela empresa ESCO®.....	49
Figura 2.22: Proposta de martelo do desfibrador com uso inserto duro intercambiável, pela empresa EUTECTIC-CASTOLIN®	50
Figura 3.1: Fluxograma geral dos trabalhos experimentais para a fabricação e caracterização de martelos de impacto com base reforçada com material compósito	51

Figura 3.2: Aspecto geral de sucata de pastilhas de corte de WC empregadas.....	53
Figura 3.3: Aspecto geral das pastilhas de WC após moagem e seleção de dimensões: (a) grânulos grosseiros (GG); (b) grânulos médios (GM) e (c) grânulos finos (GF)	54
Figura 3.4: (a) Desenho do produto fabricado - martelo do desfibrador de cana-de- açúcar (b) detalhe da região da base submetida à maior abrasão	56
Figura 3.5: Diagrama geral das condições experimentais utilizadas no trabalho	58
Figura 3.6: Indicação de regiões de retirada de corpos de prova para diferentes análises empregadas para a caracterização dos produtos obtidos: (a) martelo; (b) superfície inferior da base; (c) seção longitudinal da base	59
Figura 3.7: (a) Tribômetro empregado para testes de microabrasão do tipo deslizamento linear recíproco; (b) esquema ilustrativo do teste (norma ASTM G133- 05, 2010)	64
Figura 3.8: Diagrama indicando o esquema de testes de microabrasão efetuados nos produtos obtidos	65
Figura 3.9: (a) Tribômetro empregado para testes de abrasão com roda de borracha; (b) esquema ilustrativo do teste (norma ASTM G65, 1994)	66
Figura 4.1: Grânulos resultantes da moagem de sucata de pastilhas de WC utilizadas no trabalho, classificadas de acordo com suas dimensões: (a) grosseiros (GG); (b) médios (GM) (c) finos (GF). (MEV).....	70
Figura 4.2: Microestruturas de diferentes grânulos de WC colhidos no lote de pastilhas recicladas empregado no trabalho (a) grânulo do tipo "A"; (b) grânulo do tipo "B"; (c) grânulo do tipo "C". (MEV)	71
Figura 4.3: Microestrutura de duas regiões distintas de um mesmo grânulo (tipo "A") de sucata de pastilhas de WC empregadas como reforço, com indicação de pontos para microanálise por EDS e resultados obtidos. (MEV). Os resultados de (a) foram fornecidos por Viana, M.F; Dissertação Mestrado FEM/UNICAMP, 2017	72
Figura 4.4: Microestrutura de grânulo do tipo "B", de sucata de pastilhas de WC empregadas como reforço, com indicação de pontos para microanálise por EDS e resultados obtidos. (Resultados fornecidos por Viana, M.F; Dissertação Mestrado	

FEM/UNICAMP, 2017	74
Figura 4.5: (a) Microestrutura de grânulo do tipo "B", de sucata de pastilhas de WC empregadas como reforço, e mapeamento, por EDS, da distribuição dos principais elementos detectados: (b) W; (c) Co; (d) Ti (MEV). (Resultados fornecidos por Viana, M.F; Dissertação Mestrado FEM/UNICAMP, 2017)	75
Figura 4.6: Microestrutura de grânulo (tipo "C") de sucata de pastilhas de WC empregadas como reforço, com indicação de pontos para microanálise por EDS e resultados obtidos. (MEV)	76
Figura 5.1: Aspecto geral dos martelos de FE 50007 fundidos: (a) imediatamente após desmoldagem, ainda com sistema de canais e massalotes; (b) após limpeza.....	77
Figura 5.2: Microestrutura típica na região do corpo de martelos fundidos produzidos.	79
Figura 5.3: Seção longitudinal da base de martelos de FE 50007 fundidos com adição de grânulos de WC como reforço; diferentes teores de grânulos de distintas dimensões, conforme indicado	81
Figura 5.4: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 300 g de reforço WC de dimensões finas (amostra GF 300): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a reduções do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado	83
Figura 5.5: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 500 g de reforço WC de dimensões finas (amostra GF 500): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a reduções do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado	84
Figura 5.6: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 300g de reforço WC de dimensões médias (amostra GM 300): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a redução do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado.....	85
Figura 5.7: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 500g de reforço WC de dimensões médias (amostra GM 500): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo)	

em três posições referentes a redução do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado.....	86
Figura 5.8: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 300g de reforço WC de dimensões grosseiras (amostra GG 300): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a redução do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado	87
Figura 5.9: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 500g de reforço WC de dimensões grosseiras (amostra GG 500): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a redução do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado	88
Figura 5.10: Espessuras mínimas (min) e máximas (Max) da camada reforçada na base de martelos fundidos de FE 50007, com diferentes teores e tipos de grânulos de WC....	89
Figura 5.11: (a) Aspecto geral da superfície de desgaste na base dos martelos fundido FE 50007 com reforço de grânulos de WC de diferentes dimensões e em diferentes teores, como indicado; (b) detalhe mostrando presença e dispersão do reforço.....	90
Figura 5.12: Porcentagem relativa de área ocupada pelo reforço WC na superfície de desgaste da base de martelos fundidos de FE 50007, com diferentes teores de grânulos de WC de diferentes dimensões	92
Figura 5.13: Aspecto geral típico de microestrutura na superfície de desgaste de martelos de FE 50007 contendo base reforçada com grânulos de WC: (a) MEV; (b) MEV (BS); (c) e (d) MEV, com ataque de Nital 3%. Destaque para grânulos de WC degenerados, em (c)	93
Figura 5.14: Microestrutura em diferentes regiões dos grânulos de WC no compósito FE 50007/WC, na superfície de desgaste dos martelos produzidos: (a) aspecto geral; (b) região interna dos grânulos; (c) região externa dos grânulos	94
Figura 5.15: Microestrutura da superfície de desgaste dos martelos produzidos: (a) e (b) fratura na região externa dos grânulos de WC; em (b) também fratura em região de transição entre camadas mais e menos porosas; (c) partículas de WC discretas na matriz metálica; (d) grânulos degenerados em partículas individuais de WC	95

Figura 5.16: Aspectos típicos de interfaces matriz metálica / grânulos do reforço WC, na superfície de desgaste de martelos fundidos de FE 50007 (MEV): (a) aspecto geral; (b) presença de partículas WC soltas em toda a região da interface; (c) e (d) detalhe da interface metal/reforço.....	96
Figura 5.17: Microestruturas da matriz metálica entre grânulos do reforço WC, na superfície de desgaste de martelos fundidos de FE 50007: (a) ferrita e grafita nodular; (b) ferrita, perlita e grafita nodular; (c) ferrita, perlita e grafita degenerada; (d) ferrita, perlita e grafita lamelar. MEV	97
Figura 5.18: Resultados de microanálises em distintos pontos de três regiões do compósito Fe 50007/WC: interior do grânulo de WC, na camada externa porosa do grânulo e no metal base próxima ao grânulo	99
Figura 5.19: Variação dos teores de Fe, Co e W com a distância, a partir da região interna do grânulo de WC, passando pela sua camada externa porosa, até a região de ferro nodular a uma distância de cerca de 400 µm da interface metal/reforço, em compósito FE 50007/WC	100
Figura 5.20: Resultados de microanálises em distintos pontos na região da interface metal/reforço em compósito FE 50007/WC	101
Figura 5.21: Resultados de microanálises em região de metal distante cerca de 500 µm da interface metal/reforço em compósito FE 50007/WC	102
Figura 5.22: Microestrutura de região selecionada da matriz ferrosa entre grânulos de reforço, em compósito FE 50007/WC: (a) fases presentes em contornos de ferrita; (b) detalhe; (c) resultado de EDS nos pontos indicados	103
Figura 5.23: Densidade estimada na superfície de desgaste da base de martelos fundidos de FE 50007, com diferentes teores e tipos de grânulos de WC	105
Figura 5.24: Dureza estimada na superfície de desgaste da base de martelos fundidos de FE 50007, com diferentes teores e tipos de grânulos de WC	107
Figura 5.25: Resultados típicos de microdesgaste na superfície de desgaste reforçada do tipo GF 500, de martelos produzidos, para duas condições de testes: (A) 100.000 ciclos; (B) 150.000 ciclos. (a ₁) e (b ₁): topografia da superfície ensaiada; (a ₂) e (b ₂)	

imagem digitalizada para medida de profundidade da cratera formada; (a ₃) e (b ₃) perfil da topografia da região desgastada	108
Figura 5.26: Resultados típicos de microdesgaste na superfície de desgaste reforçada do tipo GM 500, de martelos produzidos, para duas condições de testes: (A) 100.000 ciclos; (B) 150.000 ciclos. (a ₁) e (b ₁): topografia da superfície ensaiada; (a ₂) e (b ₂) imagem digitalizada para medida de profundidade da cratera formada; (a ₃) e (b ₃) perfil da topografia da região desgastada	110
Figura 5.27: Resultados típicos de microdesgaste na região do corpo dos martelos produzidos, para duas condições de testes: (A) 100.000 ciclos; (B) 150.000 ciclos. (a ₁) e (b ₁): topografia da superfície ensaiada; (a ₂) e (b ₂) imagem digitalizada para medida de profundidade da cratera formada; (a ₃) e (b ₃) perfil da topografia da região desgastada	111
Figura 5.28: Valores médios de comprimento de percurso em testes de microabrasão na superfície de desgaste reforçada e em região do corpo de martelos produzidos, para duas condições de testes: 100.000 ciclos e 150.000 ciclos	113
Figura 5.29: Valores médios de taxas de remoção de material desgastado em testes de microabrasão, na superfície de desgaste reforçada e em região do corpo de martelos produzidos, para duas condições de testes: 100.000 ciclos e 150.000 ciclos	113
Figura 5.30: Microestrutura do material AISI H13: (a) aspecto geral da martensita revenida; (b) aspecto dos carbonetos presentes. Ataque Nital 3%.	115
Figura 5.31: Aspecto geral da superfície de desgaste do martelo de tipo GM 300: (a) antes; (b) após ensaio de macrodesgaste abrasivo, evidenciando o desgaste predominante da matriz metálica (ferro fundido nodular)	116
Figura 5.32: Aspecto da superfície submetida a ensaio de abrasão do tipo roda de borracha em meio abrasivo, de amostra de aço AISI H13 (a) aspecto geral; (b) detalhe da borda do microsulco. MEV	118
Figura 5.33: Aspecto da superfície submetida a ensaio de abrasão do tipo roda de borracha em meio abrasivo, de amostra de FE 50007/WC: (a) aspecto geral; (b) detalhe da região de ferro nodular entre grânulos de reforço WC; (c) detalhe da região de grânulo de WC. MEV	118

Figura 5.34: Aspecto do martelo após operação como desfibrador de cerca de 240.000 ton de cana de cana-de-açúcar: (a) martelo de FE 50007 com base reforçada com WC; (b) martelo convencional com base revestida com solda de elevada dureza..... 120

Figura 5.35: Aspecto do martelo de FE 50007 com base reforçada com WC, após operação como desfibrador de cerca de 240.000 ton de cana de cana-de-açúcar: (a) superfície de desgaste; (b) região de desgaste do metal base acima da camada reforçada; (c) detalhe do aspecto da região de limite da camada reforçada/metal base .. 121

Lista de Tabelas

Tabela 2.1: Composição química do ferro nodular FE 50007, segundo orientação da norma ABNT - NBR 6916/1981).	35
Tabela 2.2: Propriedades mecânicas do ferro nodular tipo FE 50007 segundo norma ABNT- NBR 6961/1981.....	39
Tabela 2.3: Propriedades gerais de metal duro comercial WC/0-6%Co (MATWEB, 2016)	41
Tabela 3.1: Classificação dos grânulos de WC, segundo dimensões após moagem	53
Tabela 3.2: Parâmetros empregados nos ensaios de microabrasão dos produtos obtidos	64
Tabela 4.1: Composição química do ferro nodular FE 50007 empregado; análise por espectrometria de emissão ótica	68
Tabela 4.2: Resultados de teor em peso de elementos presentes em grânulos do reforço WC empregado, obtidos por fluorescência de raios X (cerca de 400 grânulos analisados)	69
Tabela 5.1: Caracterização da microestrutura na região do corpo de martelos de FE 50007 fundidos pela técnica proposta	78
Tabela 5.2: Propriedades mecânicas em tração do ferro fundido nodular FE 50007, no estado como fundido (corpo dos martelos)	80
Tabela 5.3: Valores de espessura da camada reforçada com WC na base de martelos fundidos de FE 50007, medidos por ultrassom	89
Tabela 5.4: Quantidade relativa de reforço e matriz metálica na superfície de desgaste dos martelos fabricados com diferentes teores de grânulos de WC de distintas dimensões	91
Tabela 5.5: Valores aproximados de densidade na superfície de desgaste de martelos de FE 50007 fabricados com diferentes teores de grânulos de WC de distintas dimensões	105

Tabela 5.6: Valores aproximados de densidade na superfície de desgaste de martelos de FE 50007 fabricados com diferentes teores de grânulos de WC de distintas dimensões	113
Tabela 5.7: Dados resultantes de testes de microabrasão, do tipo deslizamento linear recíproco, na superfície de desgaste contendo grânulos de WC e no corpo de martelos produzidos. Ensaio feito em duas distintas condições: 100.000 e 150.000 ciclos	112
Tabela 5.8: Resultados dos cálculos de perdas de massa e de volume em amostras de aço AISI H13 e material compósito da superfície de desgaste de martelos produzidos, após ensaio de abrasão do tipo roda de borracha em meio abrasivo	117
Tabela 5.9: Resultados de variação de massa de martelos convencional e de ferro nodular com base reforçada com WC, após uso como desfibradores de cerca de 240.000 ton de cana de açúcar	122

Lista de Abreviaturas e Siglas

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Materials
CMM	Compósito de matriz metálica
COPERSUCAR	Cooperativa de Produtores de Açúcar e Alcool
CP	Corpo de prova
CTC	Centro de Tecnologia da Copersucar
EDS	Espectrometria de energia dispersiva de raios-X
ESALQ	Escola Superior de Agricultura Luiz de Queiroz
FGM	Functionally graded material
HB	Brinell Hardness
HV	Vickers Hardness
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MGF	Material com gradiente funcional

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	22
1.1 Introdução	22
1.2 Objetivos	23
2 ESTADO DA ARTE	25
2.1 Materiais compósitos de matriz metálica - CMM.....	25
2.2 Materiais compósitos de matriz metálica com propriedades gradativas - CMM/PG...	29
2.3 Ferros fundidos nodulares	33
2.3.1 Sistemas Fe-C e Fe-C-Si	33
2.3.2 Ferro fundido nodular FE 50007	35
2.3.2.1 Digrama de fases e microestrutura do FE 50007	35
2.3.2.2 Propriedades e aplicações do FE 50007	38
2.4 Pastilhas de corte de carboneto de tungstênio (WC)	39
2.4.1 Principais características e aplicações	40
2.4.2 Microestrutura de pastilhas de corte à base de WC	42
2.5 Martelos trituradores e desfibradores de cana-de-açúcar	43
2.5.1 Introdução geral	43
2.5.2 Desgaste em uso	45
2.5.3 Processo convencional de fabricação de martelos desfibradores e propostas de inovação	48
3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL	51
MATERIAIS	52
3.1 Metal base	52
3.2 Material de reforço	52
3.2.1 Aspecto geral das pastilhas de WC	53
3.2.2 Moagem das pastilhas e seleção de dimensões dos grânulos de WC	53
3.2.3 Análise química dos grânulos de WC	54
3.2.4 Morfologia e microestrutura dos grânulos de WC	54
MÉTODOS EXPERIMENTAIS	55
3.3 Produção dos martelos	55
3.3.1 Geometria do produto	55

3.3.2	Descrição do processo de fabricação proposto	55
3.3.3	Parâmetros de processo variados	57
3.4	Caracterização do produto	57
3.4.1	Espessura da camada reforçada na base do martelo	59
3.4.2	Dispersão do reforço na superfície de desgaste	60
3.4.3	Microestruturas	60
3.4.4	Avaliação da densidade da camada reforçada
3.4.5	Dureza da camada reforçada	61
3.4.6	Comportamento, em abrasão, da superfície de desgaste	62
3.4.6.1	Microdesgaste	62
3.4.6.2	Macrodesgaste	65
3.4.7	Desempenho em campo	66
4.	RESULTADOS PRELIMINARES	68
	CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA EMPREGADA	68
4.1	Composição química do metal base	68
4.2	Composição química do reforço WC	69
4.3	Morfologia de grânulos e microestrutura do reforço WC	70
5	RESULTADOS DEFINITIVOS E DISCUSSÕES	77
	MARTELOS DESFIBRADORES PRODUZIDOS	77
5.1	Produto fundido típico - aspecto geral	77
5.2	Corpo do martelo	78
5.2.1	Microestrutura do metal base	78
5.2.2	Propriedades mecânicas do metal base - dureza	79
5.2.3	Propriedades mecânicas do metal base - tração	79
5.3	Base do martelo - espessura da camada reforçada.....	80
5.4	Superfície de desgaste	89
5.4.1	Dispersão do reforço na superfície de desgaste	89
5.4.2	Microestrutura da superfície de desgaste	92
5.4.2.1	Microestrutura do grânulo de WC (regiões A e B)	93
5.4.2.2	Microestrutura na interface grânulo de WC / matriz metálica (região C).....	95
5.4.2.3	Microestrutura da matriz metálica entre grânulos de WC (região D)	96
5.4.3	Interação do reforço WC com a matriz FE 50007	98

5.5 Estimativa da densidade da camada reforçada	104
5.6 Estimativa da dureza na camada reforçada	106
5.7 Comportamento em abrasão - microdesgaste	107
5.7.1 Compósito do tipo GF 500	107
5.7.2 Compósito do tipo GM 500	109
5.7.3 Matriz FE 50007 no corpo do martelo	109
5.7.4 Resultados gerais de testes de microabrasão	112
5.8 Comportamento em abrasão - macrodesgaste	115
5.8.1 Material de referência	115
5.8.2 Aspecto da superfície de desgaste após ensaio	116
5.8.3 Perda de massa	116
5.8.4 Caracterização das superfícies de desgaste	117
5.9 Avaliação do desempenho em trabalho.....	119
6 CONCLUSÕES	123
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	125
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	126
ARTIGOS PUBLICADOS.....	130

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 Introdução

O conceito de materiais compósitos constituídos de materiais de diferentes naturezas fornece oportunidades altamente vantajosas para projetar uma ampla variedade de produtos com combinações de propriedades que os materiais monolíticos como ligas metálicas, cerâmicos e polímeros puros podem oferecer.

Na produção de compósitos de matriz metálica reforçada com materiais cerâmicos é buscada a associação de propriedades mecânicas e físicas características de metais como tenacidade, alongamento, resistência à corrosão, condutibilidade elétrica e outros, com propriedades dos cerâmicos, como baixa condutibilidade térmica, alta dureza e resistência ao desgaste, entre outros.

O desenvolvimento de técnicas para a fabricação de compósitos de matriz metálica (CMMs) tem se destacado fortemente nas últimas décadas, dada a crescente importância destes materiais em diferentes setores industriais como o automobilístico e o aeroespacial. Um dos tipos mais comuns de CMMs é o compósito que utiliza partículas cerâmicas como reforço, pois estas incorporam maior rigidez e resistência mecânica ao produto. Como material de matriz, os compósitos mais populares se referem às ligas de Al; quanto a reforços, os de emprego mais tradicional são partículas de carboneto de Si (SiC) e alumina (Al_2O_3), de reduzido preço de mercado, e que podem melhorar propriedades mecânicas, térmicas e de resistência ao desgaste de diferentes ligas de Al. De maneira mais recente, têm se destacado no cenário os materiais compósitos com matriz de Al ou Ti reforçada com intermetálicos de materiais refratários, para uso na indústria aeroespacial.

Diferentes técnicas para a produção de compósitos são disponíveis ou em desenvolvimento, utilizando a matéria prima nos estados líquido, sólido ou mesmo semissólido. A técnica de fabricação deve ser selecionada de acordo com a combinação metal/reforço empregada e as propriedades finais desejadas no produto.

Em muitas aplicações de engenharia, componentes metálicos são submetidos a solicitações mecânicas (ou de outra natureza) de distintos tipos e intensidades em diferentes regiões; por exemplo, ductilidade pode ser requerida em determinada região, enquanto em

outra, alta resistência ao desgaste é preponderante. Portanto, a otimização do desempenho de um componente depende da programação prévia de suas propriedades em distintas localizações. Com este propósito, têm sido desenvolvidos os materiais compósitos com gradientes de reforço, também chamados materiais compósitos com propriedades gradativas, ou, em inglês, *Functionally Graded Materials (FGM)*, que apresentam propriedades e características de acordo com o comportamento específico requerido em cada localização.

A grande maioria de compósitos com gradientes de reforço se refere a produtos que requerem uma superfície de elevada dureza e resistência à abrasão; são produzidos por técnicas de deposição envolvendo, por exemplo, o uso de laser ou plasma ou ainda técnicas de centrifugação em líquidos, para direcionamento de partículas de reforço para determinadas áreas do componente.

Neste trabalho é investigada a possibilidade de fabricação de um produto específico - martelos desfibradores de cana-de-açúcar para a indústria açucareira e do álcool - cujas condições de trabalho exigem propriedades distintas em diferentes regiões. Os martelos trabalham sob condições severas de impacto, que reflete sobre todo seu corpo, e de alta abrasão em sua superfície de contato com a cana. Portanto, devem apresentar alta massa associado a uma alta ductilidade e uma superfície de impacto com resistência ao desgaste.

Martelos desfibradores de cana-de-açúcar, bem como martelos para o setor de extração de minério, utilizados até o momento são fabricados em aços-C e têm sua superfície de contato com o meio a ser desfibrado ou triturado, revestida com aços de maior resistência mecânica, por meio de soldagem. Deste modo, as modificações estruturais produzidas pelo metal adicionado e as produzidas no próprio metal base devido ao aquecimento (zona termicamente afetada pela solda ou ZTA) formam regiões com propriedades distintas ("gradativas") das do metal no corpo do martelo.

Martelos desfibradores ou trituradores com revestimentos superficiais apresentam frequente necessidade de reconstrução do revestimento, o que significa parada do processo produtivo. Desenvolvimentos na área buscando a melhoria do desempenho destes martelos se referem usualmente ao estudo de diferentes tratamentos termomecânicos para o endurecimento superficial da base dos martelos, como relatado por MUHOPADHYAY, 2015, ou à adição de reforços particulados cerâmicos utilizando plasma, relatado por LIU, 2007, ou ainda à substituição de toda a base do martelo por compósitos de aço com carbonetos de Nb ou Ti, segundo EMANIAN, 2014.

Buscando uma técnica mais simples e econômica para a melhoria do desempenho em trabalho de martelos trituradores e desfibradores, este trabalho investiga um outro tipo de

solução: o uso de ferro fundido nodular ao invés de aço-C e a promoção de uma região com teor gradativo de reforço de grânulos de carboneto de tungstênio (WC) na base do martelo, por um processo simples que é a fundição.

É proposto o emprego de grânulos de WC oriundos da reciclagem de ferramentas de corte. O emprego de materiais descartados da indústria metalúrgica, transformando estes descartes de resíduos em matéria prima para fabricação de um novo produto, pode significar um importante reaproveitamento de um material nobre, que hoje é descartado, que são os produtos fabricados com WC.

1.2 Objetivos

O objetivo geral deste trabalho é verificar a possibilidade da fabricação de compósitos gradativos com matriz metálica de ferro fundido nodular do tipo FE 50007, reforçado com partículas trituradas de pastilhas de WC descartadas. O trabalho é desenvolvido visando a aplicação de tal compósito para a produção de martelos desfibradores de cana-de-açúcar de cerca de 33 kg, utilizados em rotores desfibradores na indústria açucareira.

Como objetivos específicos podem ser destacados:

- analisar a adequação do processo de fundição com molde cheio, com a adição direta dos grânulos de WC no fluxo do líquido, para a sua introdução no metal e formação de uma camada com teor gradativo de reforço na base do martelo;
- investigar a influência de parâmetros de processo (condições de fundição, teor e dimensões de grânulos de WC) na distribuição do reforço na base dos martelos;
- analisar variações microestruturais do FE 50007 por efeito da adição do reforço WC;
- analisar a interação entre os grânulos do reforço WC e o ferro fundido FE 50007, com relação às reações de interface;
- avaliar as variações das propriedades físicas densidade e dureza com a adição de reforço WC ao ferro nodular FE 5007;
- avaliar o comportamento em desgaste da região de compósito FE 50007 / WC;
- avaliar o desempenho em trabalho do produto desenvolvido, comparativamente a martelos comerciais.

2 ESTADO DA ARTE

2.1 Materiais compósitos de matriz metálica - CMM

Materiais compósitos são materiais que combinam características diferentes em suas ligas. São produzidos a partir da combinação de dois ou mais materiais com propriedades diferentes entre si, objetivando somar propriedades no produto, que não existem nos materiais isoladamente. O desenvolvimento de um material compósito se faz sempre com uma combinação de materiais que consigam as propriedades combinadas que se deseja como, por exemplo, aliar resistência à abrasão com resistência mecânica. Para isso é preciso selecionar os materiais e os processos de fabricação que combinem as forças de ligação entre os materiais combinados e a distribuição desejada na matriz. No geral, os constituintes do reforço dos compósitos proporcionam resistência mecânica e rigidez, mas também podem aumentar a resistência ao calor, corrosão, condutividade, abrasão e outras propriedades físicas e mecânicas.

As propriedades finais de um material compósito dependem, não só da adequada combinação de materiais, mas da característica de sua interação e principalmente, da interface de ligação entre os materiais combinados. A interação entre materiais pode ocorrer por meio de diferentes tipos de ligações, como:

- **Ligação mecânica:** é uma ligação que se mantém por uma força de atrito entre os materiais;
- **Ligação física:** a ligação se dá por forças secundárias que atuam entre as interfaces dos materiais. Pode-se citar como exemplo as forças de Van der Waals que atuam entre as moléculas, átomos ou íons;
- **Ligação química na interface:** as ligações são uniões estabelecidas entre os átomos da interface que formam moléculas ou fases altamente estáveis;
- **Ligações múltiplas:** nestas ligações os constituintes se atraem mais fortemente e em geral ocorre a formação de solução sólida, quando há solubilidade parcial entre os componentes.

Na fabricação de materiais compósitos deve-se levar em consideração que sua constituição depende de uma fase contínua (matriz) e de uma fase dispersa (reforço), e suas

propriedades são obtidas a partir da combinação das propriedades dos constituintes (materiais que o compõem).

As propriedades finais de um material compósito dependem:

- Da natureza e propriedades dos constituintes individuais;
- Das quantidades relativas dos constituintes;
- Da interação entre os constituintes;
- Da dispersão do material de reforço, a qual deve ser feita de maneira que se tenha controle dos resultados que se deseja atingir;
- Da geometria do agente de reforço, suas dimensões, etc.

Reforços podem ser de três categorias principais: compósitos particulados, compósitos de fibras contínuas e compósitos de fibras descontínuas (*whiskers*).

Compósitos constituídos de uma matriz metálica contínua, reforçados com partículas discretas de materiais cerâmicos, por exemplo, são conhecidos como compósitos particulados (*PRC – Particulate Reinforced Composite*). Diferentes morfologias de partículas podem ser empregadas, mas com dimensões semelhantes em todos os eixos, o que as caracterizam como partículas e não fibra ou *whisker*. As dimensões de particulados dispersos na matriz podem ser da ordem de poucos μm até alguns mm, sendo a sua concentração em volume variável, da ordem de 5 a 30%, na maioria dos compósitos de matriz metálica de uso comercial. As características geométricas dos particulados também influenciam as propriedades do material compósito, pois definem, por exemplo, as dimensões da matriz inter-partículas.

Reforços com geometria alongada, como fibras, também são popularmente empregadas na produção de compósitos de matriz metálica. Este tipo de compósitos, contendo fibras como reforço é chamado *FRC – Fiber Reinforced Composites*. As fibras constituem uma classe importante de reforço, sendo fibras de vidro as de emprego mais antigo. As fibras de materiais cerâmicos, como fibras de C, ou mesmo de metais foram mais tarde descobertas e postas em uso para proporcionar outras características aos compósitos.

O desempenho do compósito reforçado com fibras é avaliado pelo comprimento, forma, orientação e composição das fibras, bem como pelas propriedades mecânicas da matriz. O arranjo das fibras em relação umas às outras, a concentração das fibras e a sua distribuição influenciam significativamente a resistência e outras propriedades dos compósitos reforçados com fibras.

Existem duas configurações possíveis em relação à orientação das fibras em uma matriz: um alinhamento paralelo ao eixo longitudinal da fibra numa só direção, e um

alinhamento totalmente aleatório. Normalmente as fibras contínuas estão alinhadas enquanto as fibras descontínuas ou fibras curtas (*whiskers*) podem estar desalinhadas, orientadas aleatoriamente ou parcialmente orientadas. Os materiais para fibras contínuas incluem o carbono, o carboneto de silício, o boro, o óxido de alumínio e os metais refratários. Por outro lado, os reforços descontínuos consistem principalmente em *whiskers* de carboneto de silício, fibras picadas de óxido de alumínio e de carbono, e os particulados de carbonetos de silício e óxido de alumínio.

Na Figura 2.1 são apresentados diferentes tipos de compósitos classificados segundo o tipo de reforço empregado.

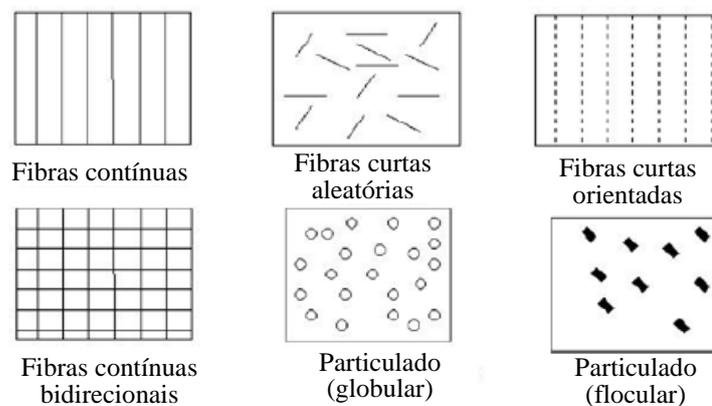


Figura 2.1: Classificação de materiais compósitos segundo o tipo de reforço (adaptado de Ventura Lisboa, 2009)

Em geral, a melhor combinação das propriedades dos compósitos reforçados com fibras é obtida quando a sua distribuição é uniforme. Os compósitos com fibras contínuas e alinhadas têm respostas mecânicas que dependem de vários fatores como o comportamento tensão-deformação das fases fibra e matriz, as frações volumétricas das fases e a direção na qual a tensão ou carga é aplicada.

Embora fibras descontínuas alinhadas forneçam menor eficiência na melhoria de propriedades do compósito do que fibras contínuas, são cada vez mais utilizadas em diversas aplicações. Por exemplo, fibras de vidro picadas são os reforços desse tipo usados com maior frequência, mas também as fibras descontínuas de carbono e aramida são muito utilizadas. Já os compósitos com fibras descontínuas e aleatórias são aplicados onde as tensões são totalmente multidirecionais. A eficiência deste tipo de compósito é muito baixa quando comparada com a dos compósitos reforçados com fibras contínuas e alinhadas na direção longitudinal.

A seleção da orientação e comprimento da fibra para um determinado compósito dependem do nível e natureza da tensão aplicada, bem como dos custos de fabricação. As taxas de produção dos compósitos com fibras curtas, alinhadas ou com orientação aleatória são elevadas e formas complexas podem ser moldadas, o que nem sempre é possível quando se utiliza um reforço com fibras contínuas. Além disso, os custos de fabricação são consideravelmente menores do que para as fibras contínuas e alinhadas.

Diferentes processos para a fabricação de compósitos de matriz metálica já foram desenvolvidos e são disponíveis no mercado, e muitos são objetos de desenvolvimento. De modo geral, pode-se classificar os métodos de fabricação de CMM em três categorias, em função do estado da matriz metálica: processamento no estado líquido, processamento em duas fases (semi-sólido) e processamento no estado sólido.

a) Matriz metálica no estado líquido

A fabricação de compósitos via metal no estado líquido pode ser feita pela adição direta do material de reforço ao líquido utilizando diferentes técnicas, como agitação mecânica, eletromagnética, etc., para a sua dispersão (ROSSO, 2006),(VIANA, 2018). Podem ainda ser empregados elementos que, em contato com o metal, promovem a formação do constituinte de reforço, como é o caso, por exemplo, da adição de Nb em Al líquido, com a formação *in situ* do reforço NbAl₃ (ROBERT, 1997);

b) Matriz metálica no estado sólido

Técnicas da metalurgia do pó, onde os constituintes matriz e reforço, na forma de pós, são misturados, compactados e sinterizados, são bastante empregadas na fabricação de diferentes tipos de compósitos de matriz metálica, devido à sua versatilidade na combinação de materiais; no entanto seu emprego é limitado a produtos de pequenas dimensões e geometrias não complexas (SOUZA, 2012), (IBRAHIM, 1991), (FERREIRA, 2017);

c) Matriz metálica no estado semi-sólido

A tixotrofia também tem sido empregada com sucesso na fabricação de compósitos de matriz metálica. O processamento com o metal no estado semi-sólido apresenta vantagens quando comparado com outros processos de fabricação de compósitos, como maior versatilidade de geometria de produtos, menor custo e menor tempo de fabricação, quando comparado com processos envolvendo a metalurgia do pó, e menor possibilidade de reações indesejadas entre reforço e matriz, quando comparada com os processos de fundição (FERREIRA, 2014); (VIANA, 2017).

A qualidade de um produto compósito se deve em grande parte à qualidade da interação entre os constituintes, isto é, da interface entre a matriz metálica e o reforço cerâmico. A interface representa uma descontinuidade no material, cujas características podem interferir de maneira significativa nas propriedades do material (FREITAS, 2013). Na interface podem ocorrer reações químicas, fenômenos de difusão ou outros, que dependem do tempo e temperatura de contacto. Um grande obstáculo nessa interação química entre reforço e matriz é a formação ou presença de óxidos na superfície dos componentes, o que impede a molhabilidade dos mesmos (KIM e MAI 2013). Nesse caso, a interface pode ser caracterizada como um vazio, altamente prejudicial às propriedades mecânicas do material.

Por outro lado, o excesso de contato pode favorecer a formação de fases indesejáveis na interface, como fases frágeis, o que ocorre com mais frequência em compósitos fabricados a altas temperaturas, como por exemplo, na fabricação de compósitos por fundição de metais de alto ponto de fusão (matrizes ferrosas, Co, e mesmo com ligas de Al).

Portanto, na seleção do processo de fabricação para uma determinada combinação metal/reforço, especial atenção deve ser dada à possibilidade de reações de interface entre os componentes, para a correta definição de parâmetros de processamento.

2.2 Compósitos de matriz metálica com propriedades gradativas - CMM/PG

Materiais compósitos podem apresentar uma distribuição contínua do reforço em todo seu volume ou podem apresentar gradientes de teor de reforço, segundo requisitos particulares de desempenho, como por exemplo, apresentar uma região, que em trabalho será submetida a maior abrasão, com maior teor de um determinado reforço que forneça resistência ao desgaste. Compósitos com teores gradativos de reforço são chamados compósitos funcionais ou FGM - *functionally graded materials*.

De modo geral, a definição FGM estabelece que se trata de um material caracterizado por uma gradual variação de sua estrutura, composição e em consequência, em suas propriedades (SOBACK, 2012). Portanto, apresenta estrutura heterogênea e normalmente usada para conseguir características físicas desejadas em regiões determinadas.

Os gradientes das partículas do reforço em FGMs podem ser contínuos ou discretos, em camadas, como ilustrado na Figura 2.2.

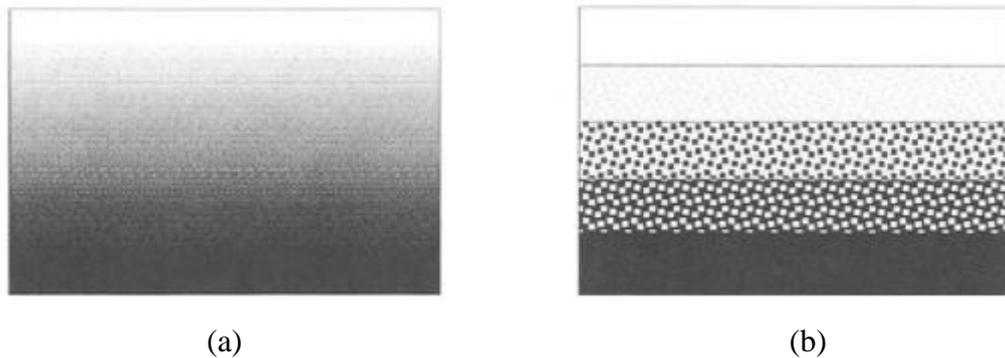


Figura 2.2: Ilustração de (a) gradiente contínuo de reforço e (b) gradiente de reforço em camadas, em FGMs. Adaptado de Myamoto (2013).

A ideia de produção de gradientes de distribuição de reforços em compósitos, com funções específicas, foi inicialmente desenvolvida no Japão, nos anos 80, para a o fim específico de aumentar a aderência ou integração do reforço cerâmico com o metal, e redução de tensões térmicas em compósitos Ti-C usadas em motores de foguetes, segundo citado por Sobczak, 2013. No entanto, o interesse nesse tipo de compósito tem se expandido para outras áreas de aplicação, sendo desenvolvidos diferentes tipos de combinação metal/reforço que representam otimização de desempenho pela possibilidade de programar propriedades físicas, térmicas e mecânicas locais específicas no produto.

As aplicações ocorrem em diversas áreas da engenharia, mas o uso mais comum dos compósitos ocorre nos setores automobilístico, aeroespacial e peças de desgaste de mineração e outros, devido às características diferenciadas que estes materiais apresentam.

Na indústria automobilística, os compósitos de matriz metálica são usados para a fabricação de vários componentes, entre eles, por exemplo, eixos e discos de freio, pistões.

Como exemplo pode ser citado o caso de ligas de Al dos tipos A356 (7,5Si-0,35Mg) e A2124 (4,5Cu-1,6Si-6Mg-0,25Zn) reforçadas com gradientes contínuos de partículas de SiC, para uso em componentes com superior desempenho mecânico associado a alta resistência ao desgaste em regiões específicas, como por exemplo na fabricação de cilindros para a indústria automotiva (RAJAN, 2010).

Na Figura 2.3 é apresentada a microestrutura da seção do cilindro, segundo o autor, mostrando o gradiente de partículas de SiC a partir da superfície externa do cilindro para o seu interior.

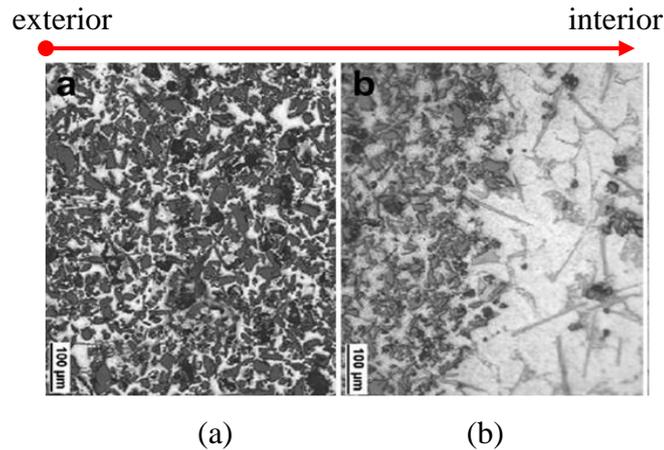


Figura 2.3: Microestrutura de seção de cilindro automotivo com gradiente contínuo de reforço - material compósito A356/SiC: (a) 1,5 mm e (b) 5,5 mm a partir da superfície externa da seção. (RAJAN, 2010).

Outro interessante desenvolvimento na área de compósitos com gradientes funcionais, é um compósito de base Ti com gradientes discretos, na forma de camadas, de diferentes tipos de reforços: camadas Ti/intermetálico $TiAl_3$ e camadas Ti/fibras de SiC. Trata-se de um bio-compósito feito à semelhança um material biológico presente no córtex dorsal de carapaça de tartarugas (ZHU, 2016). Um esquema do produto é apresentado na Figura 2.4; suas principais características são baixa densidade associada a elevada habilidade de flexão.

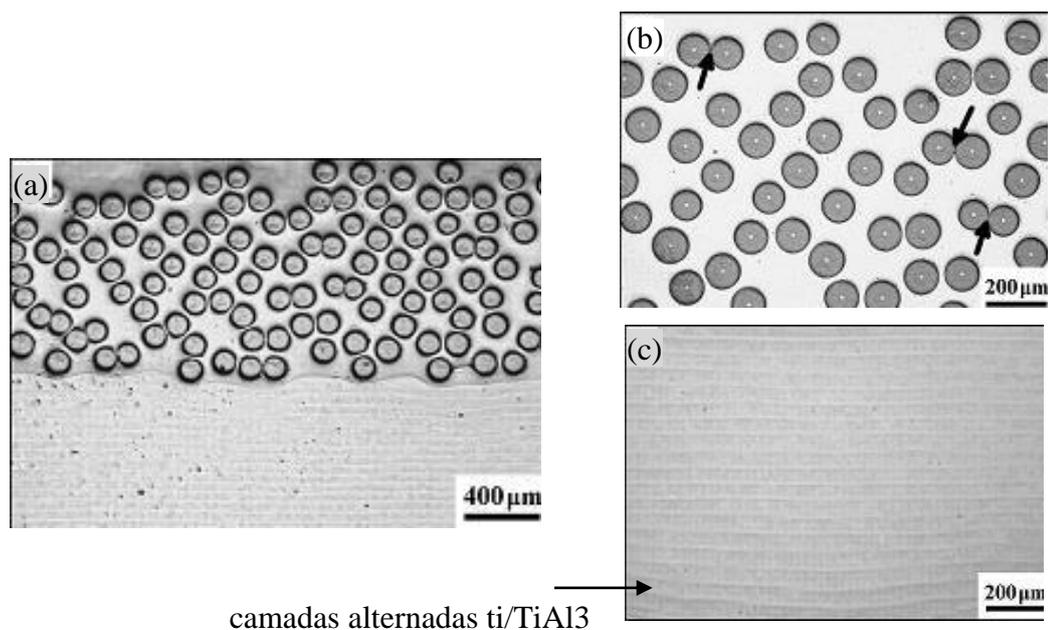


Figura 2.4: (a) Aspecto geral da microestrutura de compósito gradativo de base Ti com camadas de distintas composições: (b) compósito Ti/ SiC (c) compósito Ti/SiC fibras (vista transversal). (ZHU, 2016).

Como compósitos com gradientes funcionais de reforços podem ser citados revestimentos superficiais contendo elementos de reforço como *whiskers* cerâmicos ou partículas de alta dureza, em componentes metálicos. Pode ser citado o processo de metalização praticado pela empresa EUTETIC[®], ilustrado na Figura 2.5. A camada de material compósito na superfície do componente tem composição e espessura variável.

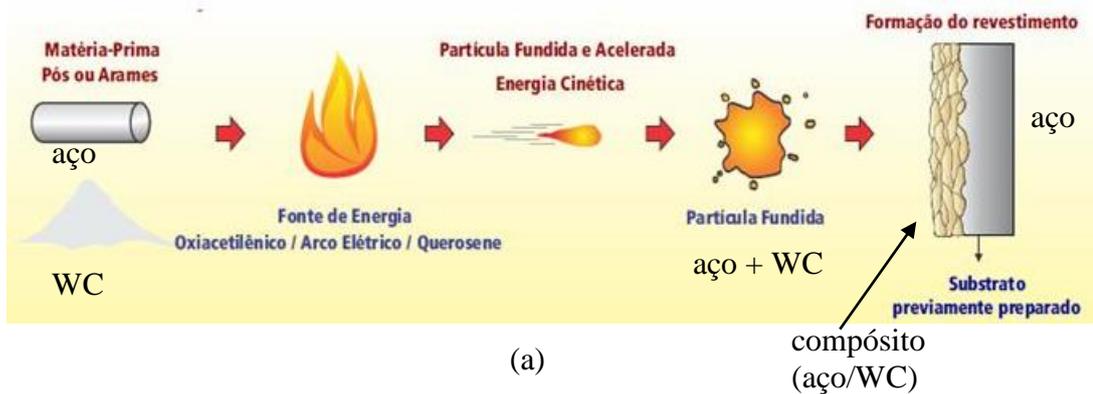


Figura 2.5: (a) Ilustração de técnica de produção de compósito com gradiente funcional por deposição de reforço em superfície metálica; (b) produto compósito resultante na superfície do componente. Fonte: catalogo da EUTETIC[®], acessado 2015.

A camada reforçada é produzida pelo choque de gotículas do metal fundido (de mesma ou distinta composição do componente), carregando partículas do elemento cerâmico, na superfície do componente. A elevada temperatura das gotículas pode promover fusão parcial da superfície, promovendo a integração entre os constituintes. Um exemplo típico de aplicação é o revestimento de componentes de aço (substrato) com compósito aço/WC.

2.3 Ferros fundidos nodulares

2.3.1 Sistemas Fe-C e Fe-C-Si

Os ferros fundidos nodulares são caracterizados por apresentarem a fase grafita, fase de equilíbrio no sistema Fe-C, com morfologia de glóbulos, o que lhes confere interessante gama de propriedades mecânicas: ampla faixa de tensão de escoamento e alta ductilidade, além de excelente usinabilidade associada à elevada dureza e resistência ao desgaste. A matriz pode ser constituída de ferrita, perlita ou ferrita/perlita.

Na formação da estrutura na solidificação de ferros fundidos em condições normais de resfriamento, a fase formada a partir do líquido é a austenita (ligas Fe-C hipoeutéticas) ou cementita (hipereutéticos). A fase cementita (o carboneto Fe_3C), é meta-estável e tende a se decompor, formando grafita e ferrita. A decomposição da cementita é, no entanto, bastante lenta, e só ocorre em taxas de resfriamento reduzidas, não em condições usuais de fundições.

A Figura 2.6 apresenta, de modo genérico, as fases presentes em sistema Fe-C em condições de equilíbrio (linhas tracejadas), com a presença da fase estável grafita, e em condições fora do equilíbrio (linhas cheias), com a presença da fase meta-estável cementita.

Na presença de Si na liga, as fases de equilíbrio ferrita e grafita são formadas em condições normais de solidificação. Portanto, na solidificação de ligas ferrosas a obtenção de ferros fundidos não brancos depende da taxa de resfriamento e do teor de Si: reduzidas taxas de resfriamento podem possibilitar a decomposição da cementita para a fase de equilíbrio grafita; adequados teores de Si reduzem a solubilidade de C na austenita, estimulando a formação de grafita a taxas de resfriamento mais realistas.

Na prática da fundição de ferros fundidos cinzentos ou globulares, a condição de equilíbrio para a obtenção de grafita diretamente na solidificação é obtida pela adição de teores da ordem de 1,8 a 3% Si ao banho.

A presença do Si em sistemas Fe-C tem o efeito de reduzir o teor de C para a reação eutética e de aumentar tanto a temperatura de reação eutética como a eutetóide. Segundo proposta de Colpaert (1974), citado por Hughes (1998), o efeito quantitativo do teor de Si no teor de C no Fe líquido, para a ocorrência da reação eutética é descrita por:

$$\% \text{ C (Eutético, Ligas Fe-C-Si)} = 4,3 - 0,33 \% \text{ Si} \quad (\text{Equação 2.1})$$

Assim, por exemplo, para um teor de 2,5% Si na liga, a reação eutética ocorreria a partir de líquido contendo não 4,3% C, mas cerca de 3,5% C.

A variação da temperatura eutética com o teor de Si na liga é investigada em diversos trabalhos; a Figura 2.7 apresenta resultados de Lacaze (1991). Pode-se observar o aumento da temperatura eutética E1 (isto é, o início da reação a partir de líquido) de cerca de 1154 °C a 1170 °C, com o aumento do teor de Si de 0 a 5%.

Na solidificação de ferros fundidos não brancos, a geometria da grafita pode adquirir diferentes configurações. A geometria esferoidal de grafita ao invés das morfologias de veios ou de flocos presentes nos ferros fundidos cinzentos é obtida pela adição de Mg ou Ce ao banho líquido. Na ausência destes elementos, o crescimento da grafita a partir de líquido se dá de maneira não equiaxial, pois impurezas comumente presentes no ferro líquido, como oxigênio e enxofre, são absorvidos na interface grafita/líquido em determinados planos atômicos da grafita, como os planos basais (SMITH, HASHEMI, 2012). Como consequência estes planos têm sua velocidade de crescimento reduzida, induzindo o crescimento de outros planos não contaminados e resultando em um crescimento direcional (veios ou flocos) do nódulo de grafita. Os elementos Mg e Ce retiram o oxigênio e o enxofre do banho, permitindo um crescimento equiaxial da grafita, resultando em nódulos globulares.

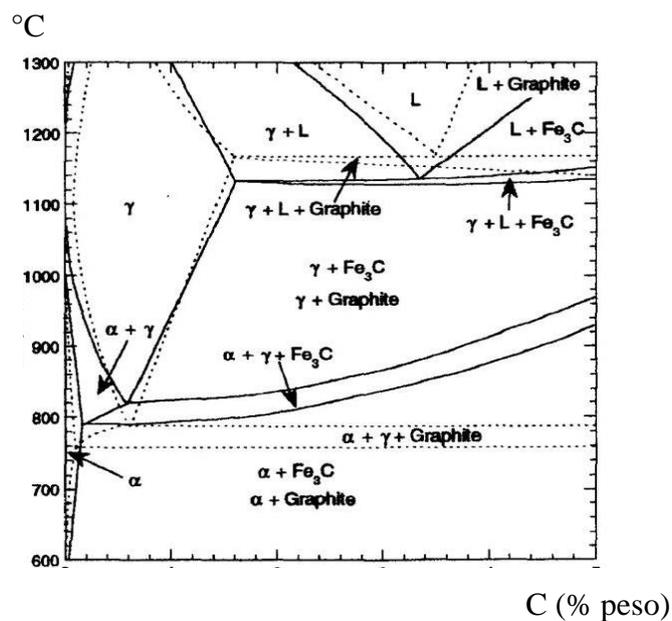


Figura 2.6. Diagrama genérico de fases para o sistema Fe-C, em condições de não equilíbrio (linhas cheias) e condições de equilíbrio termodinâmico (linhas tracejadas) (SYN, 1997).

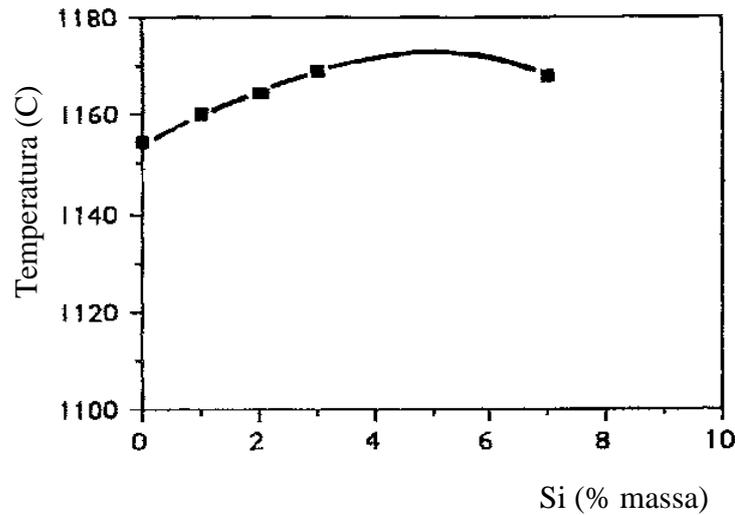


Figura 2.7. Efeito do teor de Si na temperatura eutética em sistema Fe-C-Si. (LAKASE, 1991).

2.3.2 Ferro fundido nodular FE 50007

2.3.2.1 Diagrama de fases e microestrutura do FE 50007

O ferro fundido nodular do tipo FE 50007, empregado no trabalho, é o tipo mais usado na construção mecânica. Segundo sua designação FE 50007, norma ABNT (NBR 6916/1981), trata-se de ferro fundido nodular de matriz ferrítica/perlítica. Este tipo de ferro nodular apresenta baixo ponto de fusão, alta fluidez, resistência mecânica compatível com a requerida para o produto a ser estudado.

A composição química do FE 50007, segundo norma orientativa, é apresentada na Tabela 2.1.

Tabela 2.1: Composição química do ferro nodular FE 50007, segundo norma orientativa ABNT - NBR 6916/1981.

Elemento	C	Si	Mn	S	Cu	P	Mg
% Peso	3,4 - 3,8	2,5-2,8	0,5 max	0,02 max	0,2-0,7	0,09 max	0,04 -0,06

Dado o elevado teor de Si presente nos ferros fundidos nodulares em geral e, em particular, no FE 50007, o estudo das transformações de fases é fundamentado no diagrama ternário Fe-C-Si. Na Figura 2.8 são apresentadas seções isotérmicas de diagramas ternários Fe-C-Si em condições de equilíbrio termodinâmico, para as temperaturas de 1100 a 800°C. Pode-se observar que as fases em equilíbrio, logo após o término da solidificação, podem ser diferentes combinações de ferrita, austenita e grafita, dependendo da temperatura. Com o resfriamento, o campo da grafita se expande, pela redução da solubilidade do C na austenita. Especificamente para a composição do FE 50007, considerando 94% Fe, 5,5% C e 2,5% Si em peso, ou, respectivamente, 82% Fe, 14% C e 4% Si at (aproximadamente), pode-se observar que os constituintes presentes em uma estrutura bruta de solidificação em equilíbrio são austenita e grafita; a ferrita está presente somente para estágios avançados do resfriamento.

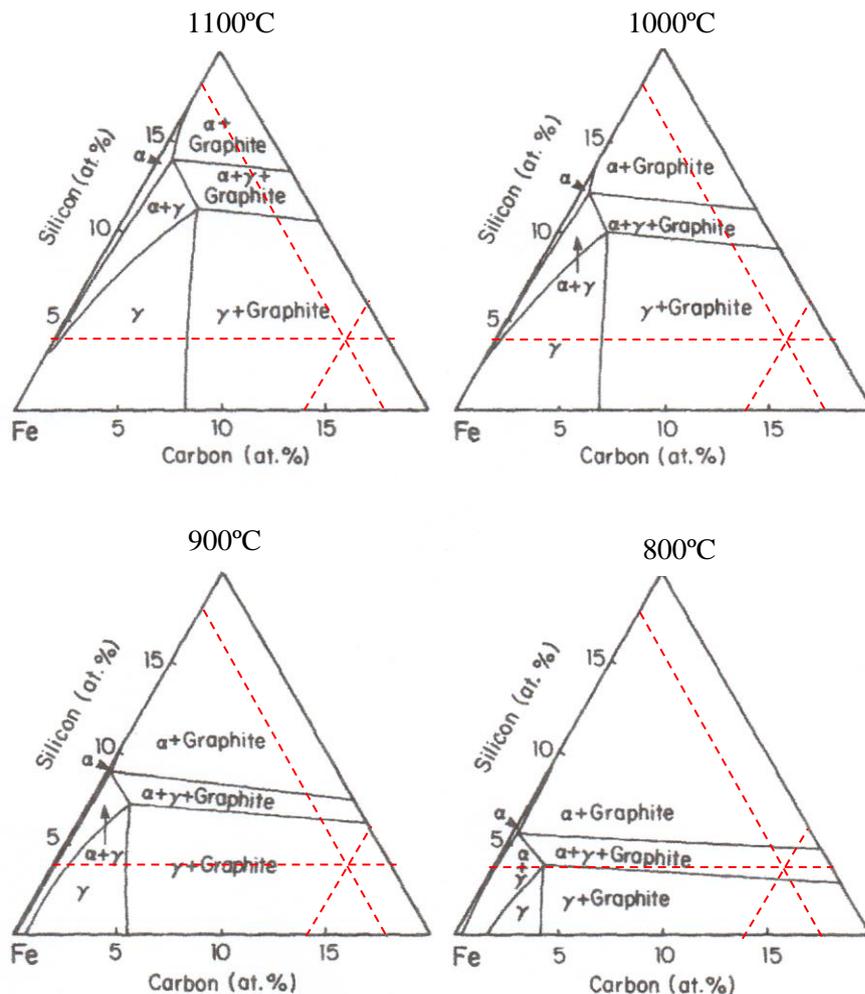


Figura 2.8: Seções isotérmicas de diagramas ternários Fe-C-Si, em condições de equilíbrio termodinâmico. (CHUEH, 1987).

Para maior praticidade, é comum a análise de transformações de fases na solidificação dos ferros fundidos contendo grafita considerando apenas o sistema binário Fe-C, em equilíbrio, utilizando ao invés de carbono, uma grandeza denominada carbono equivalente (CE). O carbono equivalente (CE) considera os efeitos do Si e P sobre o ponto eutético do diagrama Fe-C, sua expressão é definida como:

$$\text{C.E.} = \% \text{ C} + 1/3 (\% \text{ Si} + \% \text{ P}) \quad (\text{Equação 2.2})$$

Portanto, uma vez que o valor do CE do ferro fundido FE 50007 é igual a 4,3% em massa, a liga pode ser considerada uma liga eutética, como mostrado na Figura 2.9, que apresenta um diagrama de fases genérico do sistema binário Fe-C, em condições de equilíbrio termodinâmico e a localização do FE 50007 no diagrama.

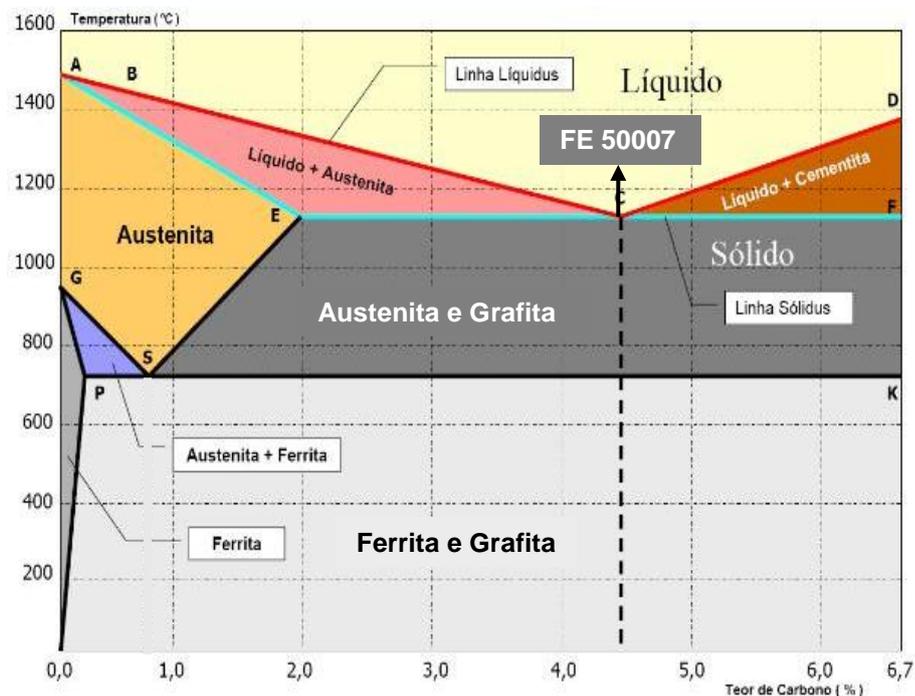


Figura 2.9 Diagrama de fases em sistemas Fe-C (com 2,5%Si), em condições de equilíbrio com indicação da composição aproximada do ferro fundido FE 50007 (CE = 4,3%) nas experiências. Adaptação de Craig, 1998.

A transformação eutética a partir de líquido, com a formação de austenita e a fase de equilíbrio grafita (na presença de 2,25 %Si), ocorre num pequeno intervalo de temperaturas,

onde coexistem líquido + austenita + grafita (L + g + G). A morfologia da grafita é determinada principalmente pela ação do Mg, utilizado como nodularizante.

Com o resfriamento há formação de mais grafita a partir da expulsão de C da austenita, pela redução de sua solubilidade nesta fase; esta grafita é incorporada à superfície dos nódulos já existentes, formados durante a transformação eutética. No resfriamento em equilíbrio, é ainda formada grafita durante a transformação eutetóide, a partir da decomposição da austenita, gerando grafita e ferrita.

A matriz de um ferro fundido nodular pode ser constituída de ferrita, perlita ou combinação de ferrita/perlita. O teor relativo ferrita/perlita depende, basicamente, da taxa de resfriamento e da composição química: aumento da taxa de resfriamento e aumento de elementos de liga, resultam em aumento da fase perlita, pois permitem uma maior estabilidade da cementita.

A microestrutura típica do FE 50007 é constituída de grafita nodular (esférica), forma I e II, tamanho 5 - 8, avaliado de acordo com a norma ASTM A 247. A estrutura do FE 50007 é de matriz é ferrítica (30 a 60%) / perlítica (40 a 70%). A microestrutura típica do FE 50007 é mostrada na Figura 2.10. Pode -se observar a grafita nodular cercada pela fase ferrita, e perlita entre a ferrita.

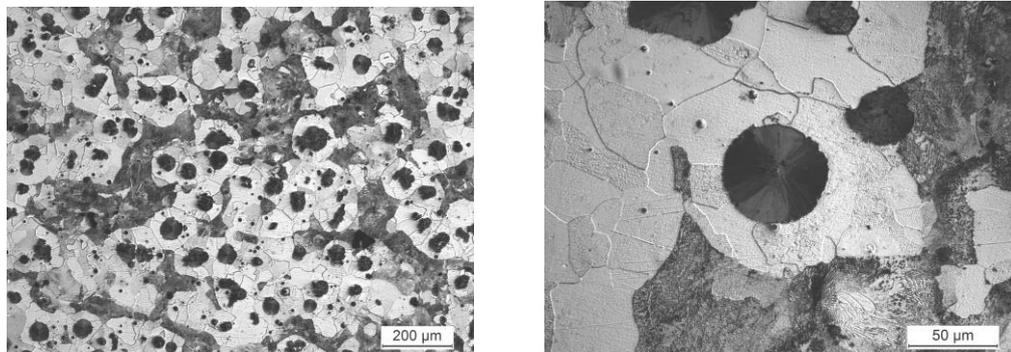


Figura 2.10: Microestrutura típica do ferro nodular FE 50007. Fotos do autor.

2.3.2.2 Propriedades e aplicações do FE 50007

As propriedades mecânicas gerais do ferro fundido nodular do tipo FE 50007, no estado fundido, conforme norma ABNT - NBR 6916/2017 são apresentadas na Tabela 2.2.

O FE 50007 apresenta uma boa usinabilidade porque a dureza Brinell está entre 200 a 250 HB e os nódulos de grafita funcionam como lubrificante no ponto de corte. Ele também aceita tempera, principalmente superficial, o que promove uma boa resistência ao desgaste.

Tabela 2.2: Propriedades mecânicas do ferro fundido nodular tipo FE 50007 segundo norma ABNT - NBR 6916/2017.

Limite Resistência (MPa) min	Limite Escoamento (MPa) min	Alongamento (%) min	Dureza (HB)	Microestrutura predominante
500	350	7,0	170-240	ferrita/perlita

As principais aplicações do FE 50007 são: carcaças de redutores, flanges, tampas de mancais, mancais, bases de estampos para indústria automobilística, virabrequins, engrenagens, entre outras.

Na Figura 2.11 é apresentado um estampo para fabricação de duas caixas de roda para indústria automobilística, produzido em nodular FE 50007 de estrutura ferrita-perlita. Esta peça irá estampar caixas de roda em um chapa de aço de 0,6 mm. Também esta peça irá ser temperada para uma dureza entre 50 a 55 RC nas áreas que tem maior solicitação mecânica (a têmpera é feita por aquecimento local por indução).



Figura 2.11: Peça fundida em FE 50007 de estrutura ferrita-perlita de 6000 Kg, fabricada na Empresa FEMAQ®. Foto do autor.

2.4 Pastilhas de corte de carboneto de tungstênio (WC)

Pastilhas de corte de carbonetos de tungstênio (WC) fazem parte de um grupo de materiais conhecidos como metais duros, de grande importância tecnológica, tendo como principais utilizações a fabricação de matrizes de trefilação, pastilhas de corte em geral e peças que necessitam de alta resistência ao desgaste. São amplamente utilizados na área de corte de metais, madeira e plástico, na área de conformação, de usinagem e também como matéria prima para fabricação de peças resistentes ao desgaste.

Os metais duros são materiais compósitos produzidos por técnicas da metalurgia do pó, sinterizados já na sua geometria final.

No presente trabalho são empregadas pastilhas de corte de WC recicladas de plantas de usinagem de metais, como reforços para o ferro fundido FE 50007.

2.4.1 Principais características de pastilhas de corte de WC

O WC é um dos carbonetos mais duros, com um ponto de fusão de 2777 °C, por isso é usado em abrasivos resistente a desgaste, ferramentas de corte, lâminas de serras circulares e ferramentas de corte em geral. Como material cerâmico, apresenta fratura frágil e alta dureza, da ordem de 2200 HV.

Produtos de WC, em particular pastilhas de corte, são constituídos de partículas individuais de WC (90% a 95% de W) ligadas entre si por ação de um agente metálico, via sinterização por fase líquida. Outros carbonetos de metais refratários podem entrar na composição de ferramentas de corte, como carbonetos de Ti, Ta, V e Nb. Como agentes ligantes são utilizados metais como Ni e Co.

Também outros componentes entram na composição de pastilhas de corte: estas são normalmente revestidas com carbonetos, nitretos ou óxidos cuja dureza pode chegar a 3000 HV, para aumento de sua resistência à abrasão. Materiais como TiC, TiN, TiCN, TiAlN, Al₂O₃, AlCrN, ZrCN, TiZrCN, TiHfCN, ZrO₂, HfO₂, diamante sintético, entre outros, são depositados em camadas que podem variar de 2 a 12 µm de espessura (DINIZ, 2013).

Inúmeros tipos de combinações de carbonetos, ligantes e revestimentos são disponíveis para diferentes tipos de trabalho; a adequada seleção da pastilha de corte dependerá dos requisitos exigidos em trabalho.

A grande maioria das pastilhas de corte para materiais metálicos comerciais são constituídas de partículas de WC ou combinações de partículas de WC, TiC e TaC, ligadas com Co e/ou Ni, sendo o Co mais popular. Os teores mais comuns de Co empregados variam da ordem de 5 a 15% em massa.

As propriedades gerais de ferramentas de corte encontradas no mercado, constituídas de WC com 0 a 6% de Co como ligante, são apresentadas na Tabela 2.3.

Tabela 2.3: Propriedades gerais de metal duro comercial WC / 0-6% Co (MATWEB, 2016).

Dureza Vickers (HV)	1300 - 1550
Densidade (g/cm ³)	14,9 – 15,7
Limite de resistência a compressão (MPa)	2380 – 7000
Limite de resistência à tração (na ruptura) (MPa)	344 – 1440
Módulo de Young (GPa)	620 – 700
Resistividade elétrica (Ω /cm ³)	0,2 – 5,3 x 10 ⁻⁵
Condutividade térmica (W/m.K)	60 – 100
Calor específico (J/g °C)	0,20 – 0,48
Coefficiente de dilatação linear (μ m/m °C)	4,6 – 7,3

Pela tabela pode-se observar que as pastilhas de metal duro apresentam dureza em torno de 1300 a 1550 HV, muito superior a de ferros nodulares, cuja dureza, como mostrado na Tabela 2.2, é da ordem de 170 a 240 HB, equivalentes a 180 a 200 HV. Portanto, são promissoras candidatas a atuação como reforço do ferro nodular.

2.4.2 Microestrutura de pastilhas de corte à base de WC

Metais duros são produtos compósitos fabricados por metalurgia do pó, como já mencionado. Nesta técnica, a matéria prima na forma de pós (no caso pós de carbonetos e de agentes metálicos ligantes), é misturada, compactada e em seguida aquecida para promoção da sinterização ou ligação das partículas dos pós.

Na produção de ferramentas de corte do tipo WC-Co, a sinterização se dá por fase líquida, com o uso de Co e/ou Ni, que à temperatura de sinterização funde e promove a união entre as partículas individuais de WC. O processo de sinterização leva por volta de 12 horas a uma temperatura de aproximadamente 1500 °C (TORRES, 2009).

As dimensões de partículas de carbonetos empregadas usualmente são da ordem de 1 a 10 µm; no entanto, carbonetos finos, com dimensões de partículas da ordem de 0,2 µm ou mesmo menores, podem ser utilizados para redução da porosidade do produto (pois melhoram a compactabilidade), com conseqüente aumento de dureza, resistência ao desgaste e tenacidade (DINIZ, 2013; KALPAKJIAN, 2009).

As ferramentas de corte, como todo produto sinterizado, pode apresentar um certo teor de porosidade residual em sua microestrutura. A Figura 2.12 apresenta microestruturas de pastilhas do tipo WC-Ni (TORRES, 2009) e WC-Co.

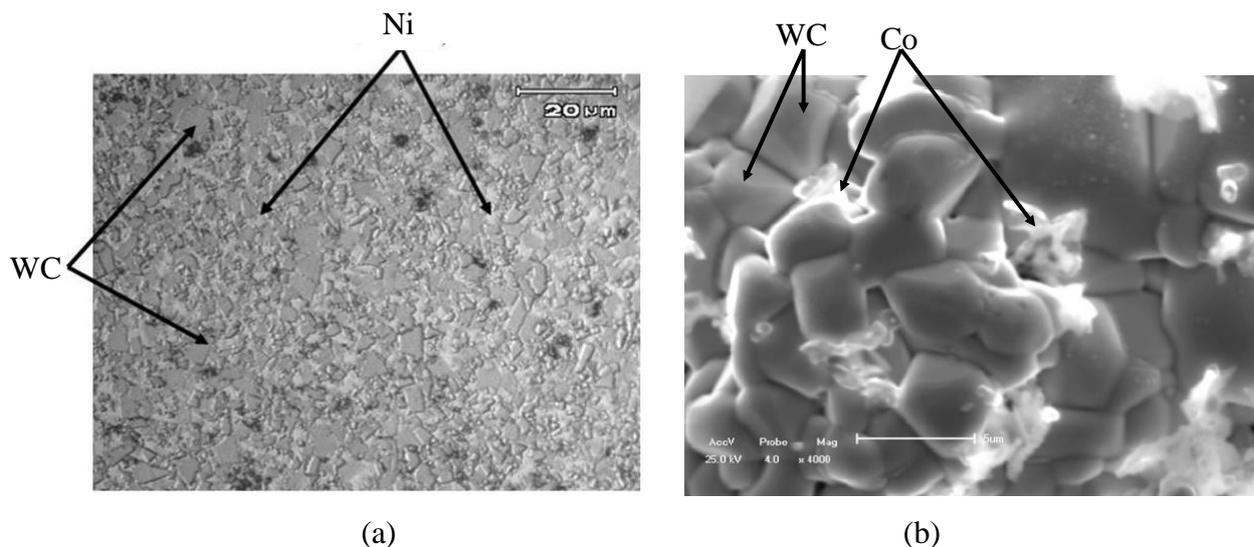


Figura 2.12: Microestruturas de pastilhas de corte sinterizadas dos tipos: (a) WC- Ni (MO); (b) WC-Co (MEV) (TORRES, 2009).

Pode-se observar em (a) a presença do Ni entre as partículas de WC, como uma fase contínua, atuando como ligante. A porosidade residual não é evidente para a ampliação utilizada. Também em (b) se observa a presença do ligante, no caso Co, entre partículas de WC; com uso de MEV, a presença de vazios entre partículas de WC é mais evidente.

2.5 Martelo do desfibrador de cana-de-açúcar

2.5.1 Introdução geral

Segundo Nogueira e Filho (2005), o preparo da cana-de-açúcar para moagem consiste em um processo de desintegração, visando destruir a resistência da parede dura da cana como as cascas e nós. É necessário romper o maior número de células parenquimatosas que armazenam o caldo e uniformizar a camada de cana que vem das esteiras para aumentar a eficiência das moendas. A eficiência da extração de caldo depende também da massa / volume ocupado pela cana, isto é sua densidade. Assim, no processo de desfibramento é buscado o aumento da densidade da cana para a otimização do processo de moagem.

A Figura 2.14 ilustra a alteração da densidade da cana com o processo de desfibramento.

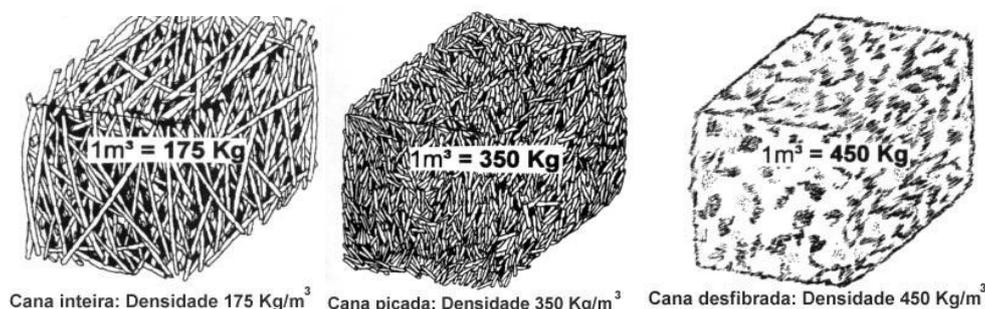


Figura 2.13: Ilustração da densidade da cana (massa/volume ocupado) em diferentes estágios de seu processamento. (RODRIGUES, 2016).

A extração do caldo de cana para produção de etanol ou de açúcar passa por várias etapas, apresentadas esquematicamente na Figura 2.14 (RODRIGUES, 2016). No início do processo, a cana é lavada, em seguida passa pelo setor denominado de preparo, que consiste

de picador, desfibrador (o martelo do desfibrador é o objeto de nosso estudo), onde adquire a densidade requerida.

Após operação de desfibramento, a cana segue para as moendas, onde é feita a extração do caldo. A quantidade de caldo extraído é função direta da eficiência da etapa de preparo. Deste modo, a etapa de desfibramento tem importante papel no aumento da eficiência de extração do caldo.

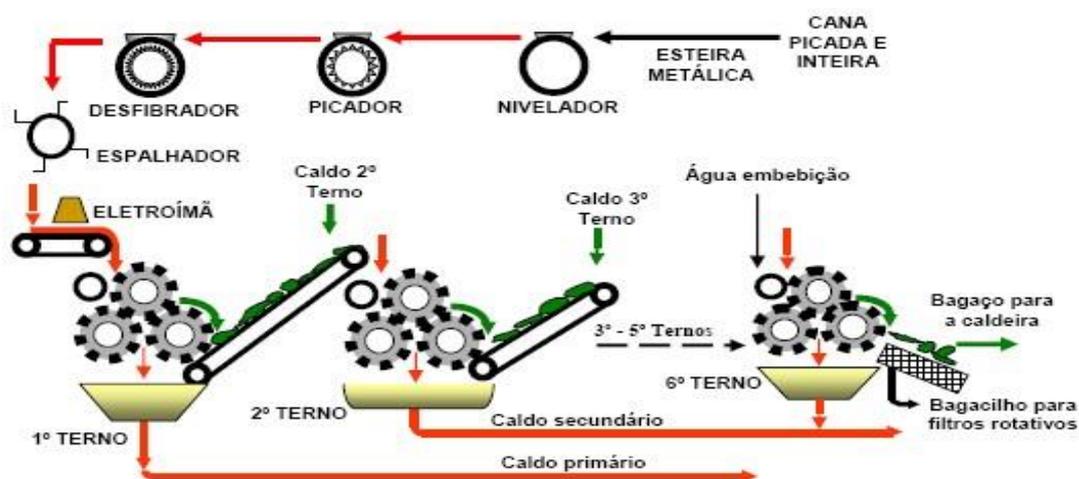


Figura 2.14: Representação esquemática dos equipamentos de preparo e extração do caldo da cana-de-açúcar (FATEC, 2013).

A operação de desfibramento da cana-de-açúcar é feita no desfibrador, constituído basicamente de três dispositivos: tambor alimentador, placa desfibradora e rotor com martelos. No tambor alimentador a cana é compactada, em seguida é forçada a passar entre o rotor composto por um conjunto de martelos, chamados martelos desfibradores, e uma placa curva, que acompanha o diâmetro do giro dos martelos a uma distância de cerca de 1cm. O rotor gira em sentido contrário ao avanço da esteira, com velocidade periférica de 60 a 90 m/s, forçando a passagem da cana pela uma pequena abertura entre placa desfibradora e martelos. Os martelos desfibradores impactam sobre a cana com alta energia, devido ao seu elevado peso, desfibrando-a mas mantendo uma estrutura fibrosa longa (Copersucar, 2008). Para tal resultado, possui maior número de ferramentas (martelos), e gira em maior velocidade e os martelos possuem uma maior área de contato com a cana do que as facas picadoras (NOGUEIRA, 2005; LIMA, 2008).

A Figura 2.15 apresenta foto de rotor do desfibrador com grande quantidade de martelos, e martelos desmontados para manutenção. Os martelos trabalham em condições

severas de impacto e abrasão com a cana e resíduos minerais e vegetais; sua manutenção deve ser programada periodicamente, o que ocorre com a parada total de operação de rotores.

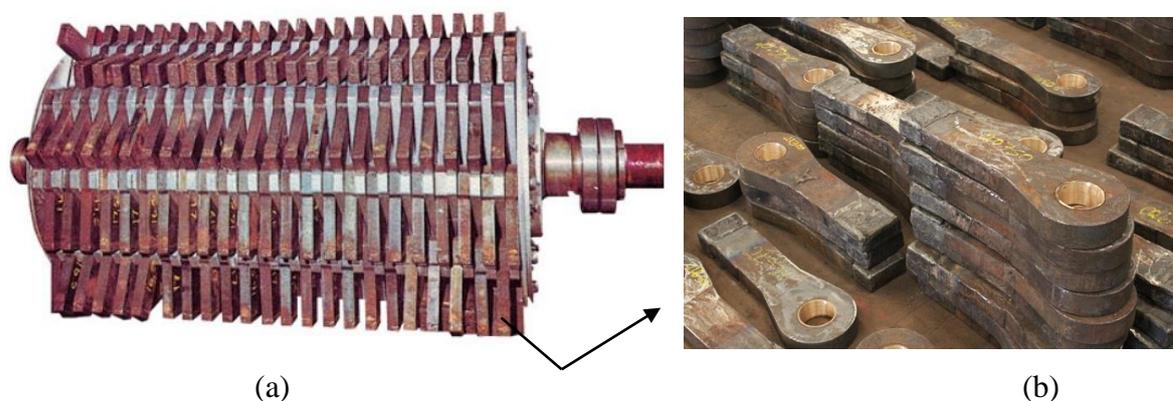


Figura 2.15: (a) Rotor desfibrador de cana-de-açúcar com martelos; (b) martelos comerciais de aço-C. Fontes: (a) www.umrequipamentos.com; (b) Indústrias FENIX[®], 2017.

2.5.2 Desgaste em uso

Os martelos desfibradores são submetidos a severo atrito com as ramas da cana-de-açúcar, sofrendo desgaste muito acentuado, principalmente na superfície de impacto. Os esforços mecânicos sobre a base do martelo são heterogêneos em direções de atuação, magnitude, e tipo de esforço. Estão presentes principalmente impacto e atrito com o arraste da cana; como consequência desses esforços, o dano na base do martelo pelo amassamento, fratura e remoção de material resultam em um perfil não linear de desgaste, mais acentuado na região de impacto inicial com a cana.

Na Figura 2.16 é apresentado o aspecto da base de martelos desfibradores comerciais após uso, onde pode ser observado o severo dano sofrido na sua base. É evidente o maior dano em um dos vértices da base, resultando um perfil não linear de aspecto aproximado ao esquematizado em (b). Aparentemente dois tipos predominantes de mecanismos de desgaste estão presentes: no início do contato, desgaste por atrito deve estar atuando mais fortemente, enquanto durante arraste da cana, o mecanismo principal deve ser o desgaste abrasivo.

Os martelos desfibradores de cana comerciais apresentam em sua base uma camada de revestimento de material mais duro, depositado por cordões de solda. O dano em trabalho promove a retirada deste revestimento e o atrito passa a ocorrer entre a cana e a base do

martelo sem revestimento, ou seja, com o aço-C, acontecendo um desgaste por micro trincas, que quebra o material da solda que é muito duro porém frágil. Assim é criado um ciclo de desgaste da base que tira o suporte da solda que é frágil e se quebradiça.

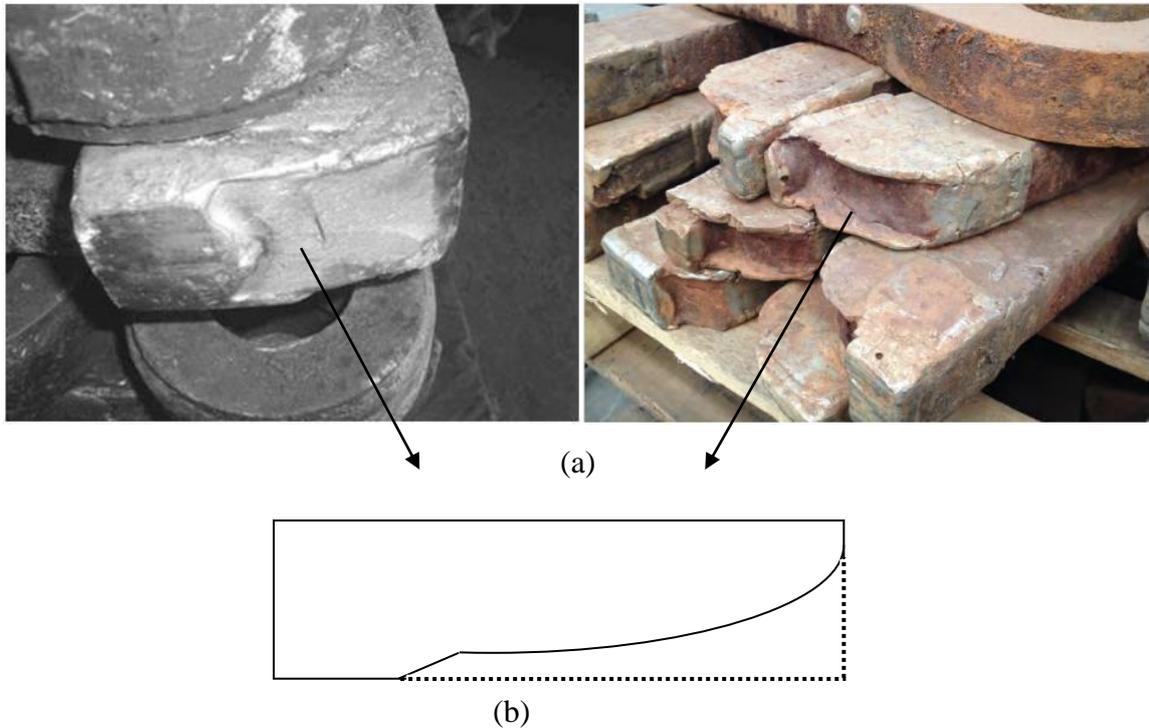


Figura 2.16: (a) Fotos de martelos convencionais de aço, mostrando típico padrão de desgaste em sua base; (b) representação esquemática de perfil genérico típico do desgaste observado na base em martelos desfibradores comerciais. (EUTECTIC®, 2014)

Outros tipos de eventos provocados pela severa condição de trabalho de martelos desfibradores podem ocorrer, comprometendo sua vida útil. Na Figura 2.17 são apresentados dois tipos de eventos que ocorrem na zona afetada pelo calor (ZTA - zona termicamente afetada) em região próxima a cordões de solda. No caso indicado por 1 na Figura, é mostrada a ocorrência de trincas na ZTA próxima à região dos cordões de solda de revestimento na base do martelo. No caso indicado por 2, o mesmo problema pode ocorrer, mas na região da cabeça do martelo, junto à solda para união do anel com o corpo do martelo, região de fixação do martelo ao eixo do rotor.

A causa principal de desgaste dos martelos são as condições em matéria prima chega ao equipamento de desfibramento. Um dos fatores a serem considerados no desgaste dos martelos desfibradores é o teor de impurezas na cana; estudos feitos pelo Centro de

Tecnologia Canavieira mostram presença por exemplo, de terra, raízes, palmito, palha, pedras, etc., que aumentam a erosão na base dos martelos.



Figura 2.17: Ocorrência de trincas em trabalho, em martelos com regiões com cordões de solda: (1) ZTA na região do revestimento duro na base do martelo; (2) ZTA na região da solda de união anel/corpo do martelo. (EUTECTIC[®], 2014)

Segundo estudos feitos pelo Centro Tecnológico da Copersucar, as impurezas presentes na cana para o processo de desfibramento apresentam da ordem de 7% de impurezas, que podem ser de natureza vegetal ou mineral. As impurezas minerais que provocam maior desgaste são grãos de areia (sílica), que é um constituinte de alta dureza e o que provoca o maior desgaste por abrasão.

O gráfico apresentado na Figura 2.18 mostra a concentração média de impurezas na cana em moendas na indústria açucareira da região centro-sul.

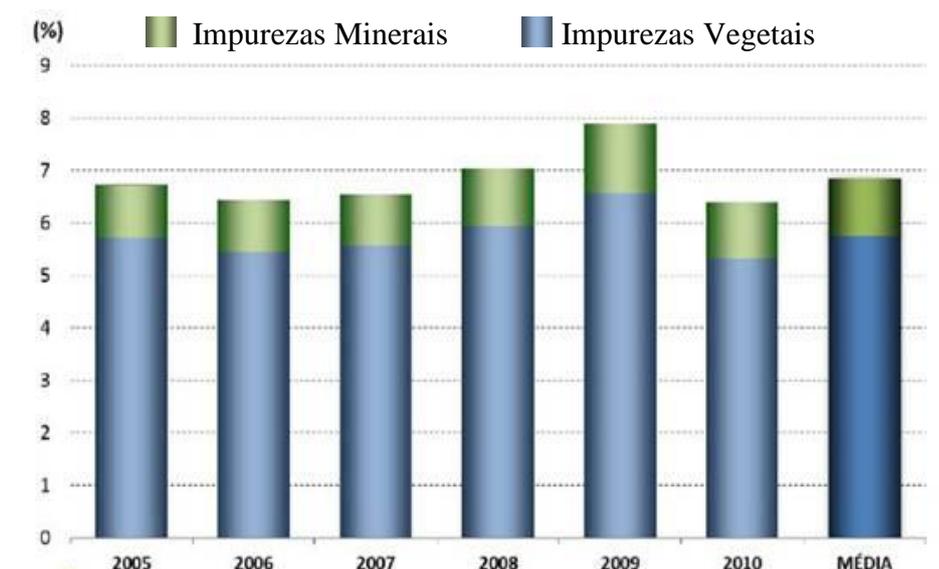


Figura 2.18: Histórico de impurezas na cana-de-açúcar da região centro-sul. (Centro Tecnológico da Copersucar - CTC).

2.5.3 Processo convencional de fabricação de martelos desfibradores e propostas de inovação

Martelos desfibradores são fabricados convencionalmente por processo de caldeiraria, ou seja, corte de chapas de aço de elevada espessura e revestidos com aplicação, por soldagem, de metais de maior dureza e resistentes à abrasão na área de maior desgaste. O material mais comumente empregado é o aço-C SAE 1020. Os cordões de solda são preferencialmente depositados contemplando o perfil de desgaste mencionado anteriormente.

A Figura 2.19 que mostra o preparo da superfície para receber a deposição de solda dura, revestimento também chamado *hardfacing*, para reduzir a perda de material por abrasão, impacto, erosão, deslizamento superficial e cavitação (HENDERSON, 1991). Na mesma figura é apresentado um conjunto de martelos prontos para uso.

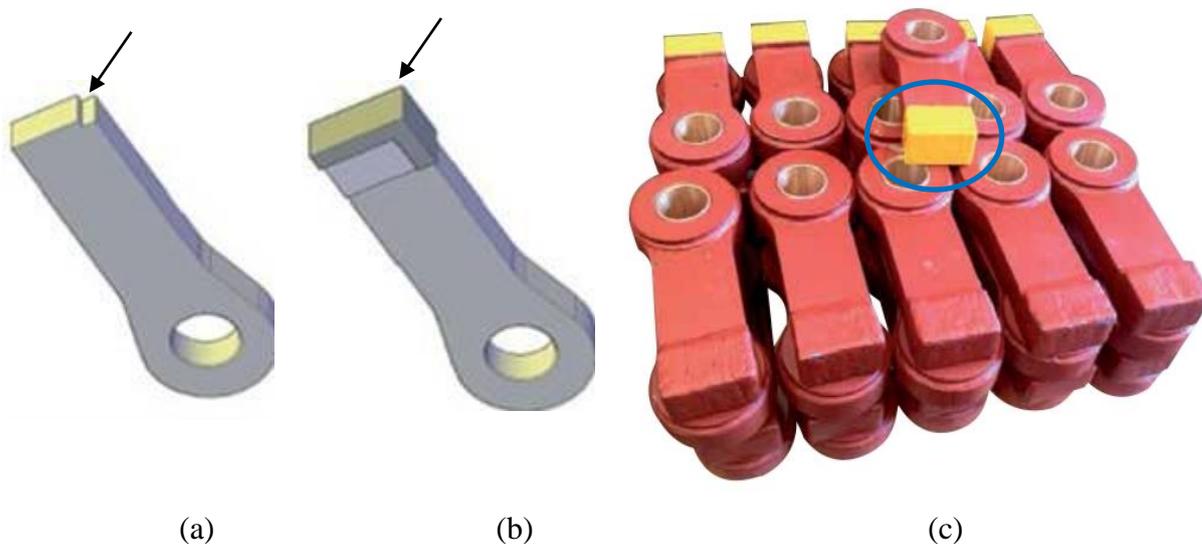


Figura 2.19: Martelo do desfibrador de cana-de-açúcar com base de aço carbono e revestido com solda dura em sua base: (a) preparo da região a receber o revestimento; (b) revestimento pronto; (c) martelos prontos para uso. Catálogo SERTEMAQ[®] Equipamentos.

A solução do problema do desgaste severo de facas e martelos em grande parte é restrito às empresas que prestam serviços de manutenção ao setor ou então de posse de cada unidade sucroalcooleira, as quais desenvolvem técnicas específicas para o atendimento de suas próprias necessidades, não divulgando suas soluções individuais.

No entanto, a gravidade do problema, que exige paradas mensais para a manutenção dos martelos (PRISCO,1993) (SANTOS, 2005), tem feito surgir desenvolvimentos de soluções mais gerais e trabalhos de divulgação científica.

Uma proposta de inovação da empresa ESCO® consiste no emprego de partes removíveis na ponta do martelo, na região de maior desgaste. A parte removível é constituída de dois materiais de elevada resistência ao desgaste, uma liga ferrosa no corpo e tungstênio na ponta de ataque, conforme mostrado em foto de divulgação da empresa apresentada na Figura 2.20. Essas ligas, de desenvolvimento da própria empresa, têm designação própria.

A proposta é fazer um corpo de aço com boa resistência mecânica e dureza de 450 HB e a ponta removível presa à base do martelo por uma trava. A ponta manutenção é feita de maneira mais simples, trocando-se a parte removível; o corpo do martelo pode ser usado várias vezes. A inovação se encontra ainda em teste, sem aplicação comercial até o momento.

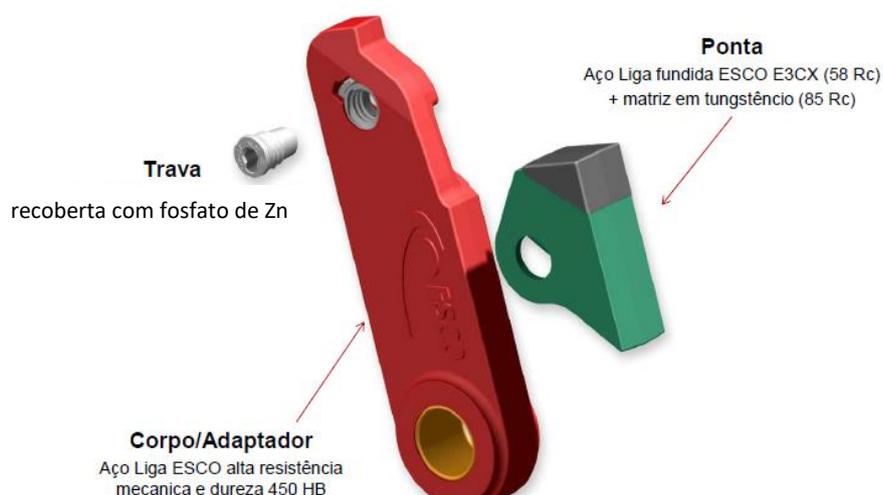


Figura 2.20: Proposta de martelo do desfibrador com ponta removível, pela empresa ESCO®.

Uma outra proposta em desenvolvimento, seguindo na mesma idéia de uso de partes removíveis na região de maior desgaste de martelos, é apresentada pela empresa EUTECTIC-CASTOLIN®. Nesta proposta é colocado um inserto intercambiável de material de dureza particularmente elevada, de designação XuperDur (constituição não divulgada), na ponta do martelo do desfibrador.

A Figura 2.21 apresenta a proposta, onde se pode observar que a fixação do inserto na base do martelo é feita com o uso de parafuso. Este tipo de solução ainda não tem aplicação comercial, estando em fase de testes nas usinas de produção de açúcar e álcool.

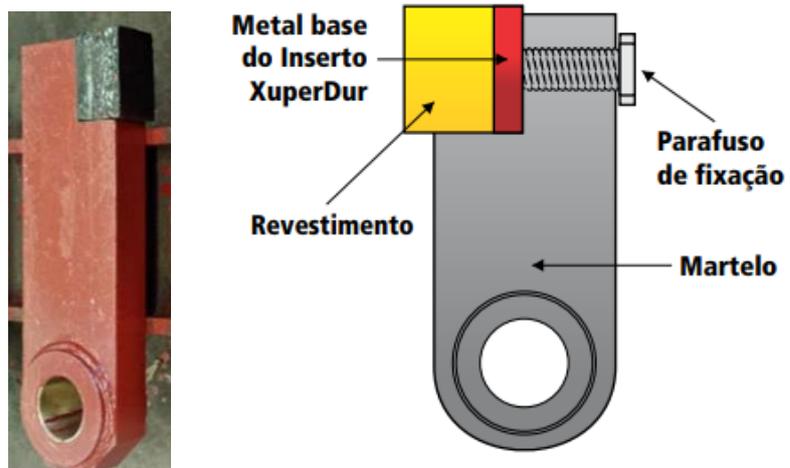


Figura 2.21: Proposta de martelo do desfibrador com uso inserto duro intercambiável, pela empresa EUTECTIC-CASTOLIN®

3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

O trabalho propõe a produção, por fundição, de martelos de ferro nodular usados em desfibradores para cana-de-açúcar, contendo uma base de impacto reforçada com grânulos de WC oriundos da reciclagem de pastilhas de usinagem de metal duro. Esta configuração da área reforçada no produto final é obtida diretamente na operação de fundição. São estudados parâmetros de processo e o produto obtido é caracterizado metalúrgica e mecanicamente, em particular com relação ao seu comportamento em desgaste.

Na Figura 3.1 é apresentado fluxograma geral dos trabalhos desenvolvidos.

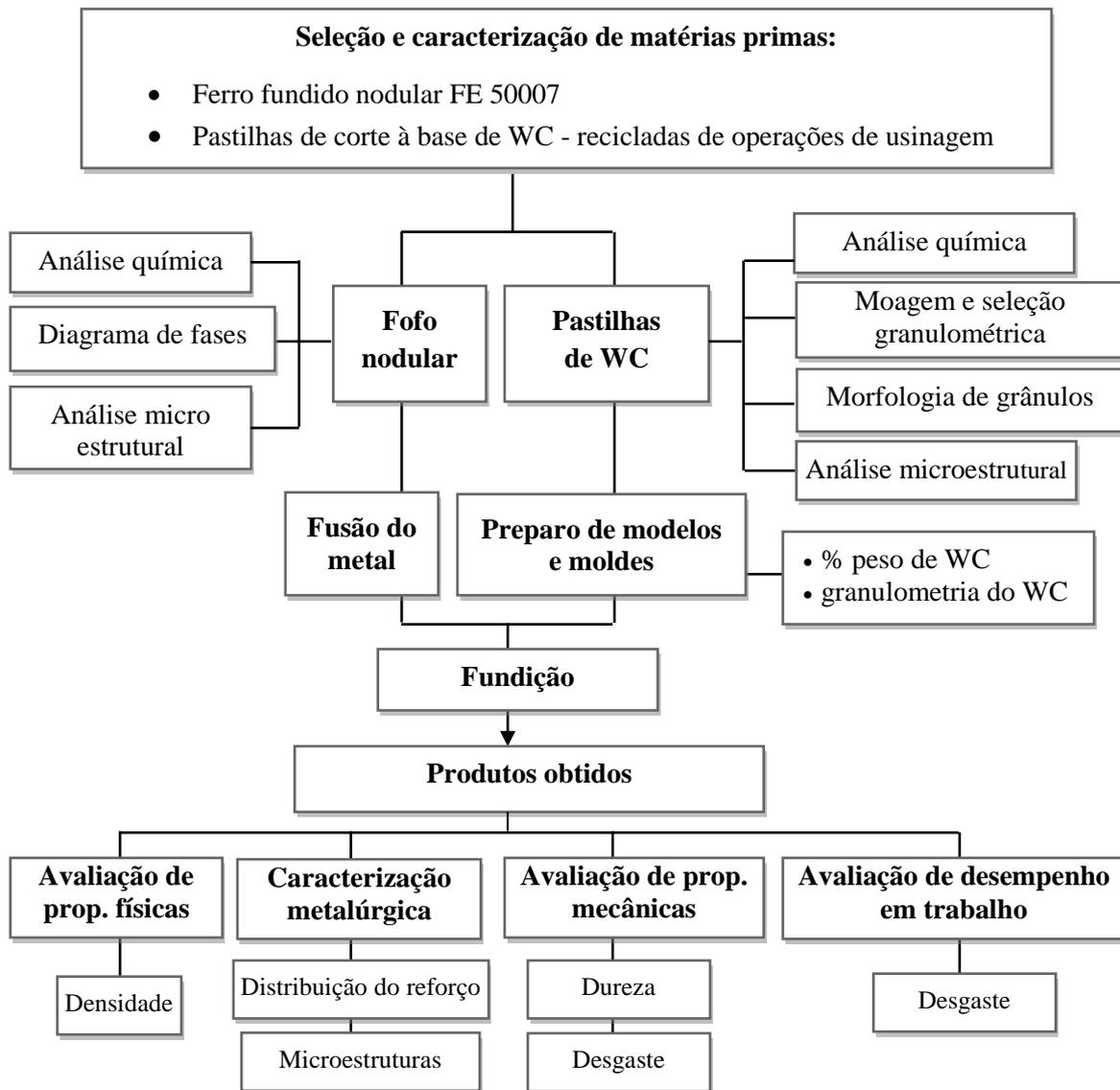


Figura 3.1: Fluxograma geral dos trabalhos experimentais para a fabricação e caracterização de martelos de impacto com base reforçada com material compósito.

MATERIAIS

3.1. Metal base

Foi selecionado para trabalho o ferro fundido de designação FE 50007, segundo Norma ABNT (NBR 6916/1981); trata-se de ferro fundido nodular de matriz ferrítica/perlítica, com ampla aplicação na construção mecânica, dadas as suas propriedades apresentadas na Tabela 2.1. Foi empregado este material devido ao seu baixo ponto de fusão, entre as ligas ferrosas, elevada fundibilidade (alta fluidez), resistência mecânica compatível com a requerida para o produto em estudo e reduzido custo, quando comparado com o aço-C normalmente empregado para a fabricação de martelos desfibradores de cana.

3.2 Material de reforço

Foi utilizado como material de reforço grânulos moídos de sucata de pastilhas de carboneto de tungstenio descartadas da usinagem de metais. Foi adquirido no mercado um lote de descartes de ferramentas de corte à base de WC, constituído de diferentes tipos de pastilhas, sem controle de porcentagem relativa entre os diferentes tipos. Foi selecionado um lote específico com quantidade suficiente de pastilhas para atender todo o desenvolvimento do trabalho.

A composição química, bem como as propriedades físicas e mecânicas dos grânulos de WC empregados podem variar, em função do tipo de carbonetos presentes além do WC, do tipo de ligantes empregados na sinterização das partículas dos carbonetos, do tipo de revestimentos empregados, eventuais contaminações durante o uso, etc.

Este material foi selecionado para emprego como reforço para o produto fundido objeto deste trabalho, devido à sua elevada resistência mecânica, dureza e resistência à abrasão e, naturalmente, pelo baixo custo, por se tratar de material reciclado. A reciclagem de um material de alta disponibilidade, dado o seu abundante emprego no setor metal/mecânico, pode significar uma interessante fonte de economia para o setor.

Propriedades gerais de pastilhas de corte à base de WC podem ser vistas na Tabela 2.3.

3.2.1 Aspecto geral das pastilhas de WC

A Figura 3.2 apresenta aspecto geral das pastilhas de corte adquiridas no mercado como material reciclado. Pode-se observar diferentes tipos de pastilhas, com distintas morfologias, dimensões e estados de degradação.



Escala 1:4



Escala 1:2

Figura 3.2: Aspecto geral de sucata de pastilhas de corte de WC empregadas.

3.2.2 Moagem das pastilhas e seleção de dimensões dos grânulos de WC

As pastilhas adquiridas no mercado foram trituradas com moinho de martelo e separadas por meio de peneiras classificatórias, sendo selecionados três grupos com dimensões de acordo com a Tabela 3.1. Na Figura 3.3 pode-se observar o aspecto geral dos grânulos obtidos após trituração e separação.

Tabela 3.1: Classificação dos grânulos de WC, segundo dimensões após moagem.

Categoria	Faixa de dimensões
Granulado grosseiro (GG)	4 a 10 mm
Granulado médio (GM)	2 a 4 mm
Granulado fino (GF)	1 a 2 mm

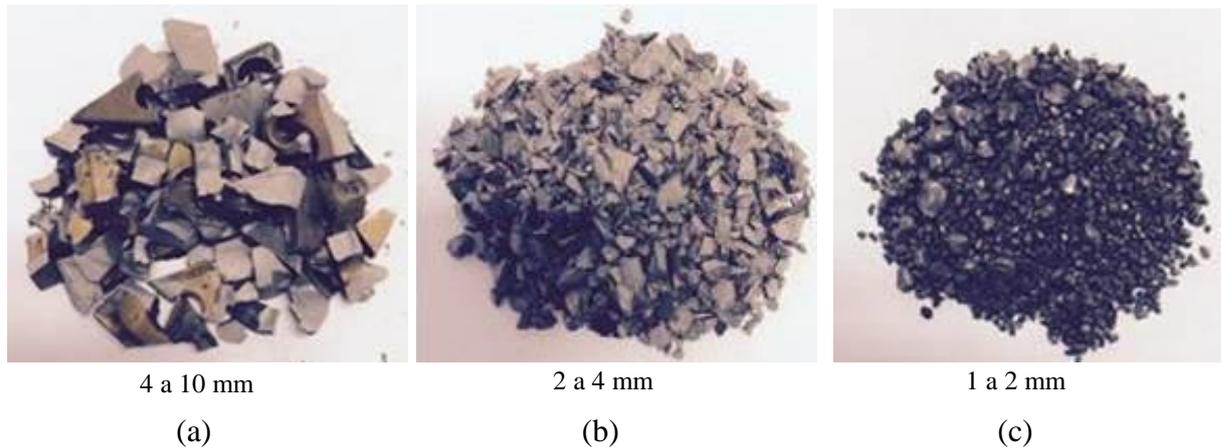


Figura 3.3: Aspecto geral das pastilhas de WC após moagem e seleção de dimensões: (a) grânulos grosseiros (GG); (b) grânulos médios (GM) e (c) grânulos finos (GF).

3.2.3 Análise química dos grânulos de WC

A composição química geral dos grânulos de WC empregados foi avaliada por meio de fluorescência de raios-X e difração de raios-X. Ensaio de fluorescência de raios-X foram efetuados em equipamento *Rigaku*, modelo RIX 3100. Ensaio de difração de raios-X foram feitos no Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano), em equipamento *PANalytical X'Pert PRO Materials Research Diffractometer XL*, do Laboratório Nacional de Luz Sincrotron (LNLS). Em ambos os tipos de ensaios foram empregadas amostras de grânulos moídos, de cerca de 15 g, correspondentes a cerca de 400 grânulos.

3.2.4 Morfologia e microestrutura dos grânulos de WC

A morfologia geral dos grânulos de WC após moagem, bem como a sua microestrutura foram observadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando equipamento ZEISS, modelo EVO MA15. Dadas as diferentes constituições de diferentes grânulos, foram analisadas distintas amostras; análises por espectroscopia por energia dispersiva (EDS) foi empregada para avaliação da composição química dos grânulos.

MÉTODOS EXPERIMENTAIS

3.3 Produção dos martelos

O processo empregado para a fabricação do produto de estudo - martelo do desfibrador de cana-de-açúcar com superfície de trabalho reforçada - foi por fundição, isto é, a partir da adição do agente de reforço no metal líquido.

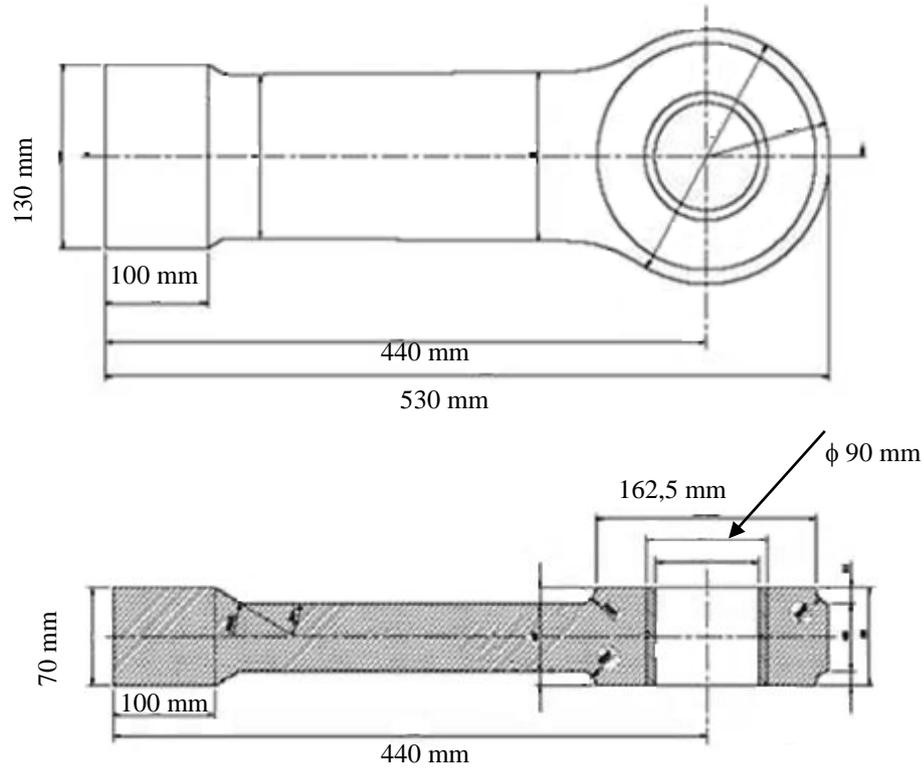
Foi mantido o desenho (geometria, dimensões) dos atuais martelos empregados comercialmente, fabricados por processo de caldeiraria e revestidos, via soldagem, com metais de alta dureza e resistentes à abrasão na área de maior desgaste, como explicado no Capítulo 2, item 2.5.3.

3.3.1 Geometria do produto

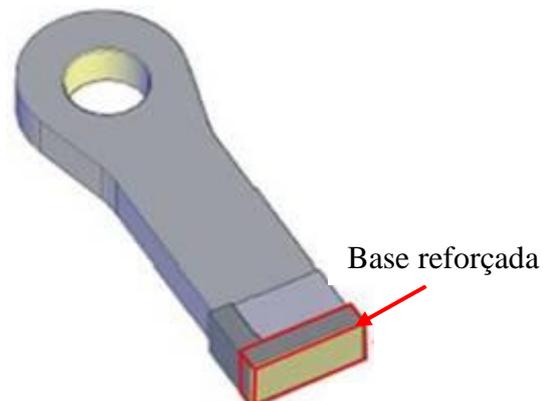
A Figura 3.4 apresenta o desenho do martelo do desfibrador de cana-de-açúcar a ser fabricado, com base reforçada com grânulos de WC. No desenho, por se tratar de um martelo comercial, é indicada a região de aplicação da solda na sua base. No presente estudo, esta região será reforçada com grânulos de WC adicionados ao metal líquido na operação de fundição.

3.3.2 Descrição do processo de fabricação proposto

Para a fabricação do martelo, foi empregado processo de fundição do tipo molde cheio (*Fullmolding* ou *Lost Foam*). O modelo de poliestireno expandido (EPS) foi inicialmente revestido com tinta refratária a base de zirconita, moldado com os devidos canais em areia aglomerada em resina. Em cada molde foram fabricadas 12 peças em árvore, de modo a se obter um número suficiente de peças para análise, solidificadas em condições semelhantes de resfriamento e, portanto, com características metalúrgicas e mecânicas similares.



(a)



(b)

Figura 3.4: (a) Desenho do produto fabricado - martelo do desfibrador de cana-de-açúcar;
(b) detalhe da região da base submetida à maior abrasão

O metal foi preparado em forno a indução; o tratamento para nodularização da grafita foi efetuada na panela, com a adição do nodularizante à base de Mg, e o vazamento foi feito com o metal a 1480 C°. O metal líquido é vazado sobre o modelo, que ao ser queimado, permite a entrada do metal e a reprodução de sua geometria, gerando a peça desejada.

Os grânulos selecionados do reforço WC foram inseridos no canal de descida do metal líquido, de onde são transportados para o seu interior, e por diferença de densidade e ação do fluxo de líquido, se localizam na região desejada, isto é, na base da peça. O processo é descrito na solicitação de patente junto ao INPI sob o numero 10 2018 005313 2.

3.3.3 Parâmetros de processo variados

Para o desenvolvimento do processo de fundição dos martelos, foram variados os seguintes parâmetros:

- Dimensões dos grânulos do reforço WC: grosseiros (GG), médios (GM) e finos (GF), conforme indicado na Tabela 3.1.
- Teor de reforço: foram adicionados, para cada grupo de dimensão de grânulos, a quantia de 0,3 e 0,5 kg de reforço, em um martelo de 33 kg. Os teores de WC adicionados representam, portanto, cerca de 0,9 e 1,5% do massa total do produto. Deve ser lembrado que não é buscada a distribuição do reforço em todo o volume da peça, e sim concentrado em uma camada na sua base. A relação de reforço/matriz metálica na camada reforçada será portanto calculada apenas no final do processo, no produto obtido. Esta relação dependerá da espessura da camada formada.

Foram também fabricados martelos nas mesmas condições de fundição, mas sem o emprego de WC como reforço, para uso como produto de referência.

O diagrama da Figura 3.5 apresenta esquematicamente as condições experimentais empregadas para a fabricação dos produtos estudados. Foram obtidos, portanto, martelos em sete diferentes condições, conforme indicado.

3.4 Caracterização do produto

Os martelos obtidos foram seccionados transversalmente em sua base para diferentes testes de caracterização metalúrgica e mecânica na camada reforçada. Foram assim obtidos corpos de prova retangulares de dimensões aproximadas de 32 x 50 x 120 mm. Todos os martelos foram analisados.

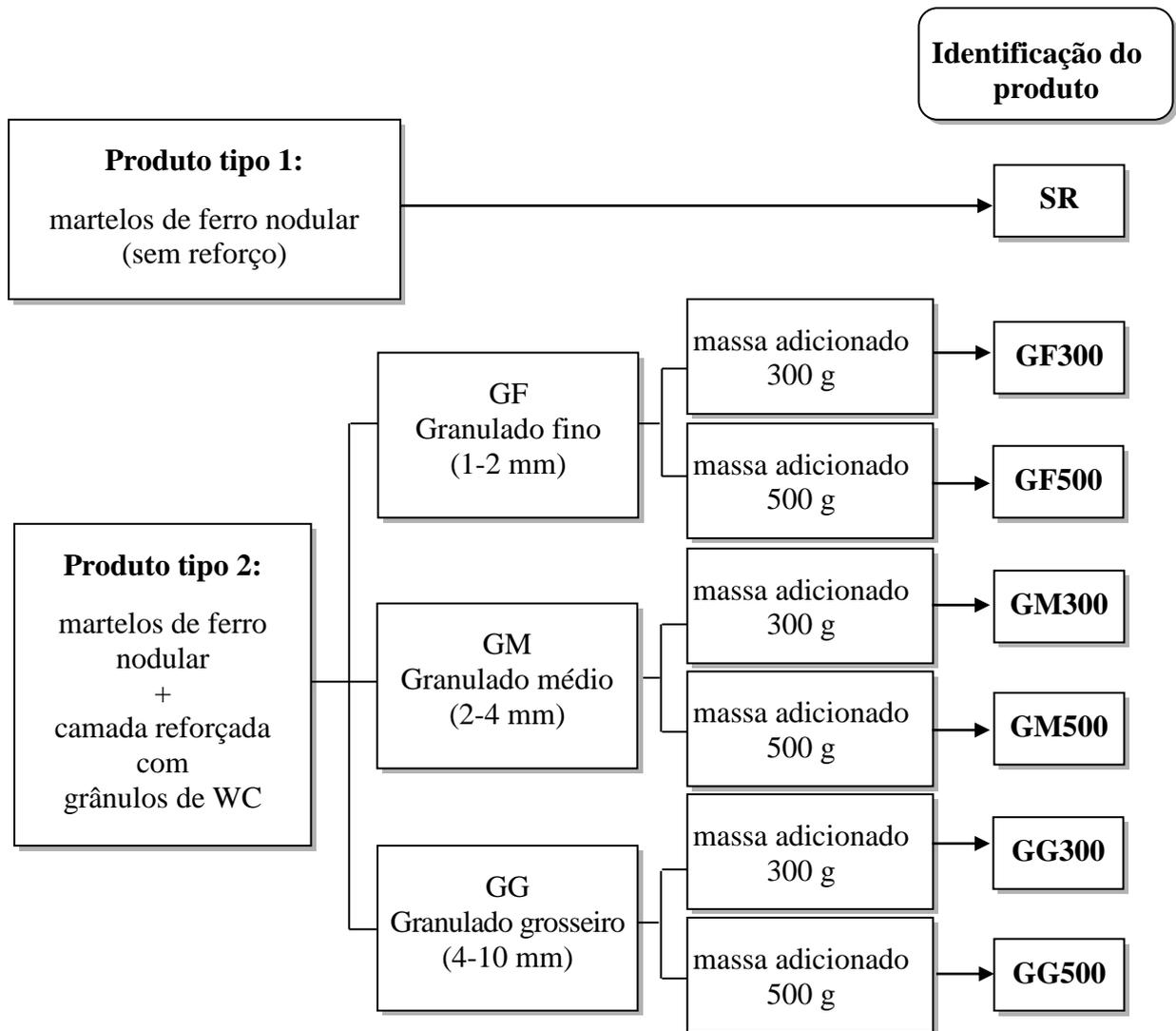


Figura 3.5: Diagrama geral das condições experimentais utilizadas no trabalho.

Foram também obtidos corpos de prova para análise microestrutural no corpo do martelo, em região distante da camada reforçada, nos martelos sem adição de grânulos de WC. Nesta região foi também retirado corpo de prova para ensaio de tração.

A Figura 3.6 indica as regiões empregadas para cada tipo de análise efetuada:

- na seção longitudinal da base do martelo: avaliação da dispersão de reforço e espessura de camada reforçada;
- na superfície de desgaste: avaliação da fração relativa matriz/reforço, da dispersão do reforço, estimativa da densidade do compósito, avaliação da dureza do compósito, análise de microestruturas, avaliação de comportamento em abrasão.

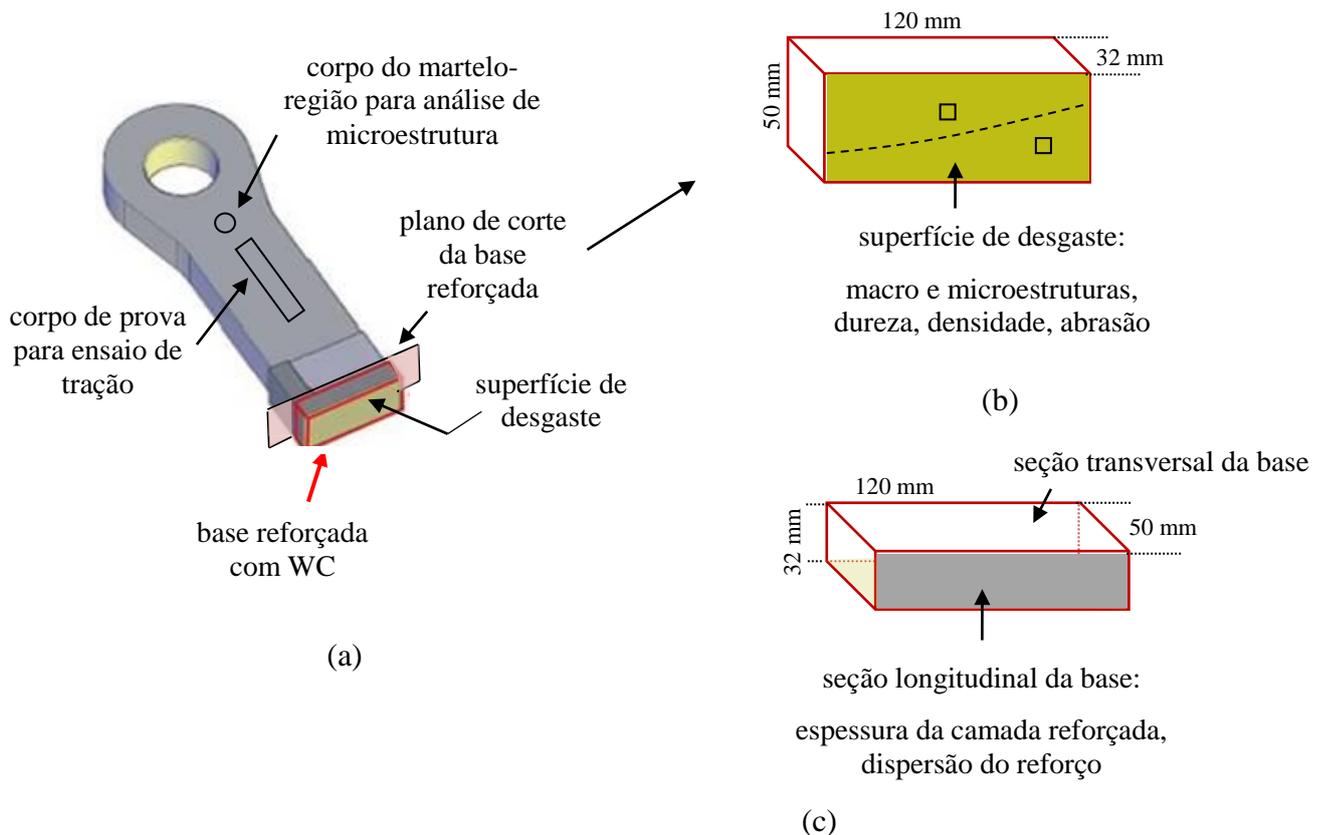


Figura 3.6: Indicação de regiões de retirada de corpos de prova para diferentes análises empregadas para a caracterização dos produtos obtidos: (a) martelo; (b) superfície inferior da base; (c) seção longitudinal da base.

3.4.1 Espessura da camada reforçada na base do martelo

A avaliação da camada reforçada com WC na base dos martelos obtidos foi feita utilizando ensaios de ultrassom. Os testes também permitiram avaliar a sanidade interna das peças fundidas. Todas as peças fundidas foram analisadas.

O teste de ultrassom foi empregado para a delimitação de áreas contendo grânulos de WC; é esperado que a diferença de coeficientes de absorção sonora do ferro e do material cerâmico permita identificar áreas com presença e áreas com ausência dos grânulos do reforço. Foi empregado método de medida do eco de fundo, sendo considerada resposta de 100% a região não contendo grânulos do reforço, isto é, somente o metal. Assim, respostas de 50% são consideradas regiões de transição entre camada reforçada e não reforçada (o limite

da camada reforçada) e perda total de eco de fundo são regiões com presença predominante de grânulos de WC.

Os testes foram feitos empregando equipamento comumente empregado para avaliação da qualidade de peças fundidas, de marca GE -XS Phasor S/N° ID026F3P, com transdutor GE - MB 4S, de 4MHz e diâmetro de 10 mm.

O transdutor foi acoplado à superfície longitudinal da base dos martelos e movimentado ao longo de sua altura. Foram tomadas medidas em linhas equidistantes 5 mm entre si.

3.4.2 Dispersão do reforço na superfície de desgaste

Na superfície inferior da base dos martelos, isto é, a superfície submetida ao maior contato com a cana-de-açúcar durante processo de desfibragem, aqui chamada de superfície de desgaste, foi feita avaliação da dispersão do reforço pelo cálculo da quantidade relativa metal base/reforço. Para tanto, a superfície foi lixada e polida, sendo feitas medidas da área total ocupada pelos grânulos e pela matriz metálica, com auxílio de microscopia ótica e *software* de análise de imagens.

3.4.3 Microestruturas

Análises de microestruturas foram feitas tanto no corpo dos martelos, em região distante da camada reforçada em sua base, como indicado na Figura 3.6 (a), quanto na superfície de desgaste, região do material compósito com maior teor de grânulos de WC, como indicado na Figura 3.6 (b).

As amostras foram preparadas segundo técnicas metalográficas convencionais, seguindo normas ASTM E3-11 / ASTM E7-03(R2009) / ASTM E340-00 (R2006), para classificação da grafita.

Em alguns casos foi empregado reagente Nital 3% para melhor visualização da microestrutura. Foram empregadas microscopias ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) para observação, e análise por energia dispersiva (EDS) para auxiliar na identificação de fases e distribuição de elementos químicos, principalmente em regiões de interfaces metal/reforço.

3.4.4 Avaliação da densidade da camada reforçada

Uma vez que foi planejada a obtenção de camada reforçada na base dos martelos, com teor gradativo do elemento de reforço, foi feita apenas uma avaliação teórica da densidade do material compósito em sua região de maior concentração dos grânulos de WC, isto é, na superfície de desgaste. Para tanto foi empregada a regra das misturas, sendo calculada a densidade do compósito por meio da Equação 3.1:

$$\rho_{\text{comp}} = \rho_{\text{Fe}} \times \% \text{ Fe} + \rho_{\text{WC}} \times \% \text{ WC} \quad (\text{Equação 3.1})$$

onde:

ρ_{comp} é a densidade do compósito Fe/WC

ρ_{Fe} é a densidade do ferro fundido FE 50007 (valor considerado: 7,2 g/cm³)

% Fe é a fração relativa FE / WC em área ocupada na superfície de desgaste

ρ_{WC} é a densidade do WC (valor considerado: 15g/cm³)

% WC é a fração relativa WC / Fe em área ocupada na superfície de desgaste

3.4.5 Dureza da camada reforçada

A dureza da camada reforçada foi também medida na superfície de desgaste da base dos martelos, região de maior teor de reforço. Foram feitas medidas de dureza Vickers, empregando carga de 30 kg. A heterogeneidade da microestrutura, contendo grânulos e partículas discretas de WC de elevada dureza e de diferentes dimensões e a presença de matriz de ferro nodular, dificultou a obtenção de valores de dureza que fossem representativos do material compósito.

Para uma avaliação teórica do valor da dureza no material compósito foi empregada regra das misturas, considerando a dureza medida dos dois tipos principais de constituintes da camada reforçada (WC e ferro), por meio da Equação 3.2:

$$D_{\text{comp}} = D_{\text{Fe}} \times \% \text{ Fe} + D_{\text{WC}} \times \% \text{ WC} \quad (\text{Equação 3.2})$$

onde:

D_{comp} é a dureza do compósito Fe/WC

D_{Fe} é a dureza do ferro fundido FE 50007 (valor medido entre os grânulos de reforço)

% Fe é a fração relativa FE / WC em área ocupada na superfície de desgaste

D_{WC} é a dureza do WC (valor medido nos grânulos na camada reforçada)

% WC é a fração relativa WC / Fe em área ocupada na superfície de desgaste

3.4.6 Comportamento, em abrasão, da superfície de desgaste

A avaliação do comportamento em abrasão da base dos martelos fabricados segundo proposta deste trabalho, foi feita por meio de diferentes testes de desgaste: microdesgaste, utilizando tribômetro de deslocamento linear recíproco, para avaliação do desgaste em microescala; e macro desgaste, por meio de tribômetro de roda de borracha.

Os martelos produzidos foram ainda submetidos a condições normais de trabalho, para avaliação de seu desempenho em campo.

3.4.6.1 Microdesgaste

Testes de abrasão em microescala foram feitos na região da superfície de desgaste visando observar principalmente o comportamento da matriz metálica situada entre grânulos do reforço; este comportamento pode contribuir para o desgaste total sofrido pelo material compósito. Foi para tanto empregado tribômetro de abrasão por esfera, do tipo de deslocamento linear recíproco, gentilmente cedido pelo Laboratório de Tribologia do Institut Supérieur de Mécanique de Paris.

Este tipo de teste abrasivo é comumente utilizado para determinar o comportamento de materiais como cerâmicos, metais e outros materiais de elevada resistência ao desgaste. O teste utiliza uma esfera de zircônia submetida a movimento relativo sobre uma superfície plana do material a ser testado, com deslizamento oscilante de ida e volta determinado em um ciclo periódico, e em uma linha de curta distância. Após um determinado número de ciclos, é

calculado o volume de material extraído da superfície de contato entre esfera e material, por meio de medidas da cratera formada.

Pode ser ou não empregada lubrificação das superfícies.

Resumo do procedimento para testes de microabrasão pela técnica de deslocamento linear recíproco:

- O teste envolve duas partes, uma superfície plana e uma esfera de zircônia, a qual desliza contra a superfície plana. As duas partes se movem uma contra a outra de modo linear, oscilando para frente e para traz, em condições pré-determinadas.
- Uma carga é aplicada verticalmente para baixo contra a superfície a ser testada. O valor da carga aplicada, o comprimento do curso, a frequência e tipo de oscilação, temperatura, lubrificação (se houver), duração do teste e condições atmosféricas (incluindo umidade relativa) são pré-selecionados para os experimentos.
- A força de atrito é medida durante o teste e pode ser usada para mudar as condições de contato e o coeficiente de atrito em função do tempo.

A Figura 3.7 apresenta foto do tribômetro empregado e um esquema ilustrativo do teste de desgaste linear recíproco. Os testes foram feitos na base dos martelos produzidos, mais especificamente na superfície de desgaste, e também no corpo. Foram selecionados os produtos dos tipos GF500 e GM500.

Para cada localização (superfície ou corpo) de cada produto, foram feitos ensaios em duas distintas regiões. Foram empregados dois diferentes tempos de ensaio, ou número de ciclos (100.000 e 150.000 ciclos), totalizando 10 ensaios, conforme mostra o diagrama da Figura 3.8.

Os testes foram executados seguindo a norma ASTM G133-05 (2010). Os parâmetros empregados nos testes são apresentados na Tabela 3.2. Não foi empregado nenhum tipo de lubrificante. Todos os parâmetros empregados foram mantidos constantes em todos os testes, exceto o número de ciclos, e, portanto, o tempo de ensaio.

Após ensaiadas, as superfícies desgastadas foram analisadas com auxílio de perfilômetro e microscopia eletrônica de varredura. Foram obtidas imagens topográficas nas quais foram medidas as dimensões das zonas danificadas e calculado o volume do material perdido durante o ensaio. Foi utilizado perfilômetro marca HOMMELWERKE T8000, gentilmente cedido pelo Laboratório de Tribologia do *Institut Supérieur de Mécanique de Paris*. Para tratamentos de imagens e obtenção de dados foi utilizado *software Hommel Map Expert 3.0 (Moutains)*.

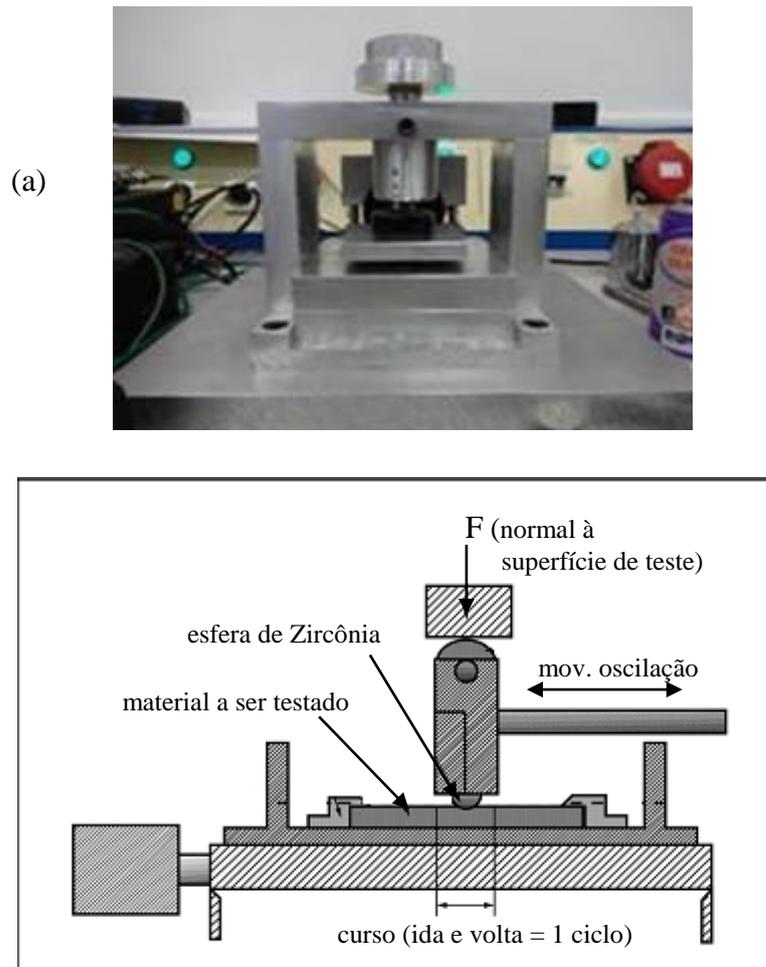


Figura 3.7: (a) Tribômetro empregado para testes de microabrasão do tipo deslizamento linear recíproco; (b) esquema ilustrativo do teste (norma ASTM G133-05, 2010).

Tabela 3.2: Parâmetros empregados nos ensaios de microabrasão dos produtos obtidos.

Parâmetros de ensaio	Especificações
Carga aplicada	1,9 N
Frequência	15 Hz
Número de ciclos (tempo de ensaio)	100.000 (110 min) e 150.000 (165 min)
Distancia total percorrida (m)	Depende do material
Tipo de contato	Esfera sobre plano
Diâmetro da esfera	2 mm

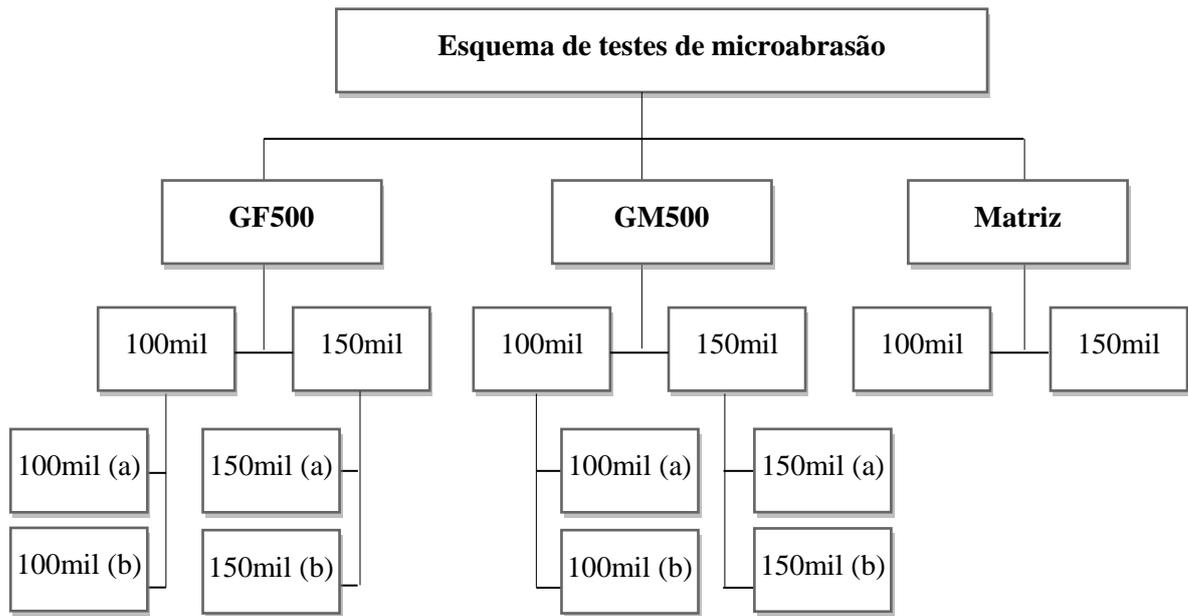


Figura 3.8: Diagrama indicando o esquema de testes de microabrasão efetuados nos produtos obtidos.

3.4.6.2 Macrodesgaste

Os produtos obtidos foram também submetidos a ensaios de desgaste em escala macroscópica, empregando tribômetro de roda de borracha em meio abrasivo (areia seca).

Foi selecionados para teste o martelo do tipo GM 500. Os testes foram executados no Laboratório de Fenômenos de Superfície, Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, segundo procedimentos estabelecidos pela norma ASTM G65, 1994.

Foram submetidas a contato com a roda de borracha, amostras retiradas das superfícies de desgaste dos martelos (superfície inferior da base dos martelos). Corpos de prova retangulares de dimensões 25,0 x 75,0 e 12,5 mm de altura foram empregados.

A Figura 3.9 apresenta o equipamento empregado e um esquema representativo do teste de abrasão por roda de borracha em meio abrasivo.

Para efeito comparativo do comportamento em abrasão dos materiais produzidos, foi também submetido a teste, sob as mesmas condições, amostra de um material de alta dureza, o aço ferramenta AISI H13 temperado e revenido. Os materiais testados, tanto os compósitos (bases dos martelos e aço H13), foram previamente caracterizados quanto à dureza e

microestrutura. A avaliação do comportamento de ambos os materiais foi feita pelo cálculo das perdas de massa e volume.

Foram também analisadas as superfícies de desgaste após teste de abrasão, para observação do mecanismo de desgaste predominante em cada caso.

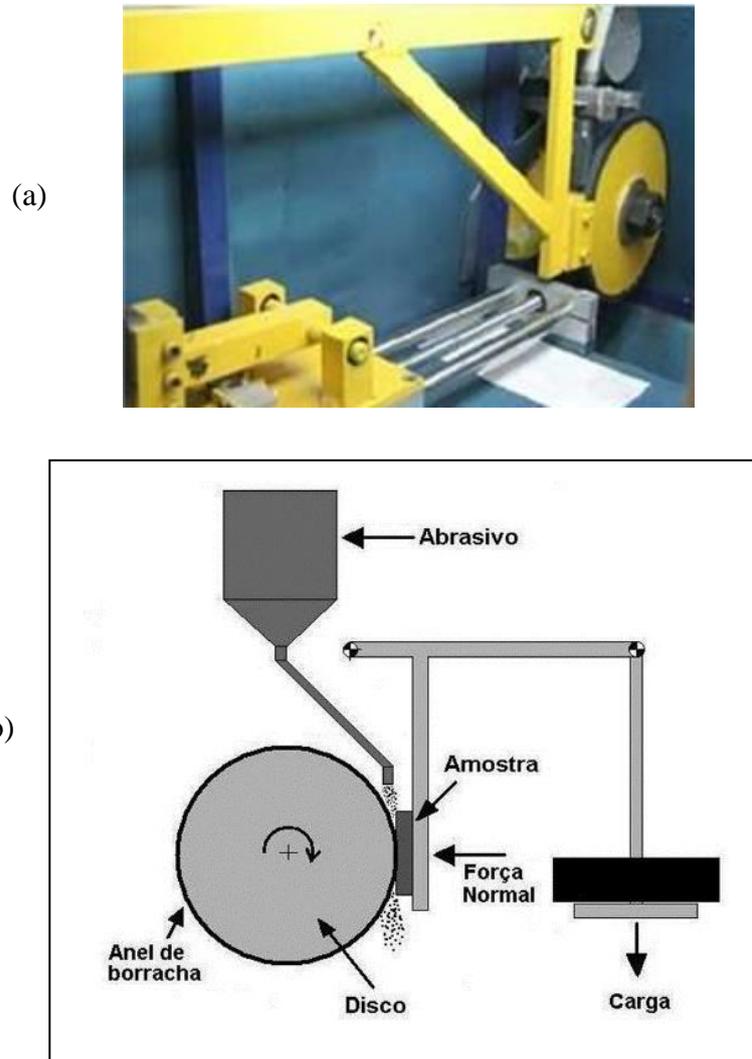


Figura 3.9: (a) Tribômetro empregado para testes de abrasão com roda de borracha; (b) esquema ilustrativo do teste (norma ASTM G65, 1994).

3.4.7 Desempenho em campo

O produto desenvolvido foi avaliado quanto ao desempenho em trabalho. Para tanto, um martelo do tipo GM500 foi montado em rotor desfibrador, em paralelo com martelos

convencionais revestidos em sua base por adição de cordões de solda (rotor mostrado no Capítulo 2, Figura 2.16).

O desfibrador foi utilizado em condições normais de trabalho, durante um período de 41 dias, tendo desfibrado 239.890 toneladas de cana, quando foi parado para manutenção, segundo programação prévia.

Todos os martelos foram então retirados e avaliados quanto ao seu desgaste e aparência geral, sendo comparados os martelos convencionais com o produto proposto.

4 RESULTADOS PRELIMINARES

Este capítulo apresenta resultados preliminares relativos à caracterização da matéria prima empregada no trabalho, isto é, da liga metálica ferrosa e do reforço.

CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA EMPREGADA

4.1 Composição química do metal base

A composição química do ferro fundido empregado como metal base foi determinada por espectrômetro de emissão ótica; o resultado é apresentado na Tabela 4.1. Os valores apresentados são valores médios de três análises efetuados no corpo de martelos fabricados, em regiões distantes de áreas com a presença de grânulos de WC utilizados como reforço.

Tabela 4.1: Composição química do ferro nodular FE 50007 empregado; análise por espectrometria de emissão ótica.

Elemento	Fe	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	P	Mg	Ti
% Massa	92,77	3,567	2,254	0,498	0,483	0,204	0,098	0,056	0,035	0,013
Elemento	S	Al	Cu	V	Co	Sn	Nb,Zn	Pb,Zr,Ca,N,W		
% Massa	0,011	0,008	0,007	0,004	0,003	0,002	0,001	-		

Pode-se observar, comparando-se os resultados obtidos com os valores orientativos indicados pela norma ABNT NBR 6916/2017, que o ferro fundido em questão se enquadra na especificação FE 50007. Em ferros fundidos nodulares, a presença de Mg nos níveis observados normalmente se deve ao tratamento de nodularização da grafita, pela adição de Mg em teores de 0,04 a 0,06%.

4.2 Composição química do reforço WC

A avaliação da composição química de um lote aleatório de grânulos oriundos da moagem de sucata de pastilhas de corte foi feita, segundo indicado no Capítulo 3, item 3.2.3, por duas técnicas: difração de raios-X e fluorescência de raios-X.

Os resultados obtidos por meio de difração de raios-X somente apresentaram picos de intensidade detectável em ângulos relativos à difração de planos do composto WC, segundo catalogação PDF 51-939. Outros constituintes eventualmente presentes como Co, comumente utilizado como ligante na sinterização de partículas de WC, e Ni, outro tipo de aglomerante eventualmente empregado, não foram encontrados provavelmente pela baixa frequência de sua ocorrência na estrutura da pastilha. Tampouco Ti e Ta relacionados a carbonetos ou recobrimentos, não foram encontrados.

No entanto, por técnica de fluorescência de raios X, outros elementos presentes nos grânulos de WC puderam ser quantificados; segundo resultados apresentados na Tabela 4.2.

Podem ser observados valores elevados dos elementos Co, Fe, Zn e V. O elemento Co, como já comentado, é oriundo do agente aglomerante no processo de fabricação das pastilhas. Os elevados valores de Zn se devem, provavelmente, à contaminação das pastilhas durante processo de usinagem de latões, e nos casos de Fe e V, por contaminação durante a usinagem de aços ligados ao V.

Segundo DINIZ, 2013, pastilhas de metal duro para ferramentas de corte podem ser fabricados a partir de combinações de vários tipos de carbonetos como WC, TiC, TaC, NbC e CrC; além disso, recobrimentos a base de TiCN, TiN, Al₂O₃ e outros carbonetos ou óxidos podem ser empregados. Assim, os elementos Ti, Ta, Cr podem ser oriundos de recobrimentos das pastilhas.

Tabela 4.2: Resultados de teor em massa de elementos presentes em grânulos do reforço WC empregado, obtidos por fluorescência de raios X (cerca de 400 grânulos analisados).

Elemento	W	Fe	Zn	Co	V	Ti	Ta	Cr	P
% Massa	65,30	10,27	8,28	5,72	4,74	1,51	0,63	0,62	0,52

Elemento	Ca	Cu	Al	Mn	Ni	Mo	Nb	Ag	Si
% Massa	0,50	0,33	0,32	0,32	0,28	0,21	0,16	0,14	0,09

Fonte: Viana, M.F; Dissertação Mestrado FEM/UNICAMP, 2017.

4.3 Morfologia de grânulos e microestrutura do reforço WC

A Figura 4.1 apresenta a morfologia de grânulos de WC após moagem e classificação de suas dimensões: grosseiros (de 2 a 10 mm), médios (de 2 a 4 mm) e finos (até 2 mm). Pode-se observar geometria poligonal, com arestas na maior parte das vezes agudas, mas também arestas arredondadas podem ser vistas.

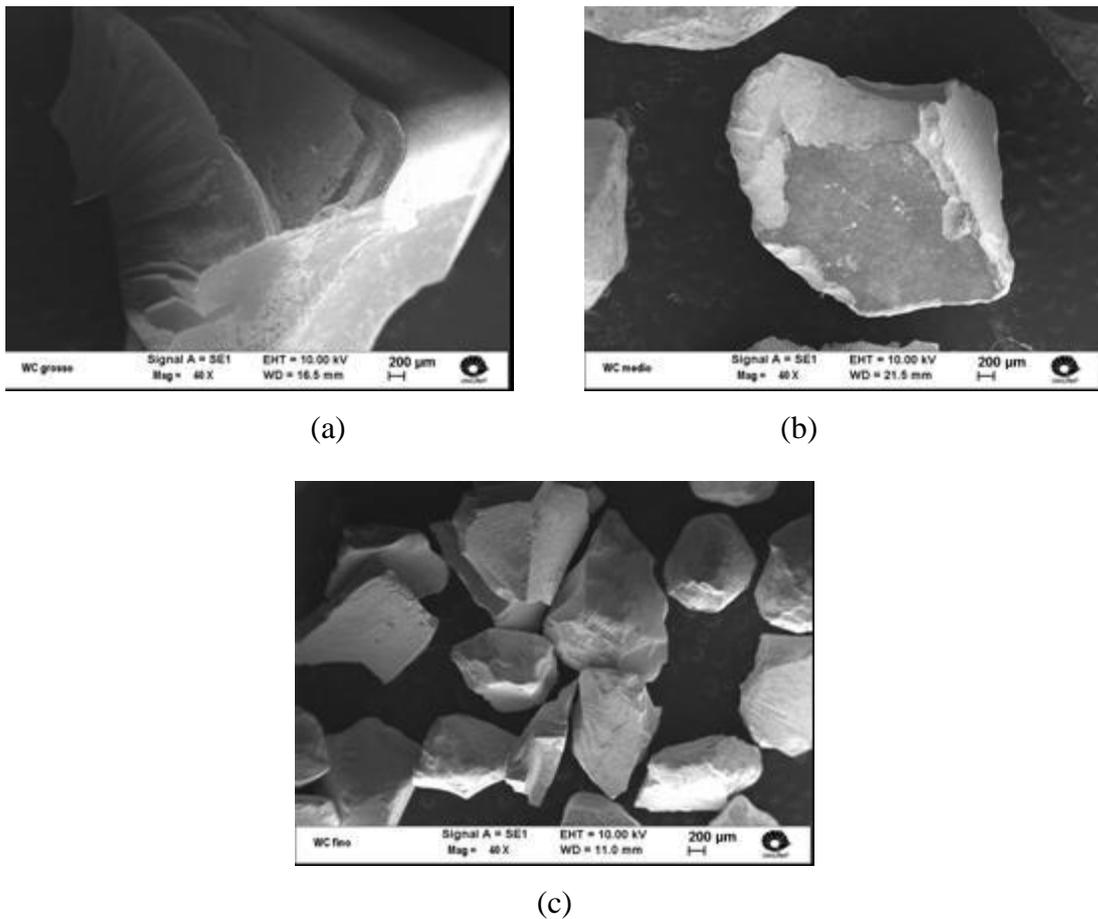


Figura 4.1: Grânulos resultantes da moagem de sucata de pastilhas de WC utilizadas no trabalho, classificadas de acordo com suas dimensões: (a) grosseiros (GG); (b) médios (GM) (c) finos (GF). (MEV)

Microestruturas típicas encontradas para diferentes grânulos são apresentadas na Figura 4.2. De modo geral se observa que os grânulos são constituídos de partículas individuais de WC, poligonais e irregulares, com dimensões da ordem de 0,5 a 3,0 μm . É observada elevada porosidade entre as partículas, provavelmente devida à degradação do material durante sua utilização.

Por se tratar de sucata de pastilhas, e, portanto, grânulos com diferentes composições e em diferentes situações de uso, diferentes microestruturas podem estar presentes. Na Figura 4.2 são apresentadas três situações: em (a) as partículas de WC se apresentam mais unidas e uma fase contínua de coloração mais escura pode ser observada entre as partículas, provavelmente o agente ligante na sinterização com fase líquida; em (b) não se nota com clareza a presença da fase ligante, mas as partículas de WC se encontram razoavelmente unidas e com elevada porosidade entre elas. Já na situação apresentada em (c) claramente se observa maior porosidade e aparente desprendimento de partículas WC.

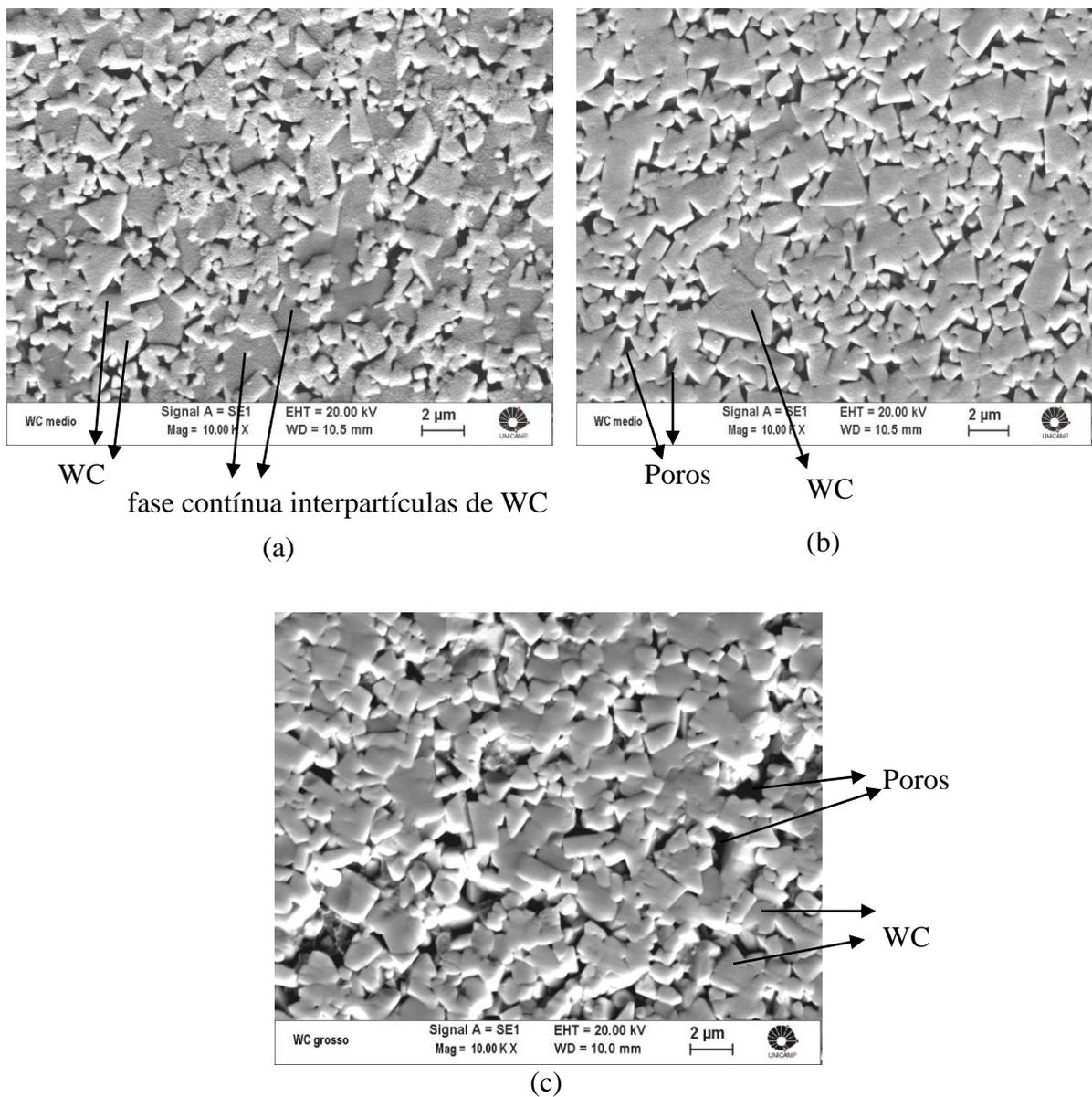


Figura 4.2: Microestruturas de diferentes grânulos de WC colhidos no lote de pastilhas recicladas empregado no trabalho (a) grânulo do tipo "A"; (b) grânulo do tipo "B"; (c) grânulo do tipo "C". (MEV)

Para uma melhor identificação dos elementos presentes nos grânulos das pastilhas, microanálises por EDS foram efetuadas e são apresentadas a seguir. Na Figura 4.3 são apresentados resultados de análise em duas regiões de um mesmo grânulo do tipo "A".

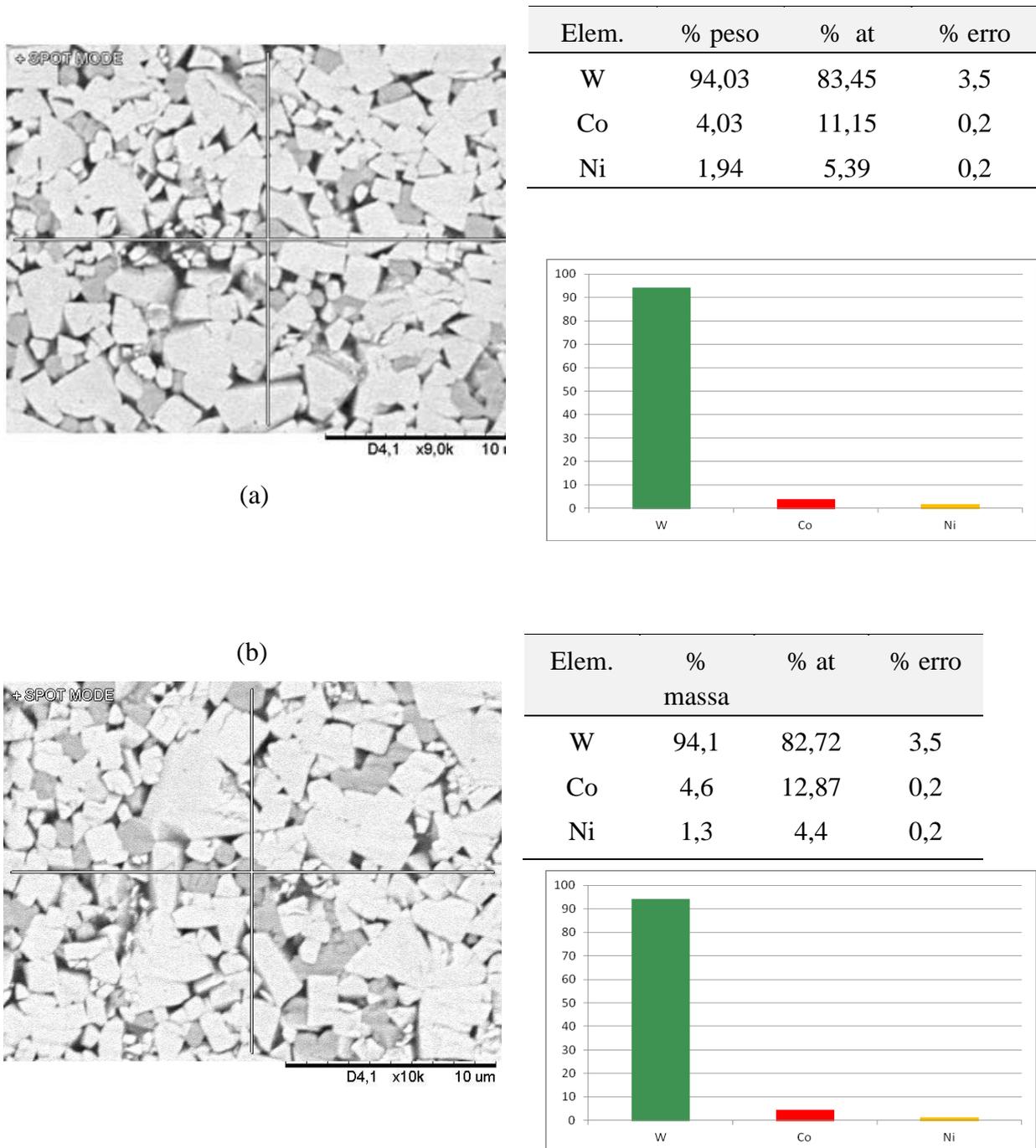


Figura 4.3: Microestrutura de duas regiões distintas de um mesmo grânulo (tipo "A") de sucata de pastilhas de WC empregadas como reforço, com indicação de pontos para microanálise por EDS e resultados obtidos. (MEV). Os resultados de (a) foram fornecidos por

Viana, M.F; Dissertação Mestrado FEM/UNICAMP, 2017.

Pode-se observar, nos pontos indicados de análise, correspondentes a regiões entre partículas individuais de WC, a presença, além do W, principalmente dos elementos Co e Ni, em teores da ordem de 4 e 1,7 % em peso, respectivamente, indicativos da utilização desses elementos como ligantes na fabricação do produto sinterizado. O predominante teor de W é devido à presença de WC na vizinhança da região analisada.

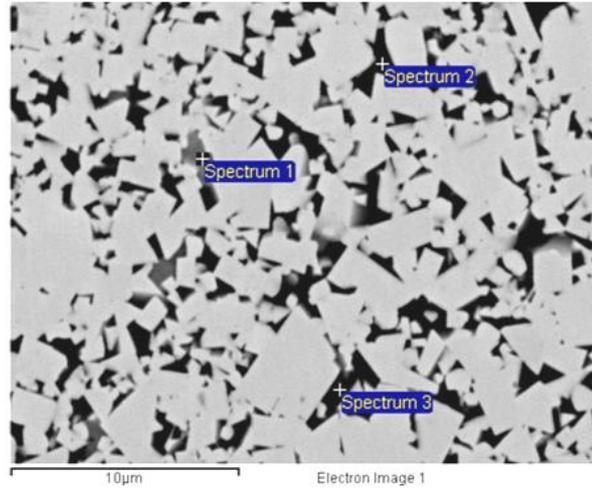
Na Figura 4.4 são mostrados resultados de análise da microestrutura de grânulo do tipo "B". Foram escolhidas três distintas regiões inter-partículas de WC. Pode ser observado, além do elevado teor de W devido às vizinhas partículas de WC, também a presença de teor significativo de Co em duas das regiões, e de Ta e Ti em uma região. Também Fe foi encontrado em duas das regiões analisadas. Não é detectado o elemento Ni em nenhuma das três regiões neste caso.

Como já comentado, o Co é elemento comumente utilizado em elevados teores como ligante em pastilhas de WC sinterizadas; sua presença pode ser detectada mesmo não sendo claramente observada uma fase contínua entre partículas WC. Quanto aos elementos Ta e Ti, estes podem entrar na composição das pastilhas como carbonetos TiC e TaC, como indicado por DINIZ, 2013, e também SCHMID, 2009. Além disso, Ti também pode estar presente como revestimentos da pastilha, na forma de TiCN, TiN, segundo os mesmos autores. O Fe, presente neste tipo de grânulo poroso, e, portanto, mais degradado em uso, pode ser consequência da contaminação da pastilha durante usinagem de aços. O Fe se aloja, nestes casos, na porosidade entre as partículas individuais de WC.

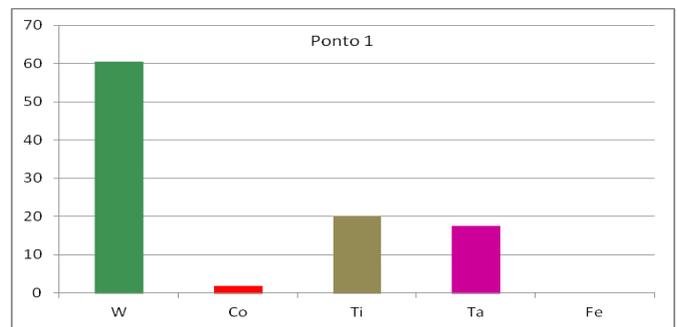
O mapeamento da distribuição dos principais elementos presentes na microestrutura do grânulo do tipo "C", resultante de análise por EDS, é apresentado na Figura 4.5.

Os resultados mostram a presença de W predominante nas regiões ocupadas pelas partículas individuais de WC, como visto na imagem (b). Na imagem (c), se observa a presença de Co em regiões inter-partículas. Eventual presença de Ti também é observada em regiões aparentemente inter-partículas. Os mapeamentos dos elementos Fe e Ni não indicam a presença desses elementos em quantidades detectáveis, em nenhuma região da microestrutura analisada e não são aqui apresentados.

Estes resultados confirmam, portanto, o uso do Co como ligante na fabricação da pastilha; por outro lado, a localização do Ti em regiões provavelmente inter-partículas indica seu emprego como revestimentos das pastilhas ou mesmo contaminação durante trabalho.

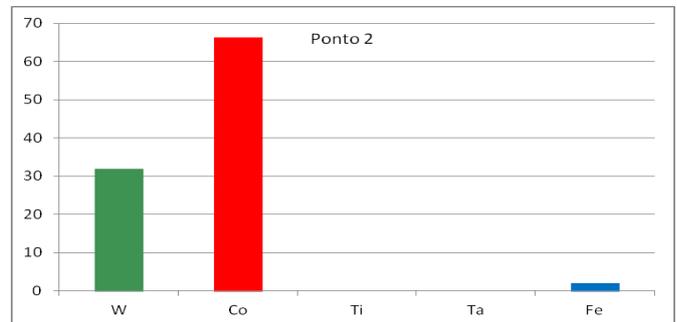


ponto 1 - % massa				
W	Co	Ti	Ta	Fe
60,42	1,89	20,13	17,56	-



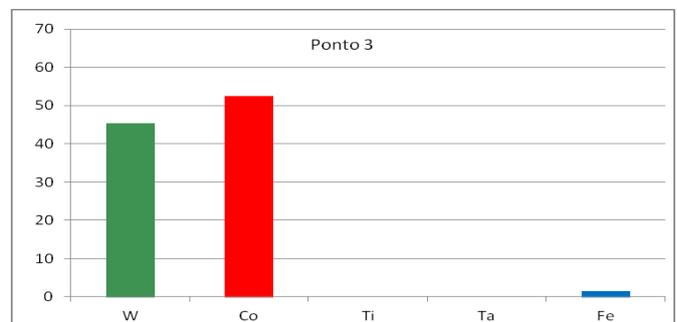
Ponto 1

ponto 2 - % peso				
W	Co	Ti	Ta	Fe
31,82	66,20	-	-	1,97



Ponto 2

ponto 3 - % massa				
W	Co	Ti	Ta	Fe
45,40	52,50	-	-	1,57



Ponto 3

Figura 4.4: Microestrutura de grânulo do tipo "B", de sucata de pastilhas de WC empregadas como reforço, com indicação de pontos para micro análise por EDS e resultados obtidos. (Resultados fornecidos por Viana, M.F; Dissertação Mestrado FEM/UNICAMP, 2017).

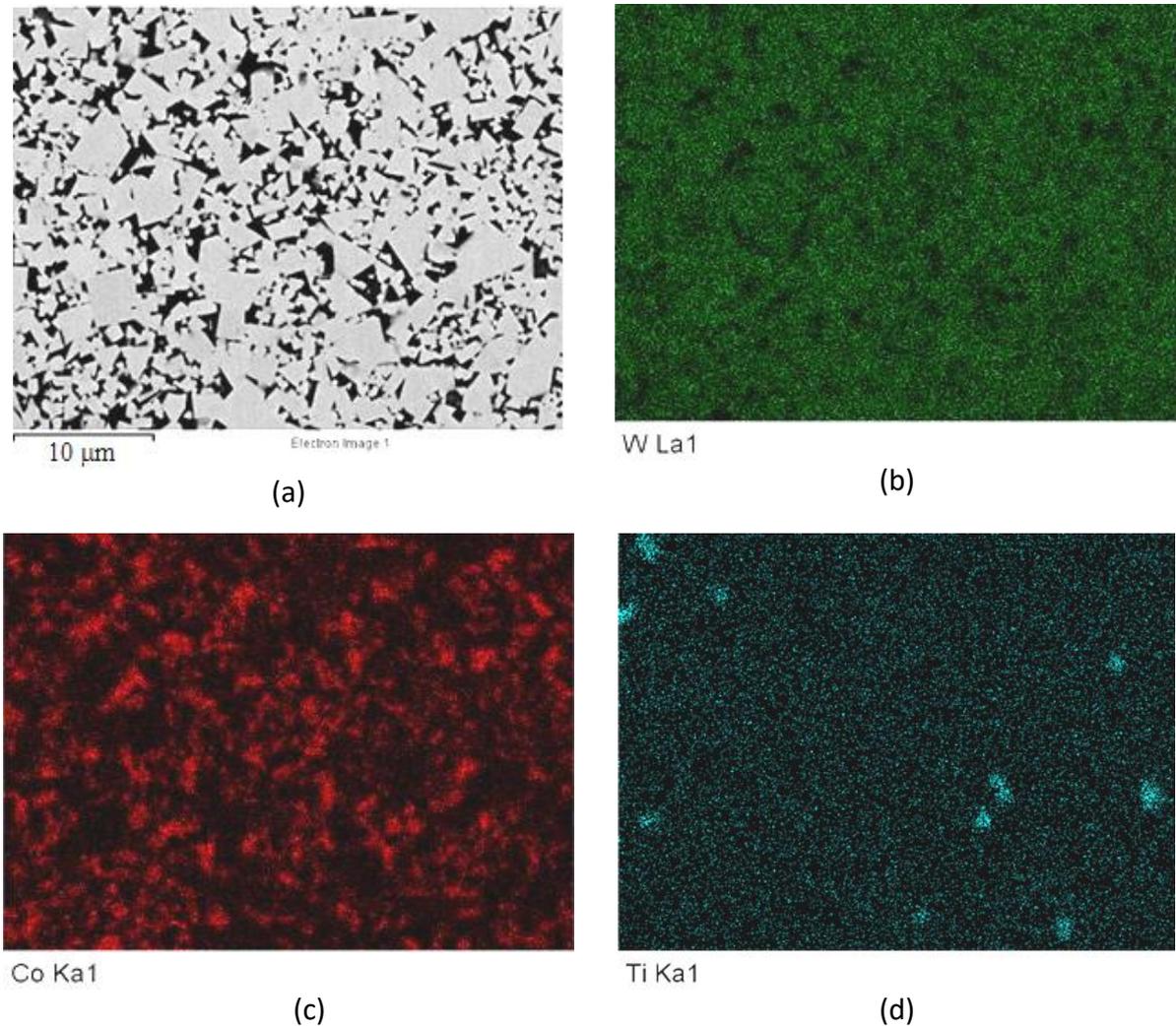
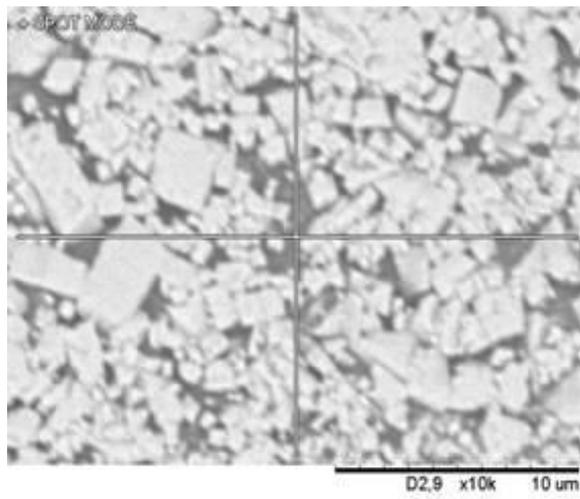


Figura 4.5: (a) Microestrutura de grânulo do tipo "B", de sucata de pastilhas de WC empregadas como reforço, e mapeamento, por EDS, da distribuição dos principais elementos detectados: (b) W; (c) Co; (d) Ti (MEV). (Resultados fornecidos por Viana, M.F; Dissertação Mestrado FEM/UNICAMP, 2017).

Os resultados obtidos para um terceiro tipo de grânulo analisado (grânulo do tipo "C") são apresentados na Figura 4.6. Este tipo de grânulo, conforme mostrado na Figura 4.2 (c), se apresenta com aspecto mais degradado, com alta porosidade e aparente desprendimento de partículas individuais de WC.

Pode ser observada presença de elevado teor de Fe em região inter-partículas, indicativa da contaminação destas regiões de elevada porosidade, quando do emprego da pastilha para a usinagem de metais ferrosos. Observa-se ainda nestas regiões a presença de Co e Ni, provavelmente resíduos de metais de ligação usados na sinterização da pastilha.



Elemento	% massa	% at	% erro
Fe	68,06	69,15	1,1
Co	8,32	8,02	0,2
Ni	23,62	22,83	0,5

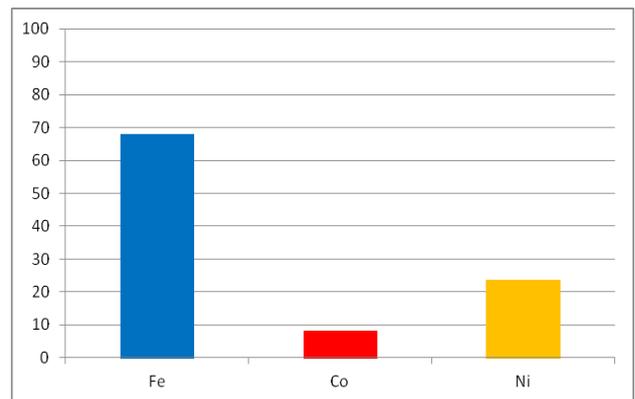


Figura 4.6: Microestrutura de grânulo (tipo "C") de sucata de pastilhas de WC empregadas como reforço, com indicação de pontos para micro análise por EDS e resultados obtidos. (MEV).

Os resultados gerais obtidos na caracterização da composição química do material empregado como reforço indicam, portanto, pastilhas com diferentes composições e em diferentes estados de degradação. Podem apresentar os elementos Co, Ni, Fe, Cr, Ti e Ta, sendo o Co o mais frequente.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

MARTELOS DESFIBRADORES PRODUZIDOS

5.1 Produto fundido típico - aspecto geral

A Figura 5.1 apresenta aspecto típico dos produtos fundidos - martelos de FE 50007 aos quais foram adicionados grânulos de WC. Em (a) é mostrada uma árvore contendo 12 martelos como retirados do molde de areia, enquanto em (b) são mostrados três martelos após limpeza e pintura da base.

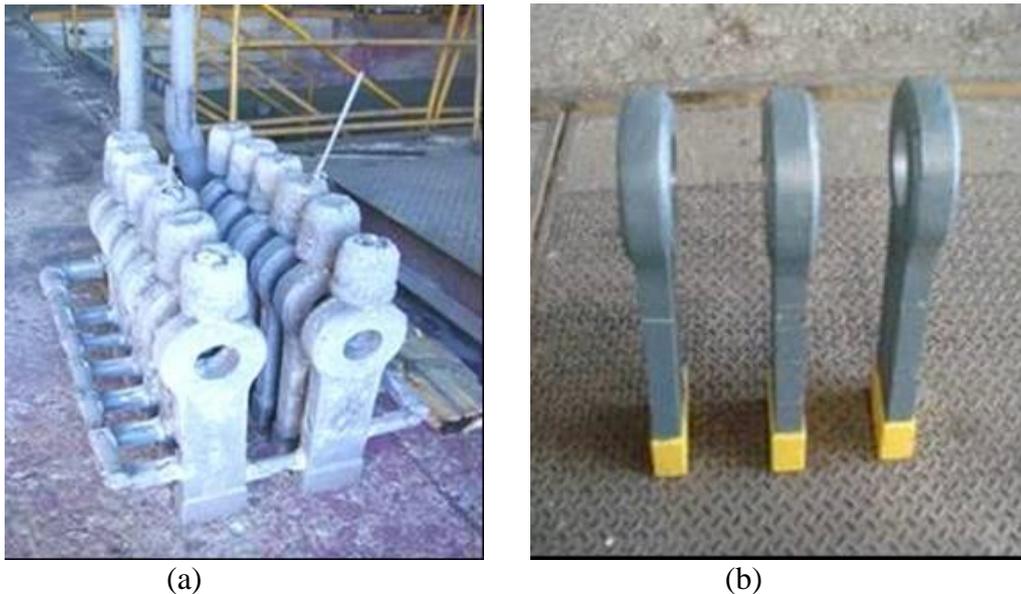


Figura 5.1: Aspecto geral dos martelos de FE 50007 fundidos: (a) imediatamente após desmoldagem, ainda com sistema de canais e massalotes; (b) após limpeza.

Pode-se observar a sanidade das peças obtidas, que não apresentam visualmente defeitos de fundição. A qualidade geral pode ser considerada excelente.

Para análise dos resultados obtidos com relação à localização do constituinte de reforço, microestruturas, caracterização geral de propriedades dos produtos, estes serão considerados em três partes principais, a saber: corpo do martelo, base, e superfície de desgaste, conforme indicado no Capítulo 3, item 3.4, Figura 3.6.

5.2. Corpo do martelo

5.2.1 Microestrutura do metal base

A matriz de um ferro fundido nodular pode ser constituída de ferrita, perlita ou combinação de ferrita/perlita. O teor relativo ferrita/perlita depende, basicamente, da taxa de resfriamento e da composição química do material: o aumento da taxa de resfriamento e redução do teor de Si resultam em aumento do teor da fase perlita. O ferro fundido FE 50007 deve apresentar, como apresentado no Capítulo 2, item 2.3.2, uma fração relativa ferrita/perlita variando de 30 a 60 para ferrita / 40 a 70 para perlita.

Microestrutura típica de amostras tiradas do corpo do martelo (região distante da sua base) é apresentada na Figura 5.2. Pode-se observar estrutura de grafita nodular em matriz ferrítica/perlítica, com predominância de ferrita.

A Tabela 5.1 apresenta resultado da caracterização da estrutura, classificada segundo norma ASTM A247. A relação ferrita/perlita, bem como o grau de grafitação e dimensões da grafita, se enquadram nos parâmetros requeridos para o ferro fundido especificado como FE 50007, como se pode comprovar comparando-se com dados apresentados no Capítulo 2, item 2.3.2, para o ferro nodular em questão.

Tabela 5.1: Caracterização da microestrutura na região do corpo de martelos de FE 50007 fundidos pela técnica proposta.

Característica	Valor encontrado
Formato da grafita	I-II
Tamanho dos nódulos de grafita	5 e 6
Grau de esferoidização	75%
Teor de grafita (em relação ao total)	12%
Teor de perlita (em relação à ferrita)	> ou igual a 39%
Teor de ferrita (em relação à perlita)	60%
Teor de steadita	isento
Teor de carbonetos	< ou igual a 1%

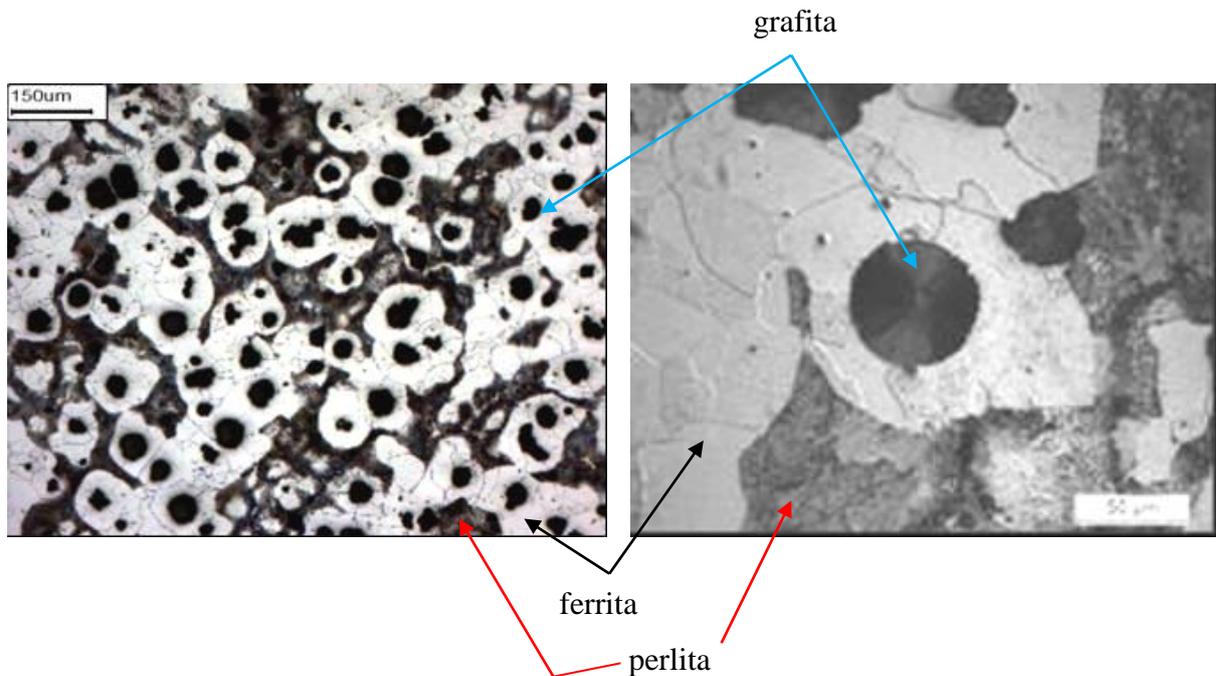


Figura 5.2: Microestrutura típica na região do corpo de martelos fundidos produzidos.

5.2.2 Propriedades mecânicas do metal base - dureza

Resultados de medidas de dureza do metal base na região do corpo do martelo indicaram em valor médio de 220 ± 32 HB, equivalente a cerca de 230 HV. Estas medidas foram feitas utilizando esfera de 30 mm e carga de 3000 kg.

O valor obtido se enquadra na faixa de valores de dureza especificada para o ferro nodular em questão (de 170 a 240 HB), segundo norma ABNT (ABR 6916/1981).

5.2.3 Propriedades mecânicas do metal base - tração

Resultados de ensaios de tração na região do corpo de martelos produzidos são apresentados na Tabela 5.2, onde também são apresentados valores especificados pela norma que define o ferro fundido FE 50007. Pode-se observar que o material produzido atende a norma quanto às propriedades em tração, isto é, limites de resistência, limite elástico e alongamento; além da dureza, como já apresentado.

Tabela 5.2: Propriedades mecânicas em tração do ferro fundido nodular FE 50007, no estado como fundido (corpo dos martelos).

	LR (MPa)	LE (MPa)	Alonga mento (%)	Dureza (HB)
Norma ABNT 6916	500 (min)	350 (min)	7 (min)	170 - 240
Resultados obtidos	508	366	10,5	220

5.3 Base do martelo - Espessura da camada reforçada

As seções longitudinais das bases dos martelos fabricados com diferentes teores de grânulos de WC de diferentes dimensões são apresentadas na Figura 5.3. Pode-se observar, em todos os casos, a presença de grânulos de WC na parte inferior da base dos martelos, formando uma camada reforçada de perfil não linear ao longo da região inferior da base. Como apresentado no Capítulo 2, item 2.6.2, o desgaste da superfície inferior da base de martelos desfibradores ocorre de maneira não linear, e sim, apresentando um perfil crescente para um dos lados (Figura 2.19), onde a solicitação de abrasão com a cana é mais intensa. No processo de fabricação dos martelos foi buscado, portanto, um perfil de distribuição de reforço também crescente em direção à região submetida ao maior desgaste.

Os resultados obtidos mostram concentração crescente do reforço na base dos martelos, para a região lateral, conforme desejado; assim, uma alta resistência ao desgaste na parte mais solicitada à abrasão, aliada a uma elevada resistência mecânica a choques no corpo dos martelos, podem ser esperadas nos produtos obtidos. Os resultados indicam, portanto, adequação da técnica de adição dos grânulos de WC, que resultou na distribuição desejada. Esta distribuição foi determinada pelo direcionamento do fluxo do metal líquido graças ao posicionamento do canal de preenchimento do molde, o qual foi planejado especialmente para levar o reforço para a região pretendida.

Apesar dos baixos teores em massa de WC adicionados, relativos a massa total dos martelos (0,9 e 1,5%, respectivamente, para adição de 0,3 e 0,5 kg de WC em 33 kg de metal líquido), foi obtida alta concentração do reforço em sua base. Este fato se deve à decantação dos grânulos de WC no líquido, dada a grande diferença de densidade entre eles (ferro fundido = $7,2 \text{ g/cm}^3$ e grânulos de WC = $14,8 \text{ g/cm}^3$).

Foi observado que o sucesso da operação de fundição na obtenção do perfil da camada reforçada na base dos martelos depende fortemente da temperatura de vazamento do metal. Como o reforço foi empregado sem aquecimento prévio, há resfriamento do líquido quando de sua adição, o que pode comprometer o tempo para sua decantação e também o fluxo do líquido ao preencher o molde. Para as relações em peso de metal e grânulos de reforço empregados neste trabalho, um superaquecimento extra de 80°C além do que seria adequado para o vazamento da mesma peça, mas sem a adição do reforço, foi empregado.

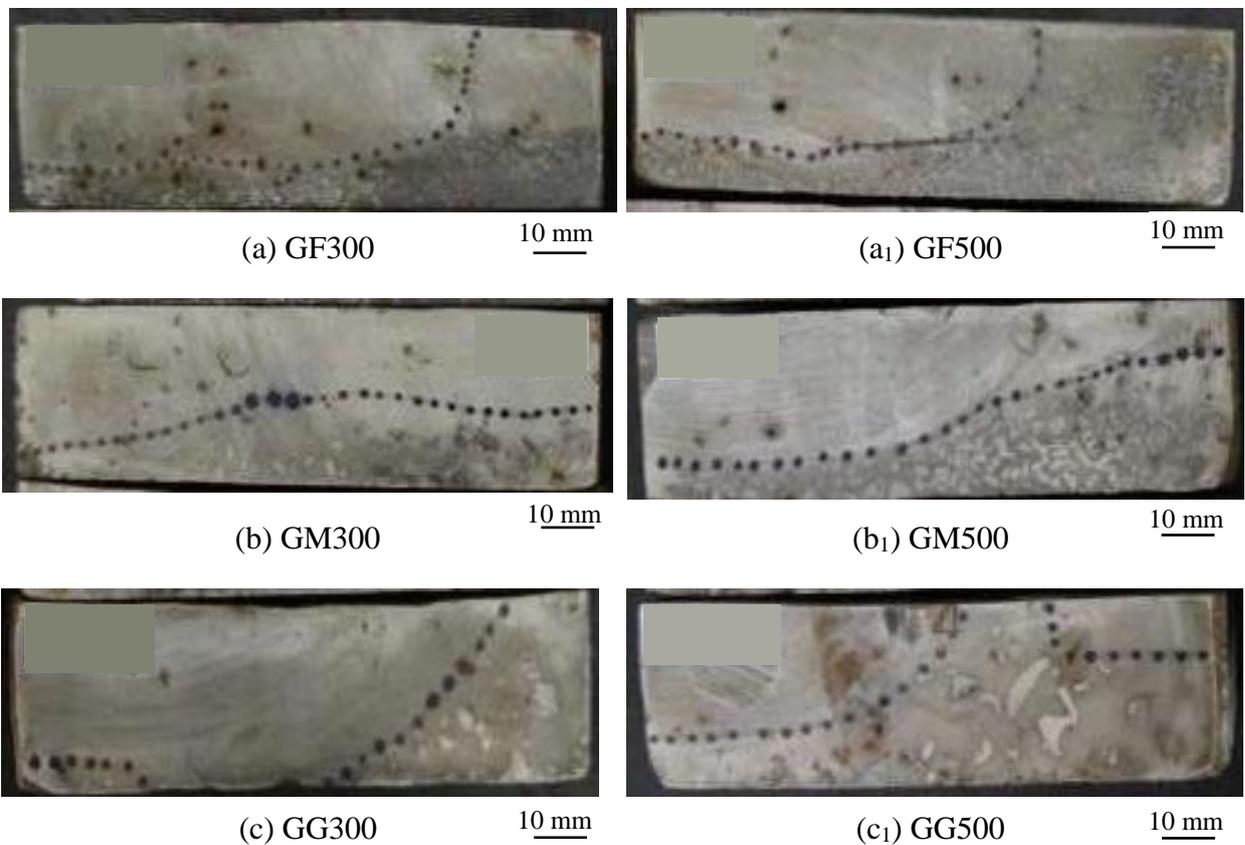


Figura 5.3: Seção longitudinal da base de martelos de FE 50007 fundidos com adição de grânulos de WC como reforço; diferentes teores de grânulos de distintas dimensões, conforme indicado.

Os produtos obtidos foram submetidos à análise por ultrassom para verificação da sanidade interna quanto à presença de defeitos de fundição. Não foram detectados defeitos em nenhuma das peças examinadas, sendo este exame executado em 100% das peças produzidas.

O teste por ultrassom objetivou também avaliar a possibilidade de se determinar os limites entre a região da base dos martelos contendo grânulos de WC e região sem grânulos, por efeito da atenuação do som pelo WC. Buscou-se a definição do perfil da camada reforçada pelo mapeamento da resposta do sinal sonoro em regiões contendo ou não grânulos de WC, conforme descrito no Capítulo 3, item 3.4.1. As leituras foram feitas em intervalos de 5 mm, o que permitiu o traçado do perfil da camada reforçada.

Os resultados são apresentados nas Figuras 5.4 a 5.9. Pode-se notar que os perfis de distribuição de grânulos de WC obtidos são bastante similares com os observados visualmente nas peças, com aspecto não linear, apresentando valores crescentes de teor de grânulos de WC para um dos lados da base. Estes resultados demonstram que o ensaio de ultrassom possibilita diferenciar regiões com e sem a presença de WC com precisão. Esta técnica pode ser, portanto, uma ferramenta prática e eficiente para delimitação de transição de regiões reforçadas e não reforçadas em metais compósitos com gradientes de reforço.

O emprego de ultrassom para medida de camada reforçada em compósitos de matriz metálica é incomum, não tendo sido encontradas, na literatura, referências ao uso dessa técnica para esse fim. Os resultados aqui obtidos mostram, contudo, a possibilidade de avaliação da espessura da camada reforçada e seu perfil, no compósito estudado.

A partir dos perfis obtidos, foram medidos os valores máximos e mínimos da espessura da camada reforçada, os quais são apresentados numericamente na Tabela 5.3 e graficamente na Figura 5.10.

Pode-se observar, de modo geral, camadas com valores de espessura da ordem de 7 a 30mm, embora em um dos produtos (GG300) em alguma região da base não foi encontrada a presença de grânulos de WC (espessura mínima da camada igual a zero). Os resultados mostram que, aparentemente, os granulados mais finos produzem um melhor resultado em termos de regularidade do perfil da camada reforçada, com valores mínimos da ordem de 8 mm e máximos de 30 a 35 mm, tanto para o produto ao qual foram adicionados 300 ou 500 g do reforço. Considerando que os teores em peso dos grânulos de WC foram os mesmos para as diferentes dimensões de grânulos empregados, é de se esperar uma maior variação e imprevisibilidade de dispersão dos grânulos grosseiros, presentes em menor quantidade, quando comparados com os grânulos médios e finos. A análise da Tabela 5.3 evidencia estes comentários.

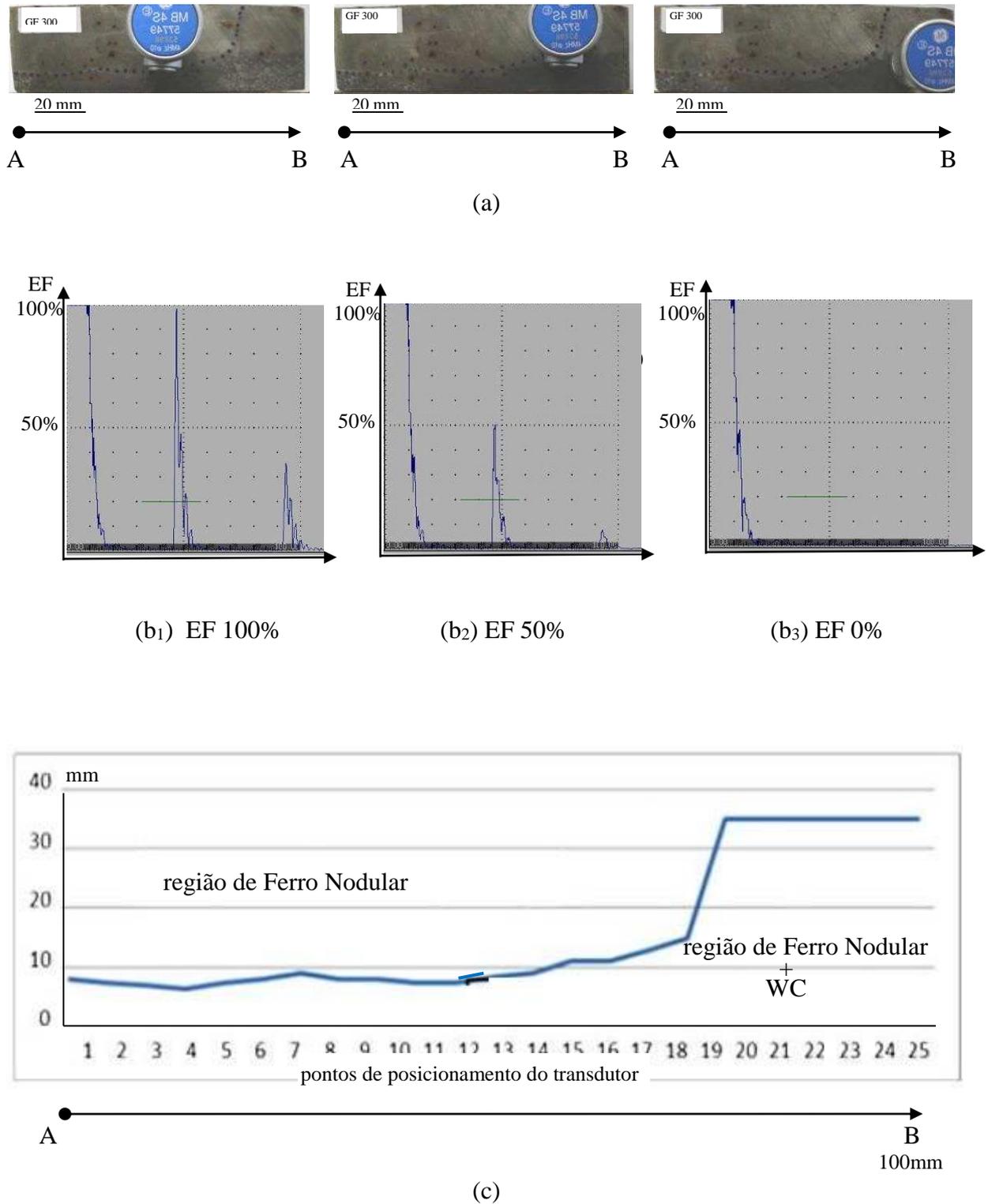


Figura 5.4: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 300 g de reforço WC de dimensões finas (amostra GF 300): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a reduções do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado.

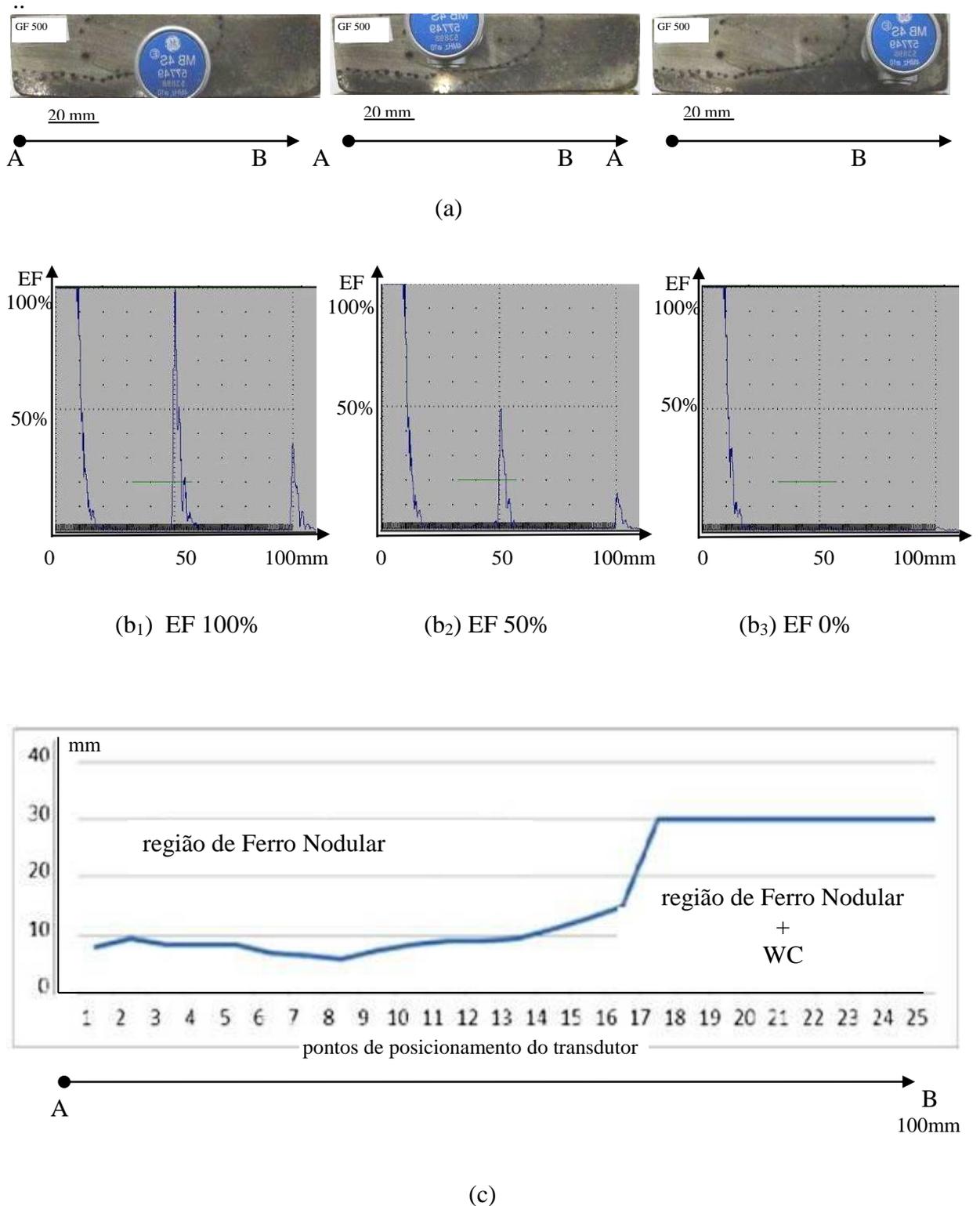


Figura 5.5: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 500 g de reforço WC de dimensões finas (amostra GF 500): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a reduções do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado.

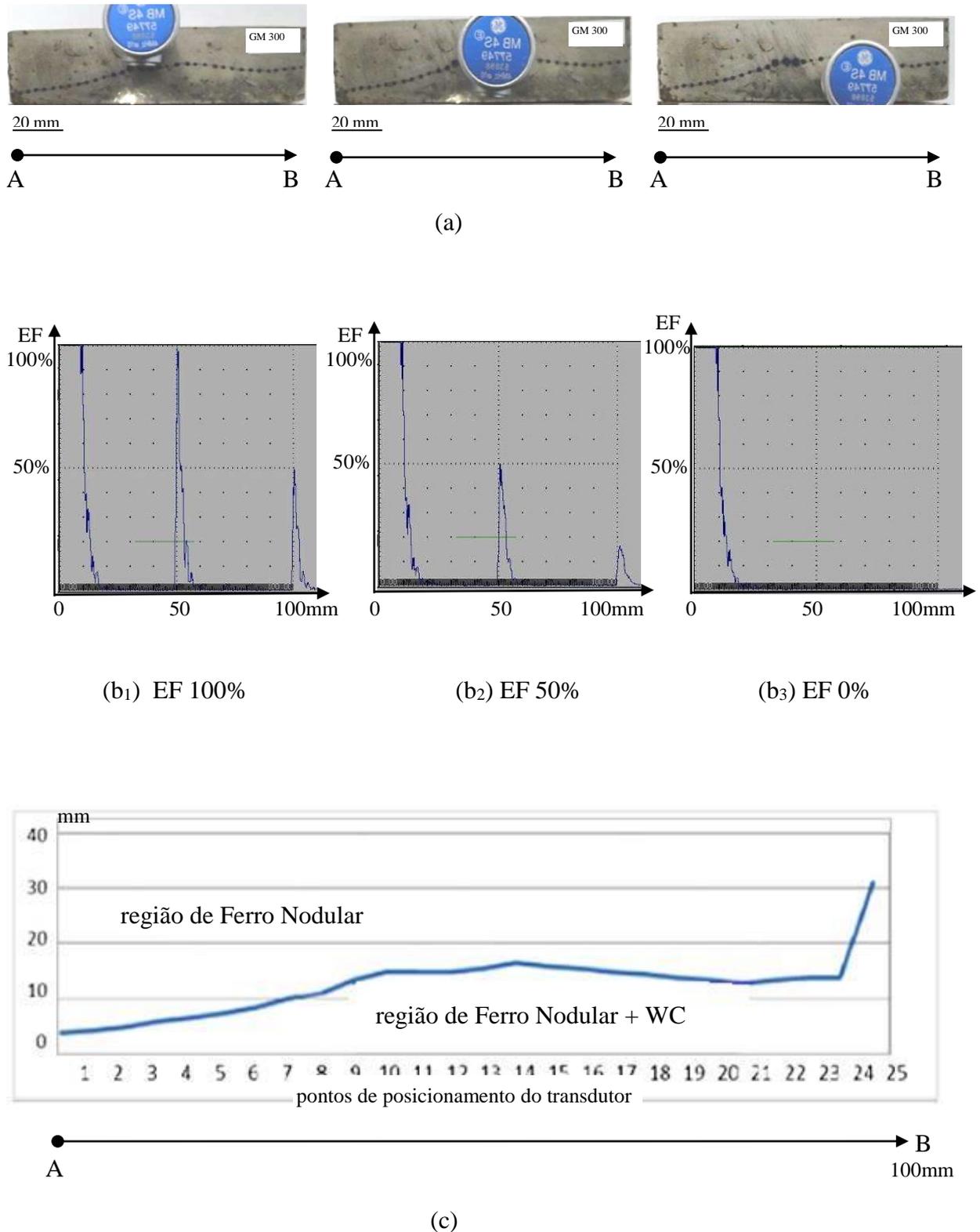


Figura 5.6: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 300g de reforço WC de dimensões médias (amostra GM 300): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a redução do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado.

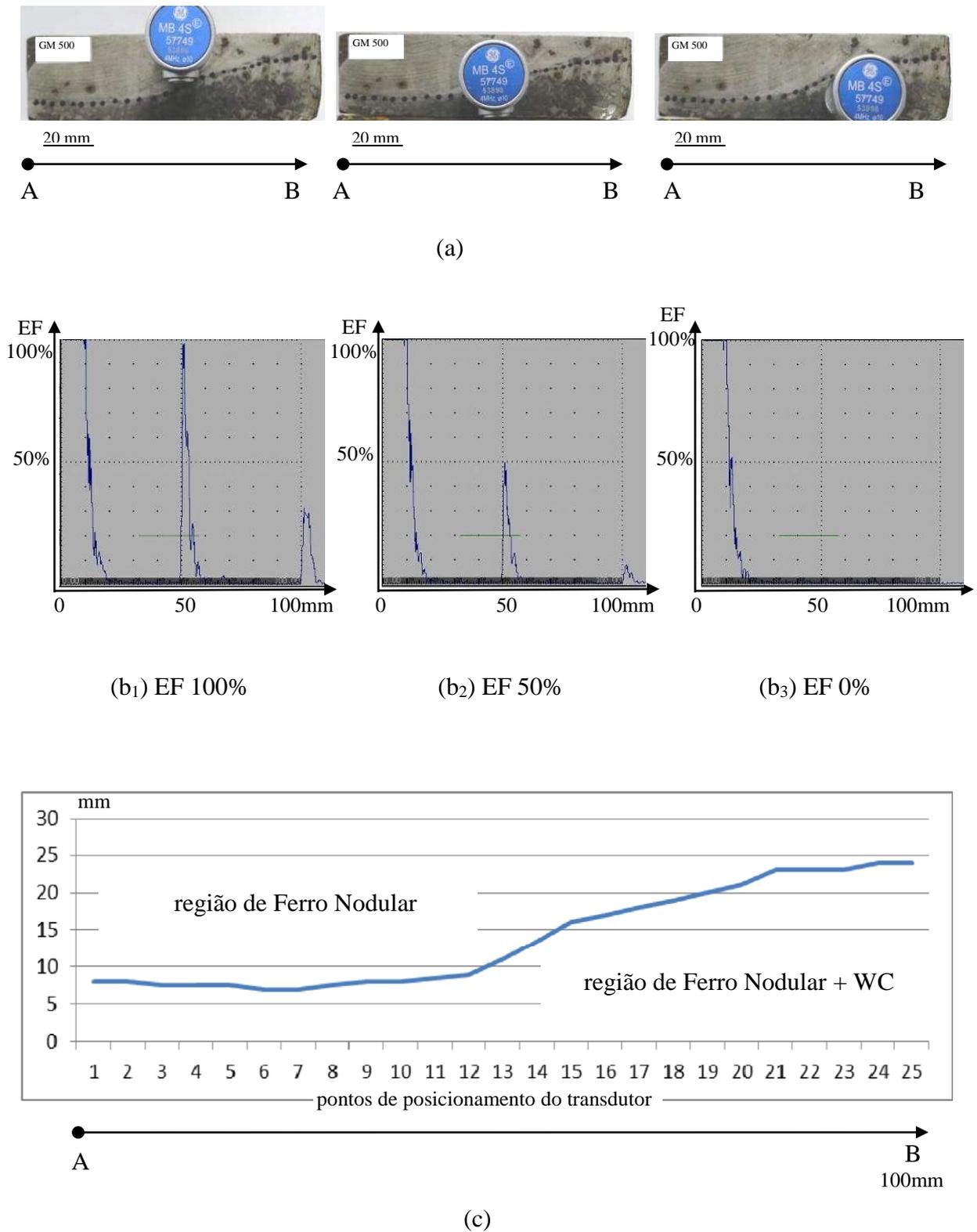
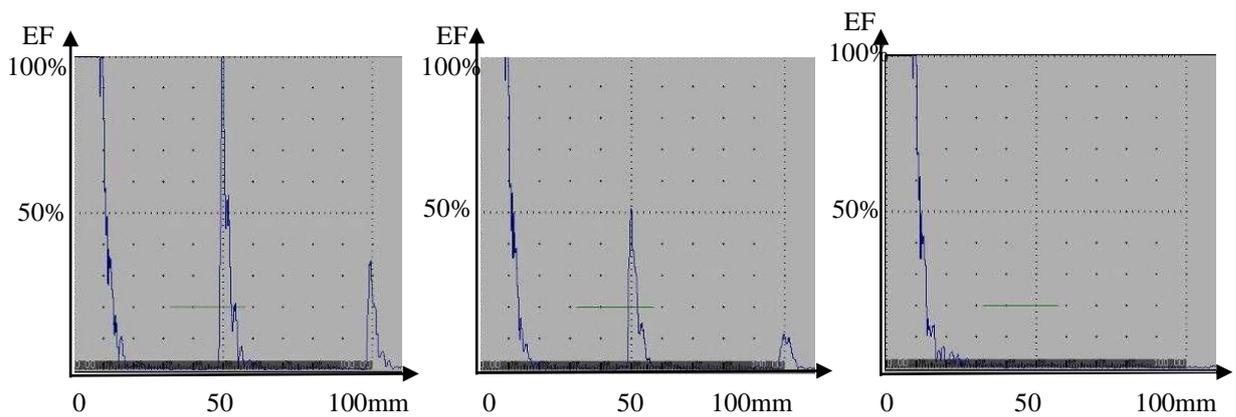
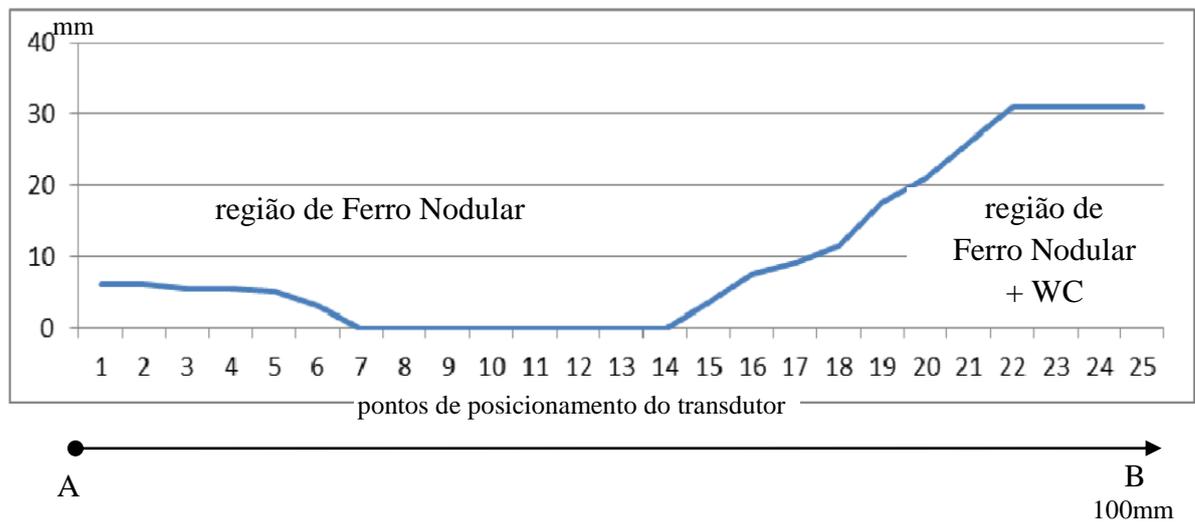


Figura 5.7: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 500g de reforço WC de dimensões médias (amostra GM 500): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a redução do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado.



(a)

(b₁) EF 100%(b₂) EF 50%(b₃) EF 0%

(c)

Figura 5.8: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 300g de reforço WC de dimensões grosseiras (amostra GG 300): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a redução do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado.

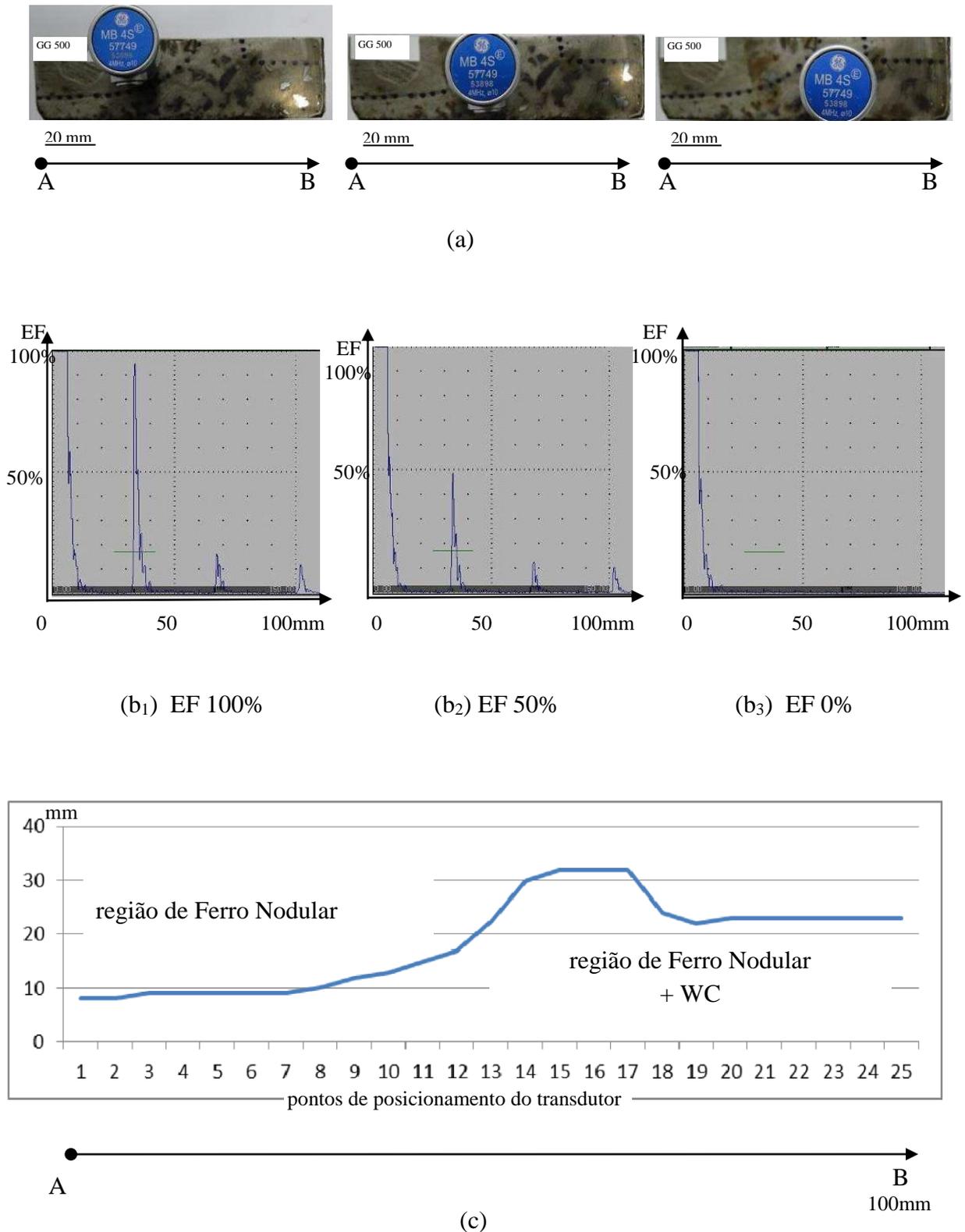


Figura 5.9: Resultados de ensaios de ultrassom na base de martelo fundido de FE 50007 com 500g de reforço WC de dimensões grosseiras (amostra GG 500): (a) indicação da posição do transdutor na peça; (b) resposta do sinal sonoro (eco de fundo) em três posições referentes a redução do sinal em 0, 50 e 100%; (c) perfil da camada reforçada gerado.

Tabela 5.3: Valores de espessura da camada reforçada com WC na base de martelos fundidos de FE 50007, medidos por ultrassom.

	GF 300	GF 500	GM 300	GM 500	GG 300	GG 500
Min (mm)	8	8	4	7	0	8
Max (mm)	35	30	31	24	31	32

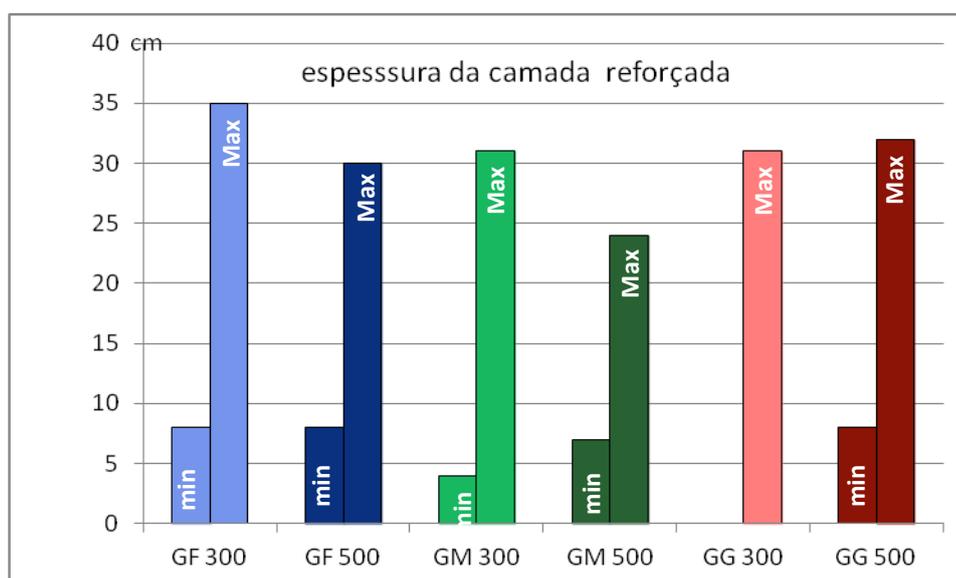


Figura 5.10: Espessuras mínimas (min) e máximas (Max) da camada reforçada na base de martelos fundidos de FE 50007, com diferentes teores e tipos de grânulos de WC.

5.4 Superfície de desgaste

5.4.1 Dispersão do reforço na superfície de desgaste

A superfície de desgaste da base dos martelos é a região com maior concentração de grânulos do reforço, conforme pode ser observado na Figura 5.11, para os produtos obtidos em todas as condições de fabricação investigadas. As macrografias apresentadas auxiliam a análise e caracterização da distribuição dos grânulos de WC presentes na superfície de desgaste dos martelos.

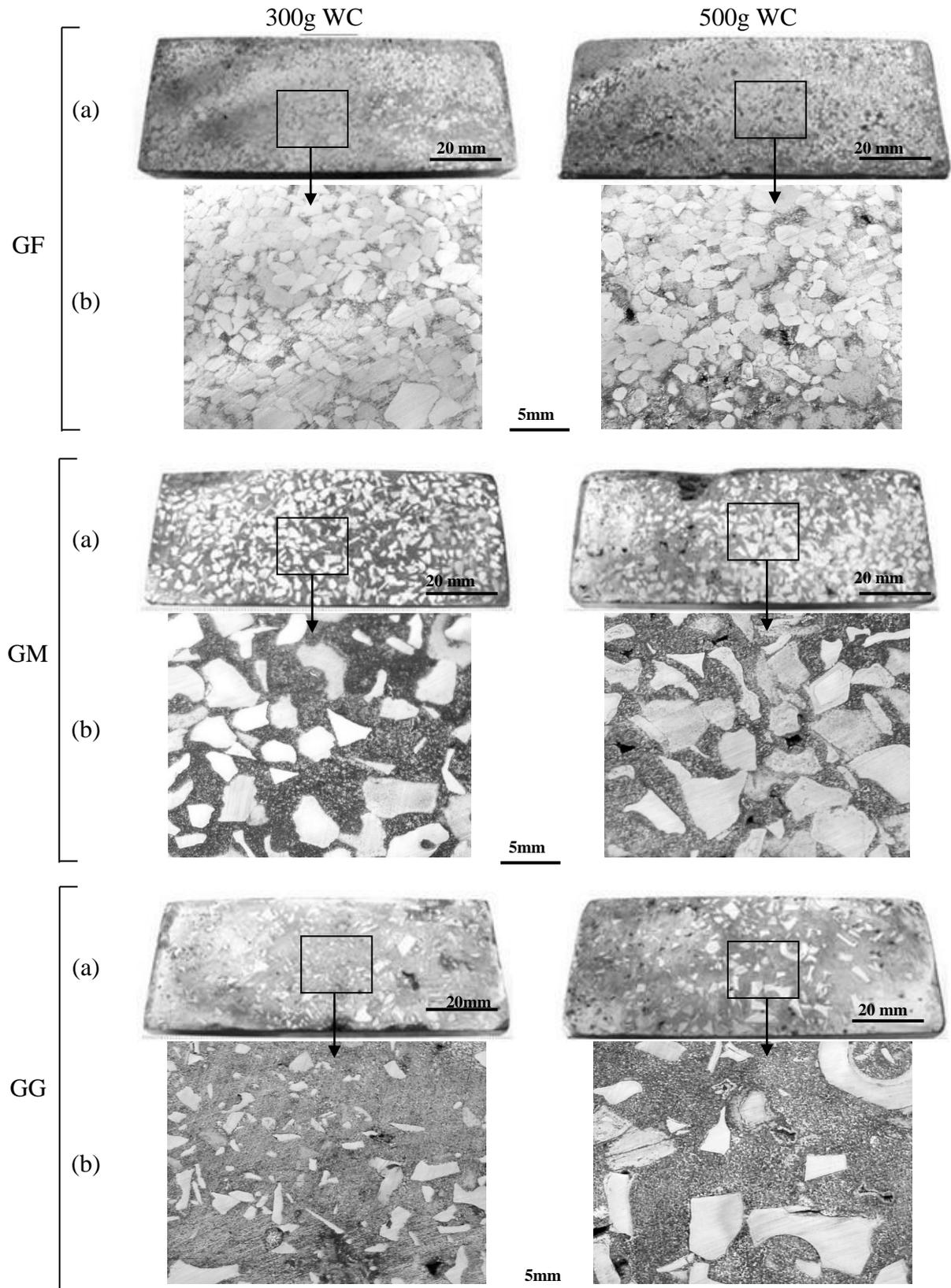


Figura 5.11: (a) Aspecto geral da superfície de desgaste na base dos martelos fundido de FE 50007 com reforço de grânulos de WC de diferentes dimensões e em diferentes teores, como indicado; (b) detalhe mostrando presença e dispersão do reforço.

Pode-se observar, em todos os casos, maciça presença de grânulos de WC na base dos martelos. A dispersão dos grânulos pode ser considerada homogênea em toda a superfície, uma vez que não são observados aglomerados; os grânulos se apresentam discretizados. Uma maior concentração de grânulos, ocupando maior porcentagem da área da superfície dos martelos, é observada para o caso do emprego de grânulos mais finos. De maneira oposta, a menor concentração é observada quando empregados grânulos mais grosseiros.

As quantidades relativas de reforço e matriz metálica na superfície de desgaste dos martelos fabricados em diferentes condições foram medidas com auxílio de microscopia óptica; os resultados são apresentados numericamente na Tabela 5.4 e representados graficamente na Figura 5.12.

Tabela 5.4: Quantidade relativa de reforço e matriz metálica na superfície de desgaste dos martelos fabricados com diferentes teores de grânulos de WC de distintas dimensões.

Tipo de produto	Carbonetos (% área ocupada)	Matriz metálica (% área ocupada)
GF 300	87	13
GF 500	70	30
GM 300	42	58
GM 500	60	40
GG 300	22	78
GG 500	34	66

Os valores obtidos indicam de modo geral elevada concentração de reforço em todas as situações.

A variação da área ocupada pelo reforço aparentemente tende a aumentar com o aumento do teor de reforço adicionado; já o efeito das dimensões dos grânulos de WC é mais claramente observada: há aumento da concentração de reforço na superfície da base dos martelos com a redução da dimensão dos grânulos. Este último fato pode ser devido a um aumento da viscosidade do líquido em torno de grânulos de grandes dimensões (material que está à temperatura ambiente), devido à extração de calor, o que faz com que os grânulos fiquem mais distantes entre si.

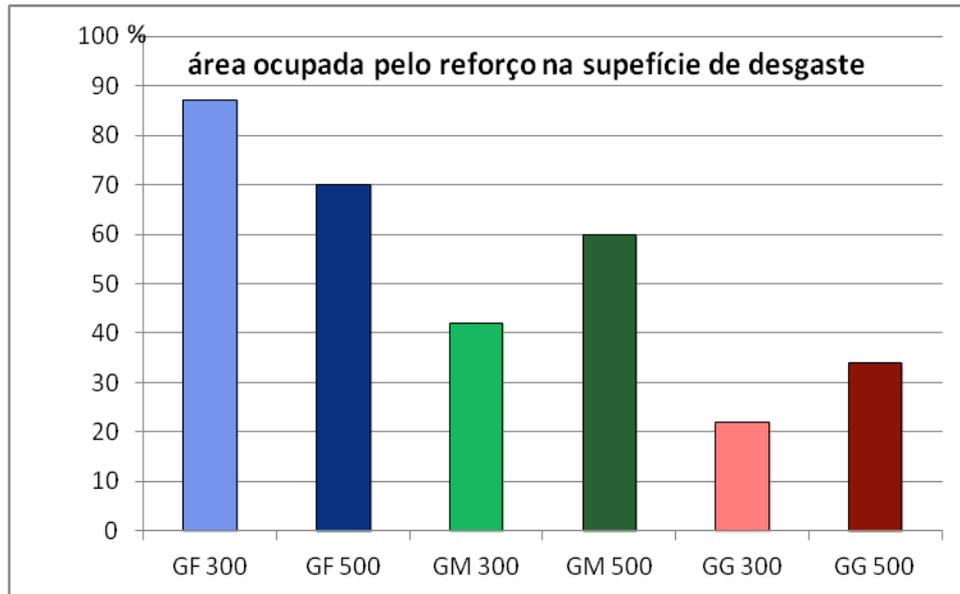


Figura 5.12: Porcentagem relativa de área ocupada pelo reforço WC na superfície de desgaste da base de martelos fundidos de FE 50007, com diferentes teores de grânulos de WC de diferentes dimensões.

5.4.2 Microestrutura da superfície de desgaste

A Figura 5.13 apresenta aspecto geral da microestrutura típica da região de camada reforçada com WC, na superfície de desgaste dos martelos.

Pode-se observar a presença dos grânulos de WC na matriz metálica, distribuídos de maneira discreta, como já comentado. Os grânulos se apresentam com aspecto distinto dos grânulos na condição original, antes do contato com o metal a alta temperatura: apresentam uma camada externa mais porosa que seu interior; a espessura desta camada é variável e pode chegar a ocupar todo o grânulo. Em alguns casos, os grânulos de WC parecem estar totalmente degenerados, não sendo mais facilmente delimitados, como destacado na Figura 5.13 (c).

Para maior compreensão dos fenômenos envolvidos na interação entre a matriz metálica ferrosa e os grânulos do reforço WC, serão analisadas quatro regiões separadamente, conforme indicado na Figura 5.13 (d): (A) interior do grânulo; (B) camada externa porosa (C); interface de contato entre metal e reforço e (D) matriz metálica entre grânulos do reforço.

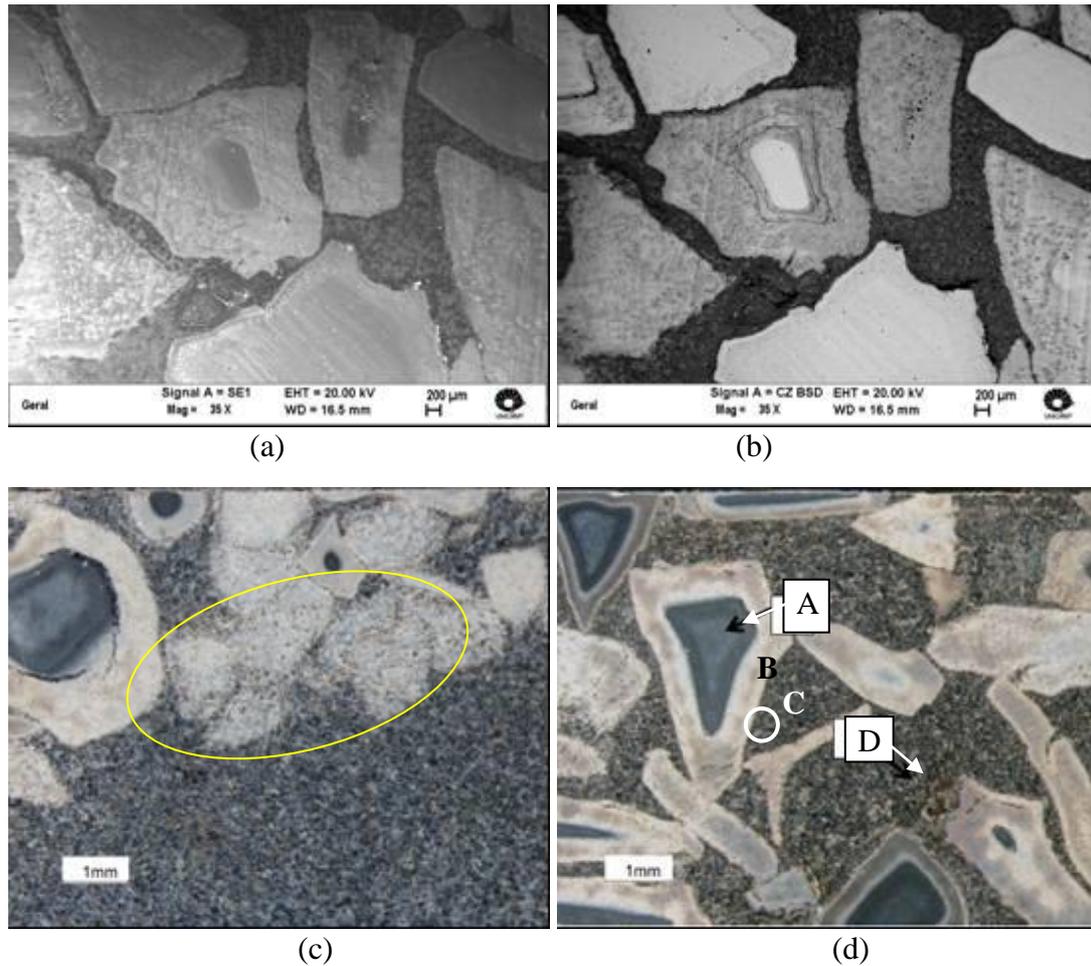


Figura 5.13: Aspecto geral típico de microestrutura na superfície de desgaste de martelos de FE 50007 contendo base reforçada com grânulos de WC: (a) MEV; (b) MEV (BS); (c) e (d) MEV, com ataque de Nital 3%. Destaque para grânulos de WC degenerados, em (c).

5.4.2.1 Microestrutura do grânulo de WC (regiões A e B)

A Figura 5.14 apresenta a microestrutura dos grânulos de WC no interior da zona reforçada na superfície da base dos martelos produzidos, em duas regiões: no interior do grânulo (região A), distante da interface de contato com o metal, e numa camada superficial, mais próxima à interface de contato com o metal líquido (região B).

Pode-se observar que na região A as partículas individuais de WC parecem mais agregadas umas às outras e o nível de porosidade não parece diferir do observado na microestrutura dos grânulos de WC na sua condição original, antes da adição ao metal líquido, conforme mostrado na Figura 4.2. Já na região mais externa dos grânulos do reforço,

região esta em contato com o metal líquido a alta temperatura, pode-se observar aparente desagregação das partículas individuais de WC, ocasionando maior porosidade no material e mesmo falhas de consideráveis dimensões, como observado em (c).

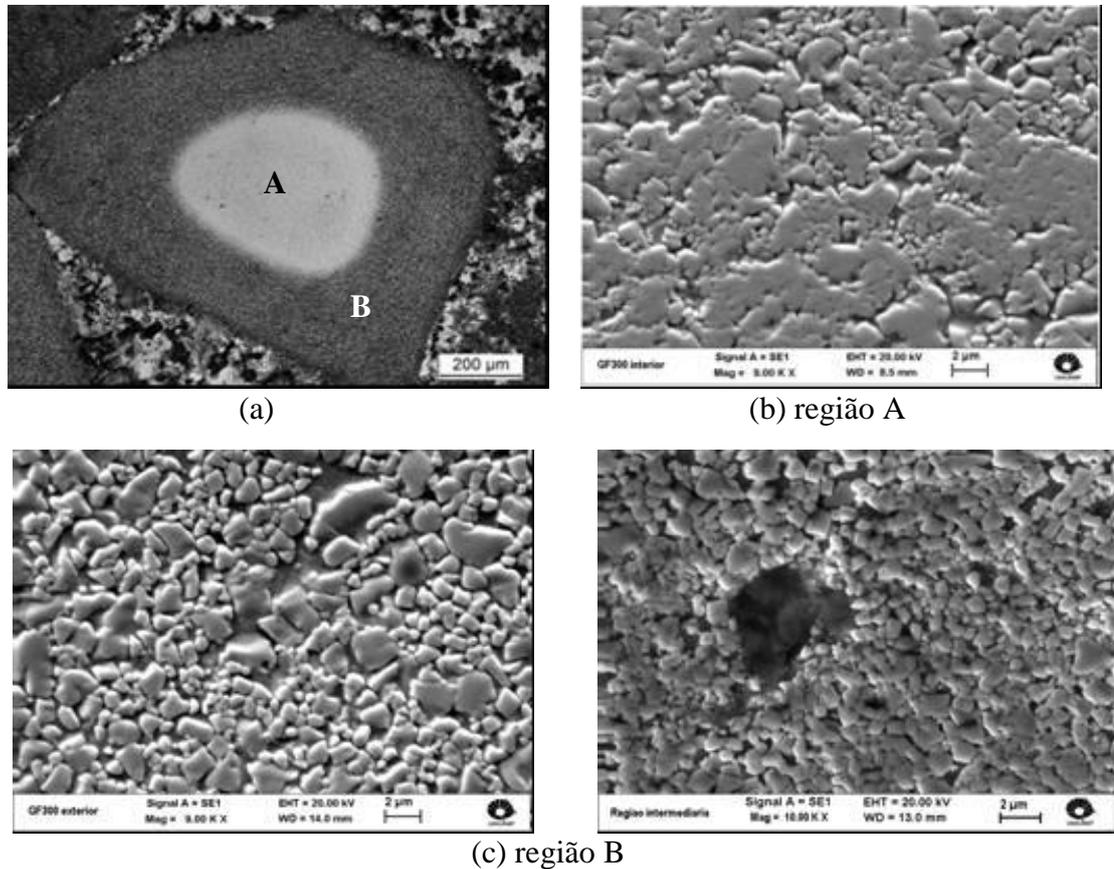


Figura 5.14: Microestrutura em diferentes regiões dos grânulos de WC no compósito FE 50007/WC, na superfície de desgaste dos martelos produzidos: (a) aspecto geral; (b) região interna dos grânulos; (c) região externa dos grânulos.

Pode ser observada também com certa frequência a fratura de grânulos de WC, o que ocorre tanto na transição entre as regiões mais e menos porosas, como pode ser visto na Figura 5.13 (b) e (c), ou ao longo da região porosa, como observado com mais detalhe na Figura 5.15. Esta ruptura promove a separação de partes consideráveis para o metal, o que permite o aumento da área de contato do metal líquido com o material de reforço, contribuindo para a degeneração dos grânulos. A degeneração dos grânulos do reforço pode ser de tal magnitude que partículas individuais de WC podem ser totalmente separadas e destacadas, migrando para o metal, como observado na Figura 5.15 (c). Degeneração total do grânulo em partículas individuais de WC pode ser observada em (d).

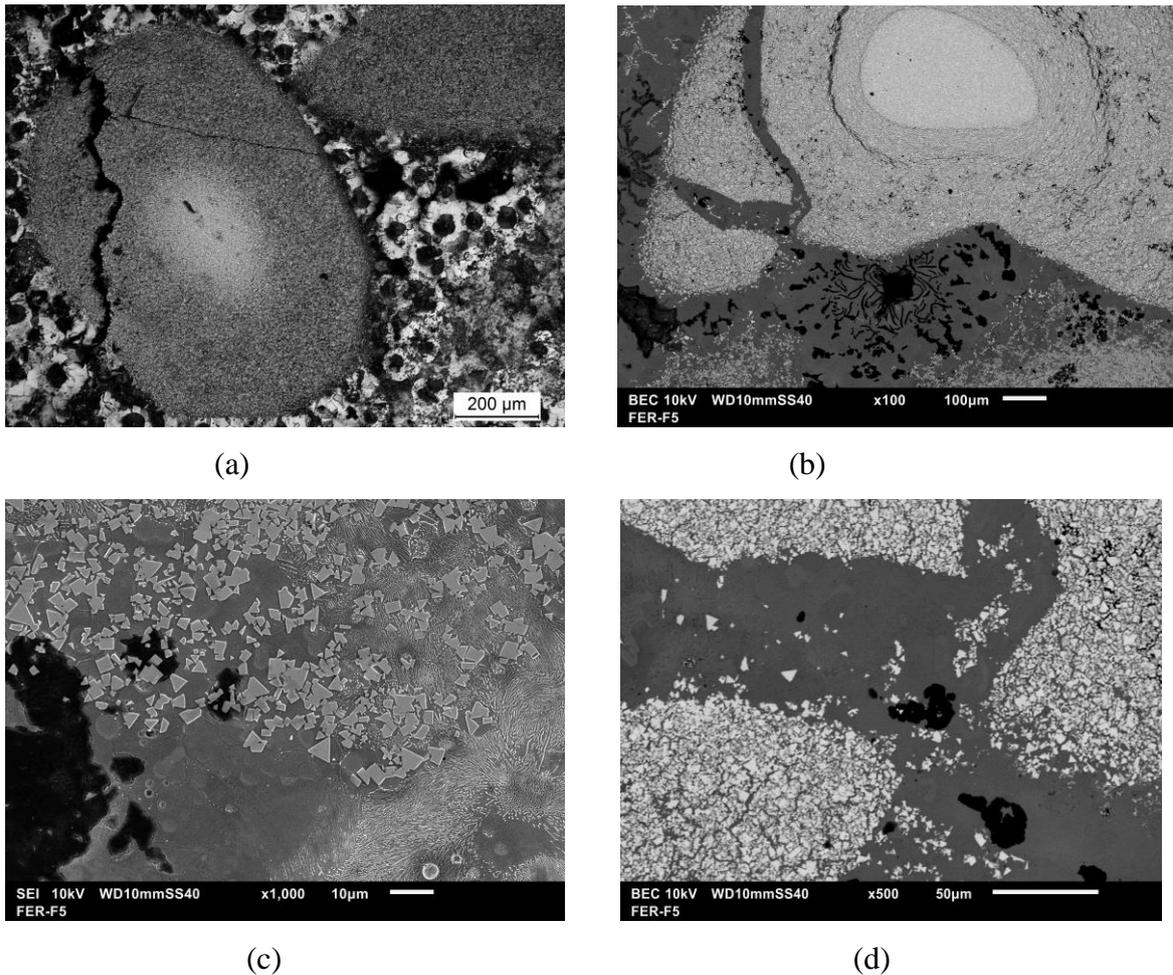


Figura 5.15: Microestrutura da superfície de desgaste dos martelos produzidos: (a) e (b) fratura na região externa dos grânulos de WC; em (b) também fratura em região de transição entre camadas mais e menos porosas; (c) partículas de WC discretas na matriz metálica; (d) grânulos degenerados em partículas individuais de WC.

5.4.2.2 Microestrutura na interface grânulo de WC / matriz metálica (região C)

A Figura 5.16 apresenta alguns aspectos típicos de interfaces entre a matriz metálica FE 50007 e o reforço WC (região C), observados na superfície de desgaste da base dos martelos produzidos. Pode-se notar a transição não abrupta entre os dois tipos de materiais; não é notada a presença de óxidos ou aparentes camadas de reação, ou ainda porosidade. A interface se mostra contínua entre a camada porosa dos grânulos de WC e o metal. Pode-se observar com clareza, na interface, a separação de partículas individuais de WC dos grânulos maiores; a interface se caracteriza como uma região contínua metal/partículas de WC.

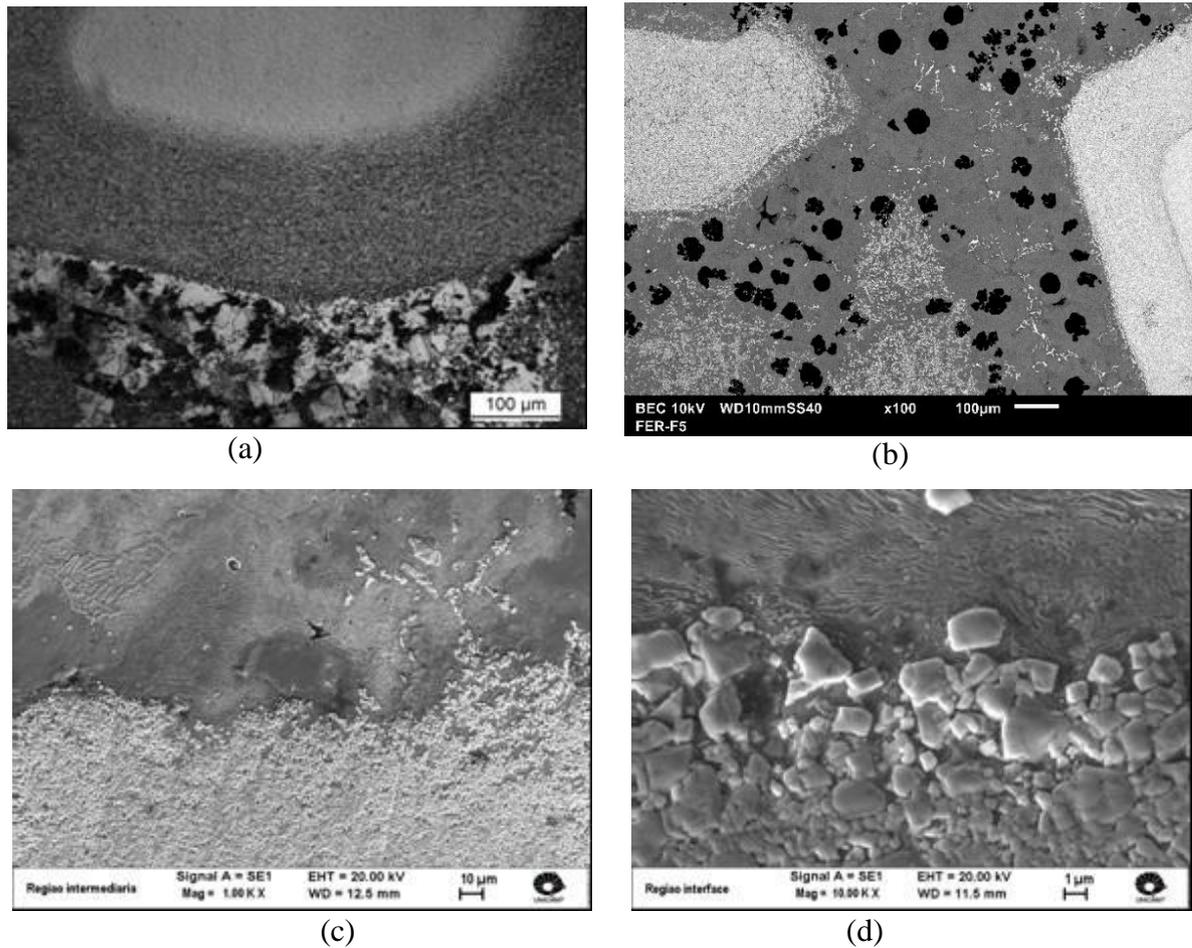


Figura 5.16: Aspectos típicos de interfaces matriz metálica / grânulos do reforço WC, na superfície de desgaste de martelos fundidos de FE 50007 (MEV): (a) aspecto geral; (b) presença de partículas WC soltas em toda a região da interface; (c) e (d) detalhe da interface metal/reforço.

5.4.2.3 Microestrutura da matriz metálica entre grânulos de WC (região D)

A análise de diferentes regiões entre grânulos de WC na superfície de desgaste de diferentes tipos de martelos produzidos revelaram distintos tipos de microestruturas. A mesma diversidade foi observada quando analisado um só martelo, isto é, diferentes regiões da matriz metálica entre grânulos do reforço são observadas na superfície de desgaste de um determinado martelo.

Os diferentes tipos de microestruturas observadas podem ser classificados em quatro grupos, de acordo com os principais constituintes presentes:

- ferrita + grafita nodular, com diferentes frações relativas entre as fases (situação rara);
- ferrita e perlita + grafita nodular, com diferentes frações relativas entre as fases;
- ferrita e perlita + grafita degenerada, com diferentes frações relativas entre as fases;
- ferrita e perlita + grafita lamelar; com diferentes frações relativas entre as fases.

A Figura 5.17 apresenta os quatro diferentes tipos de microestruturas encontrados na região entre grânulos do reforço na superfície de desgaste dos martelos produzidos: em (a) pode-se observar microestrutura contendo somente os constituintes ferrita e grafita nodular; em (b) é observada a presença dos constituintes ferrita, perlita e grafita nodular; em (c) são observados os microconstituintes ferrita, perlita e grafita degenerada, enquanto em (d) estão presentes ferrita, perlita e grafita lamelar.

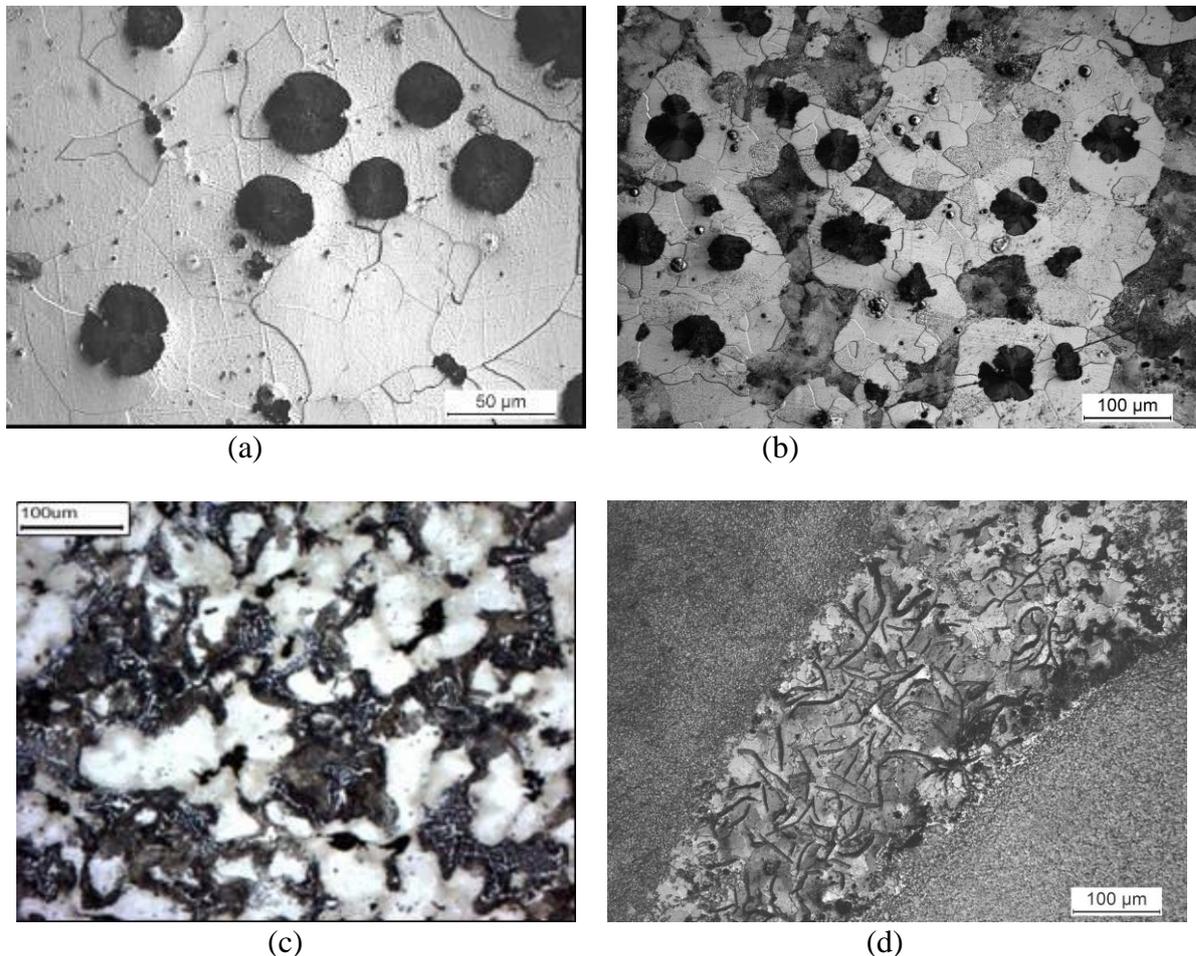


Figura 5.17: Microestruturas da matriz metálica entre grânulos do reforço WC, na superfície de desgaste de martelos fundidos de FE 50007: (a) ferrita e grafita nodular; (b) ferrita, perlita e grafita nodular; (c) ferrita, perlita e grafita degenerada; (d) ferrita, perlita e grafita lamelar.

MEV.

Estes distintos tipos de microestrutura encontrados a região de compósito na base dos martelos parecem estar relacionados à distância entre os grânulos do reforço: maiores distâncias, mais similar é a microestrutura com relação à do corpo do martelo, isto é, ferrita/perlita e grafita nodular em teores relativos da ordem de 60/40 e cerca de 12% de grafita em relação ao total ferrita/perlita (vide Tabela 5.1). Este fato pode ser devido à variações térmicas locais pelo efeito de resfriamento do metal líquido provocado pelos grânulos do WC, associados às propriedades térmicas do material cerâmico, produzindo variações de tempos locais de solidificação e, portanto, resultando em distintos tipos de microestruturas. Por exemplo, um maior efeito de resfriamento no líquido entre grânulos de WC próximos pode acarretar uma rápida solidificação, resultando em microestrutura de não equilíbrio, com a presença de menor quantidade de grafita e maior teor relativo perlita/ferrita. Por outro lado, regiões com maior tempo de solidificação (metal entre grânulos mais afastados entre si), podem ter condições de formação de maior teor de grafita, reduzindo a presença de perlita.

Deve ser levada em conta ainda possíveis variações de composição do metal líquido entre os grânulos do reforço, já que foi observada a sua degeneração, indicando algum tipo de interação entre o ferro fundido e os grânulos de WC durante contato a elevada temperatura. Variações na composição do metal, associadas com variações térmicas locais podem levar à formação das distintas microestruturas observadas. Em raras situações estas condições podem mesmo promover a formação somente de ferrita e grafita, como observado.

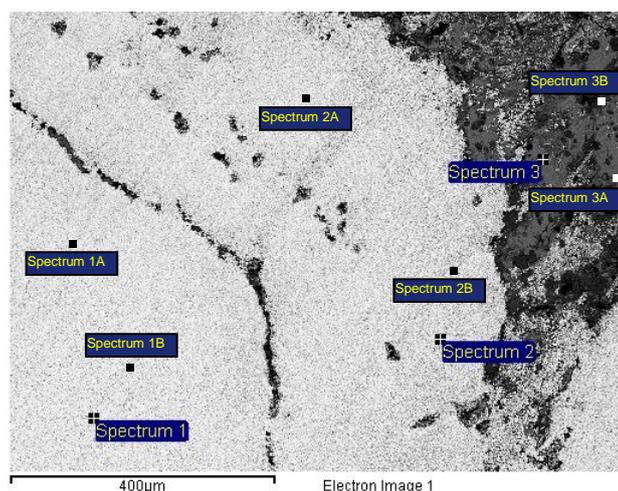
Um estudo mais detalhado das microestruturas foi efetuado, com auxílio de microanálises, para uma melhor compreensão dos resultados observados, conforme item que se segue.

5.4.3 Interação do reforço WC com a matriz FE 50007

Na Figura 5.18 são apresentados resultados de microanálises efetuadas em distintos pontos no interior de grânulo de WC, na sua camada externa porosa e no metal base nas imediações da interface reforço/metal.

Os resultados mostram, no interior do grânulo, a presença de teores consideráveis de Fe, talvez devida à contaminação da pastilha de corte durante uso, e a presença de Co, empregado como ligante de partículas de WC, em teores da ordem de 1 a 3,5%.

Na camada externa porosa do grânulo foram detectados teores mais elevados de Fe em comparação com o seu interior. O crescente teor de Fe é provavelmente devido à elevada porosidade do material na região analisada e à proximidade com o metal base, o que pode ter ocasionado a entrada de líquido na região. Pode-se notar que pontos mais próximos ao limite grânulo/metal apresentam maiores teores de Fe, respectivamente pontos 2 e 2B e ponto 2A.



teores normalizados (wt%)

Spectrum	C	O	Si	Fe	Co	W	Total
1	16,84	-	-	1,03	0,85	81,29	100,00
1A	13,68	3,83	-	4,71	3,46	74,33	100,00
1B	15,88	-	-	3,12	1,45	79,55	100,00
2	10,71	-	-	7,26	-	82,02	100,00
2A	16,45	3,89	-	4,1	-	74,85	100,00
2B	12,38	8,12	-	16,65	-	61,83	100,00
3	9,27	-	1,78	79,92	4,61	3,75	100,00
3A	9,45	1,89	1,75	78,89	4,66	3,36	100,00
3B	8,31	-	1,92	81,08	5,12	3,02	100,00

Figura 5.18: Resultados de microanálises em distintos pontos de três regiões do composto Fe 50007/WC: interior do grânulo de WC, na camada externa porosa do grânulo e no metal base próximo ao grânulo.

Não foram detectados, nos três pontos analisados na camada externa porosa do grânulo, a presença do elemento Co; por outro lado, na região do metal base próxima ao limite dos grânulos, o teor de Co é considerável (da ordem de 4,5 a 5%). Estes elevados valores indicam a sua migração do grânulo de WC para o metal líquido, estimulada pelo aquecimento do

grânulo de WC ao entrar em contacto com a liga a alta temperatura. A difusão do Co em direção ao metal acarreta a liberação das partículas individuais de WC, como observado. Esta difusão parece ser bastante rápida, dada a ausência de Co na região porosa externa do grânulo de WC. Aparentemente o Co permanece em solução no ferro, uma vez que não foi detectada a formação de fases ricas desse elemento no metal base.

Foram detectados também consideráveis teores de W no metal base, indicativo de sua difusão para o líquido. Os resultados ainda mostram a presença de O mais acentuada na região porosa do reforço e no metal base, provavelmente associada à formação de algum tipo de óxido.

A Figura 5.19 apresenta resultado da distribuição dos elementos Fe, W e Co ao longo de uma linha a partir do interior do grânulo de WC até região central de metal entre grânulos, com comprimento total de 1,1mm. Pode-se observar a presença de Fe no interior do grânulo de WC, com teores crescentes da região interna para a região da camada porosa externa do grânulo. O Co se apresenta com teores da ordem de 5% na região do metal, a distâncias da ordem de 400 μm da borda do grânulo; também a esta distância se observa a presença de W com teores da ordem de 2%.

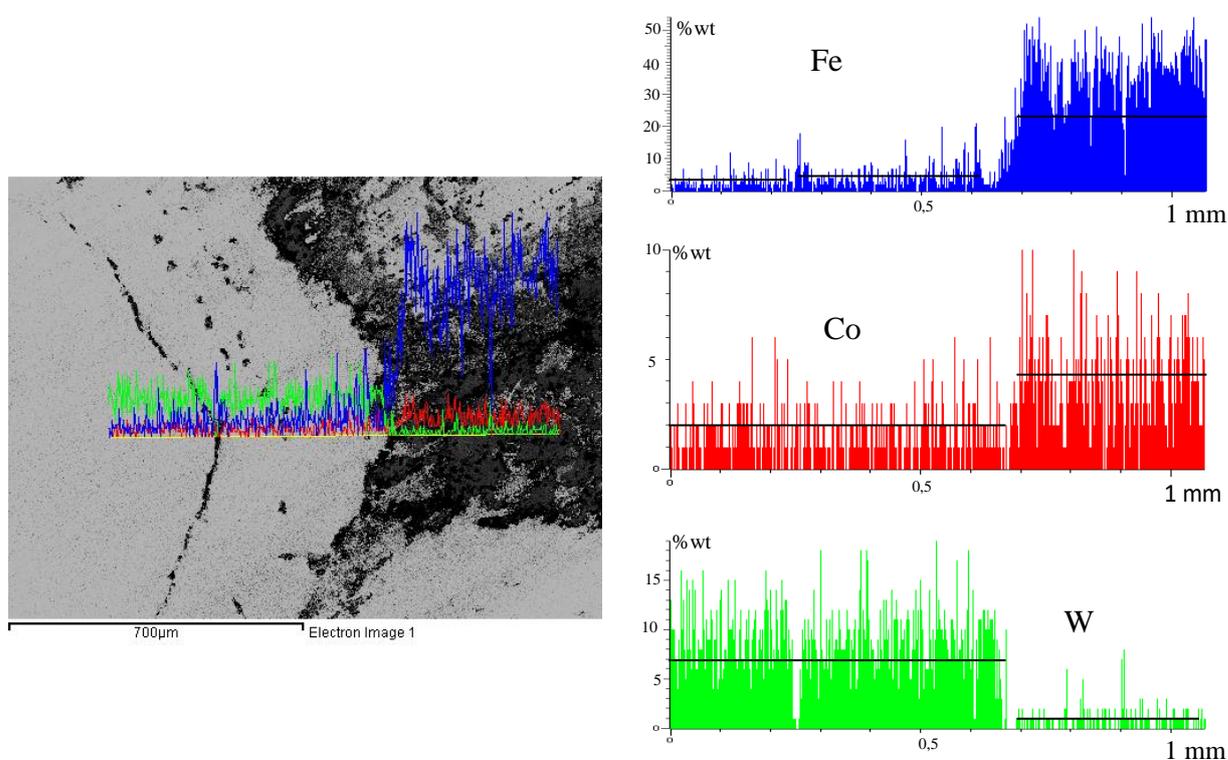
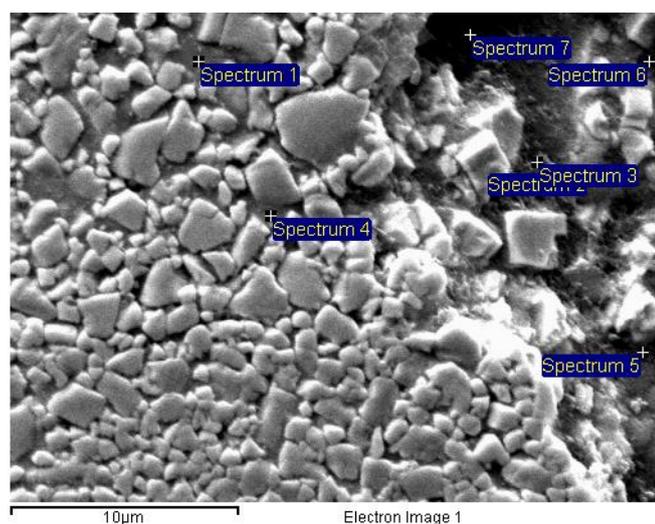


Figura 5.19: Variação dos teores de Fe, Co e W com a distância, a partir da região interna do grânulo de WC, passando pela sua camada externa porosa, até a região de ferro nodular a uma distância de cerca de 400 μm da interface metal/reforço, em compósito Fe 50007/WC.

Uma análise mais detalhada na região de transição reforço/metal, cujos resultados são mostrados na mostrados na Figura 5.20, confirmam a difusão do Co e W de maneira significativa para o metal. É de se supor que o desprendimento de partículas individuais de WC do grânulo empregado como reforço, pela saída do elemento ligante, permita a sua dissolução no metal líquido pela difusão do W. Estudos envolvendo maiores tempo de contato entre o WC e o ferro fundido líquido poderiam evidenciar este fenômeno. De qualquer maneira, os pontos 6 e 7, por exemplo, na análise apresentada, indicam teores muito altos de W em região onde não se identifica partícula de WC.

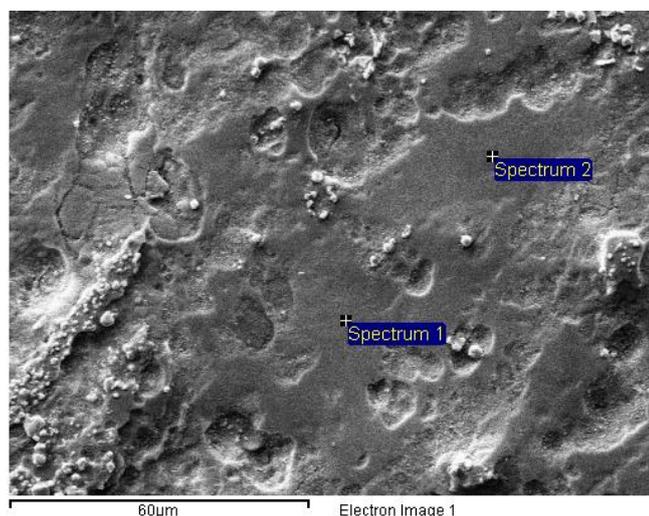
Uma observação interessante a ser feita ao analisar estes resultados, é a presença de elevados teores de O associados a elevados valores de Al, em regiões do metal (pontos 2, 3, 6 e 7), o que pode indicar a presença de óxidos de Al.



Spectrum	C	O	Al	Fe	Co	W	Total
1	15,49	2,61		28,24	4,71	48,94	100,00
2	15,34	29,76	0,43	28,57	-	25,90	100,00
3	14,81	8,08	1,11	57,84	-	18,15	100,00
4	14,41	-	-	1,39	-	84,20	100,00
5	5,74	3,82	-	73,52	5,94	10,98	100,00
6	17,36	11,91	0,46	10,00	-	60,27	100,00
7	21,20	11,24	1,51	16,67	-	49,39	100,00

Figura 5.20: Resultados de microanálises em distintos pontos na região da interface metal/reforço em compósito FE 50007/WC.

Na Figura 5.21 é apresentado resultado de análises feitas na matriz metálica, em uma região onde não se observam partículas individuais de WC e a uma distância da ordem de 500 μm do limite de um grânulo de WC. É confirmada a presença de teores da ordem de 5% de Co e da ordem de até 4% de W em solução no ferro.



Spectrum	C	Si	Mn	Fe	Co	W	Total
1	9,56	1,84	0,67	79,11	5,01	3,81	100,0
2	968	2,17	-	80,85	5,84	1,46	100,0

Figura 5.21: Resultados de microanálises em região de metal distante cerca de 500 μm da interface metal/reforço em compósito FE 50007/WC.

A presença do elemento W em altos teores na matriz Fe-C pode levar à formação de diferentes tipos de carbonetos. Segundo Pollock e Stadelmaier (1970) o sistema Fe-C-W pode apresentar uma fase ternária com composição variando de $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$ a $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, denominados carbonetos do tipo η (com estrutura cúbica), sendo $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$ o mais comum no canto rico em Fe do diagrama de fases Fe-C-W. De fato, foi observada a presença de uma fase com geometria irregular nos contornos de grãos da ferrita, em regiões do metal onde este constituinte é predominante, a qual é mostrada na Figura 5.22. Análise por EDS revela elevados teores de Fe e W, indicando a formação de algum tipo de carboneto misto FeCW, provavelmente $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$.

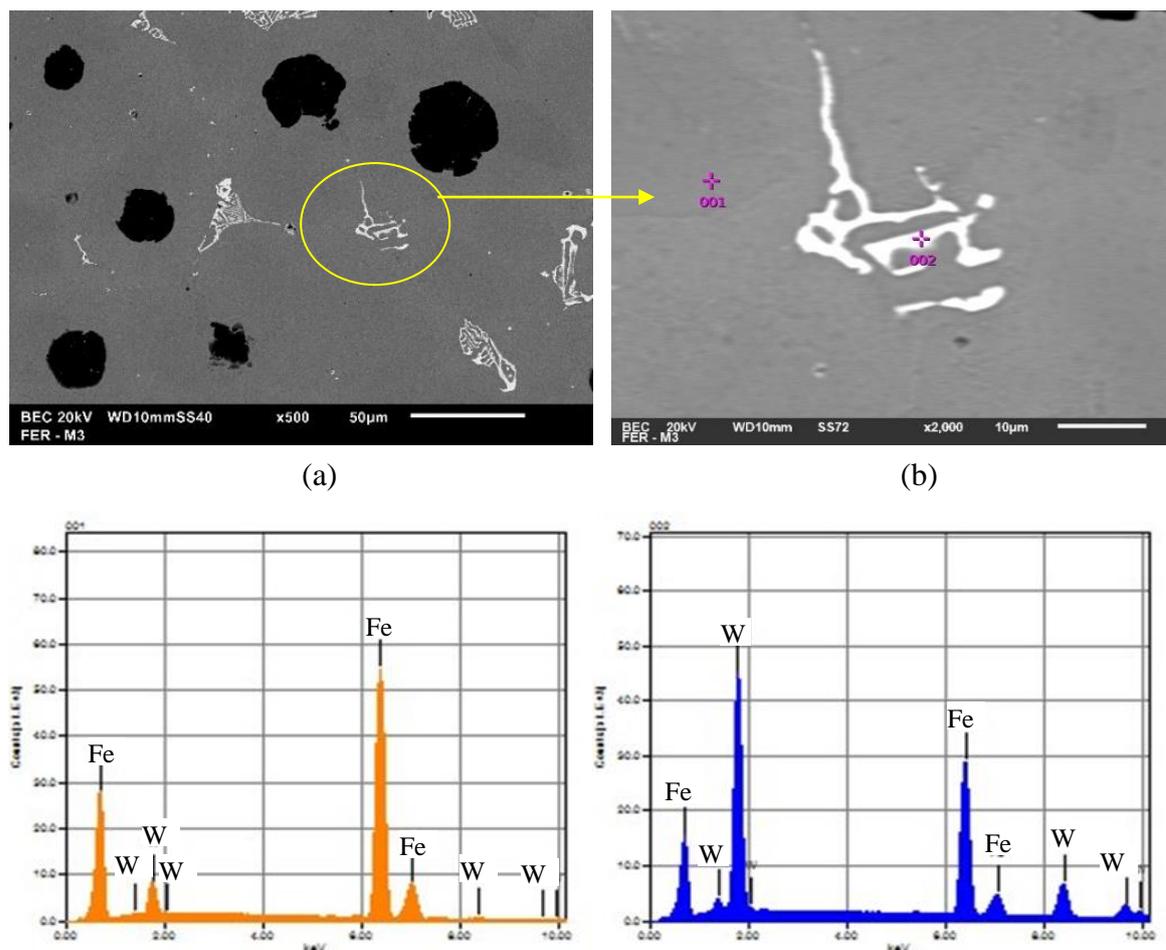


Figura 5.22: Microestrutura de região selecionada da matriz ferrosa entre grânulos de reforço, em compósito FE 50007/WC: (a) fases presentes em contornos de ferrita; (b) detalhe; (c) resultado de EDS nos pontos indicados.

As análises microestruturais mostraram, portanto, que o reforço empregado, constituído de grânulos de WC, por sua vez formados de partículas individuais de WC sinterizadas com auxílio de Co, sofre efeitos da elevada temperatura a que são submetidos quando adicionados à liga ferrosa líquida.

Estes efeitos podem ser assim resumidos: a elevada temperatura promove difusão do Co para o metal, liberando partículas individuais de WC; estas partículas individuais podem sofrer dissociação, liberando W para o metal líquido.

A liberação de partículas individuais de WC para o metal líquido, onde são contidas de maneira discreta pela solidificação do metal, associada com a difusão de Co e W para o líquido e, em oposição, a penetração do Fe nos vazios dos grânulos de WC promovem uma transição gradativa entre reforço e matriz metálica. Filmes de óxidos, imperfeições na interface e reações não desejadas com a formação de fases frágeis, comuns em compósitos metal/cerâmicos, não são observados.

A composição do metal entre grânulos do reforço não é mais homogênea, contendo Co e W adicionais. A composição local do metal vai depender basicamente da temperatura de vazamento do metal, teor e dimensões de grânulos do reforço, além da composição inicial do metal base.

A variação da composição, associada com a variação da temperatura local pela presença do reforço (não aquecido e com propriedades térmicas distintas do metal), fornecem condições de formação de distintos tipos de microestruturas, e a formação de fases não previstas como foi observado. O Co é um elemento tido como ferretizante, embora não potente, na estrutura do nodular, e não interfere nas suas propriedades mecânicas, segundo Hasse, 1996. Assim, em locais com elevado teor de Co pode haver redução da fração relativa ferrita/perlita e mesmo a formação de ferrita somente. O efeito ferritizante do Co poderia ainda recompensar a tendência à formação de maior teor de perlita devido ao menor tempo de solidificação local.

As modificações estruturais observadas no metal base entre grânulos de reforço são quase todas no sentido de aumentar a resistência da estrutura, com relação à estrutura do metal base no corpo do martelo: há maior teor de perlita em geral, grafita não esferoidal e a presença de carbonetos.

5.5 Estimativa da densidade da camada reforçada

O emprego de grânulos de pastilhas de WC como reforço naturalmente modifica a densidade do material resultante com relação ao metal base utilizado; como já apresentado, a densidade do material de reforço é cerca de 2x a densidade do ferro fundido FE 50007 empregado como matriz ($\sim 15 \times 7,2 \text{ g/cm}^3$).

Como visto anteriormente, a camada reforçada na base dos martelos fundidos possui espessura variável. Supondo, no entanto, que todo o material de reforço se localiza na base do martelo e que esta pesa da ordem de 6.500 g, as quantidades relativas de grânulos de WC adicionados são 5% e 8,3% respectivamente para as massas de 300 e 500 g empregados. Utilizando a regra das misturas, as densidades resultantes na base dos martelos são da ordem de 7,6 e 7,8 g/cm^3 respectivamente para adições de 300 e 500 g de WC; valores estes cerca de 5,5 e 8,3% mais elevados do que a densidade das bases sem reforço, respectivamente.

Por outro lado, levando em conta somente a superfície de desgaste, os resultados podem ser bastante distintos. Empregando os dados de quantidade relativa de reforço/matriz metálica para as diferentes condições de adição de grânulos de WC utilizados (teores em peso e dimensões de grânulos), apresentados na Tabela 5.4, os valores de densidade resultantes em cada caso, empregando a regra das misturas, são apresentados na Tabela 5.5 e Figura 5.23.

Os valores variam de cerca de 9 a 14 g/cm³; observa-se uma tendência a valores maiores de densidade com a redução das dimensões dos grânulos de reforço. Como já discutido, grânulos de menores dimensões são mais homoganeamente distribuídos no material compósito, resultando em maior fração de área ocupada na superfície de desgaste.

Tabela 5.5: Valores aproximados de densidade estimadas na superfície de desgaste de martelos de FE 50007 fabricados com diferentes teores de grânulos de WC de distintas dimensões.

Tipo de martelo	% área ocupada WC/Fe	Densidade (g/cm ³)
GF 300	87/13	14,0
GF 500	70/30	12,6
GM 300	42/58	10,5
GM 500	60/40	12,0
GG 300	22/78	9,0
GG 500	34/66	10,0

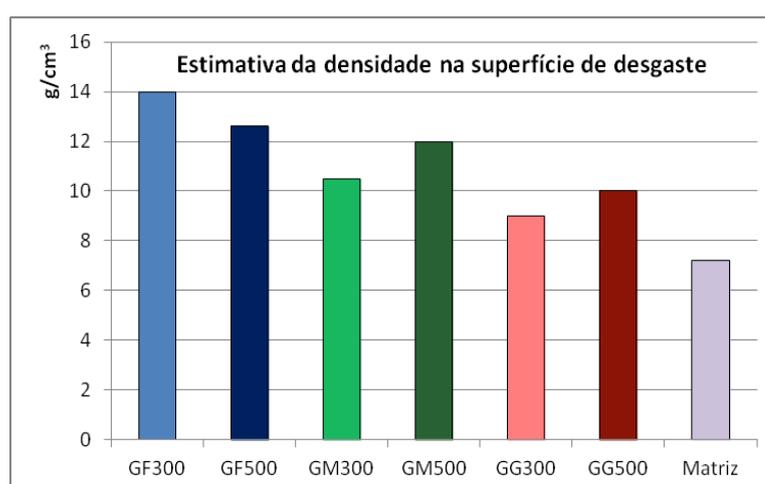


Figura 5.23: Densidade estimada na superfície de desgaste da base de martelos fundidos de FE 50007, com diferentes teores e tipos de grânulos de WC.

5.6 Estimativa da dureza na camada reforçada

Dada a heterogeneidade do material compósito, constituído de dois materiais de durezas muito distintas, foi medida a dureza dos seus constituintes separadamente, grânulos de WC e matriz metálica entre os grânulos. Os resultados indicam valores médios de 1445 ± 10 HV para os grânulos de WC e de 216 ± 32 para o FE 50007 entre eles. No caso do WC o valor medido condiz com a dureza deste material, conforme Tabela 2.3 (a degeneração observada nos grânulos pode ocasionar redução da sua dureza). Para o metal, a heterogeneidade da microestrutura nas regiões inter-grânulos do reforço na camada reforçada é responsável pelo elevado desvio padrão observado nas medidas de dureza nestas regiões.

Foi ainda feita uma avaliação da dureza da superfície de desgaste por meio da regra das misturas. Para tanto, à semelhança do procedimento para a avaliação da densidade do material compósito, foram empregados resultados referentes à fração relativa de áreas ocupadas por matriz metálica e reforço na superfície considerada. Foram utilizados os valores de dureza da matriz nodular de 230 HV e do reforço de 1500 HV. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 5.6 e Figura 5.24.

Tabela 5.6: Valores aproximados de densidade estimados na superfície de desgaste de martelos de FE 50007 fabricados com diferentes teores de grânulos de WC de distintas dimensões.

Tipo de martelo	% área ocupada WC/Fe	Dureza HV
GF 300	87/13	1330
GF 500	70/30	1120
GM 300	42/58	760
GM 500	60/40	1000
GG 300	22/78	480
GG 500	34/66	660

Podem ser observados valores elevados de dureza na superfície de desgaste dos martelos fabricados nas diferentes condições; a alta concentração de WC na região promoveu aumento da ordem de 2 a 6 vezes na dureza do material. Os maiores incrementos foram obtidos quando empregados grânulos de menores dimensões, devido à sua melhor dispersão na superfície de desgaste, promovendo uma maior relação de área ocupada pelreforço/matriz.

Pode ainda ser observada tendência de aumento da dureza com o aumento do teor de WC empregado, à semelhança do ocorrido com a densidade do material.

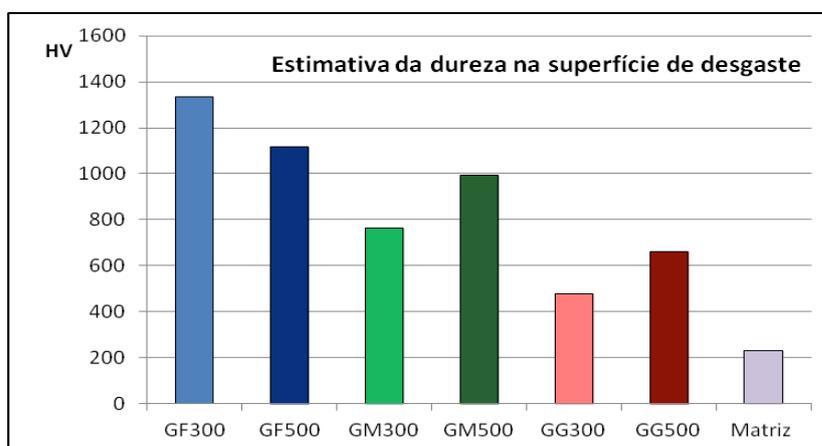


Figura 5.24: Dureza estimada na superfície de desgaste da base de martelos fundidos de FE 50007, com diferentes teores e tipos de grânulos de WC.

5.7 Comportamento em abrasão - microdesgaste

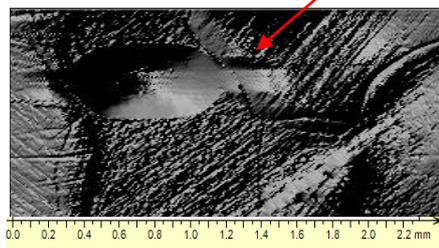
Como foi observada variação da microestrutura do metal base entre grânulos de reforço, com relação à microestrutura convencional do ferro fundido nodular FE 50007, achou-se pertinente a avaliação do comportamento em abrasão dessas microestruturas comparativamente, por meio de testes de microabrasão.

Os ensaios de microabrasão foram feitos em amostras dos tipos GF 500, GM 500 e metal base no corpo do martelo, em duas condições: 100.000 e 150.000 ciclos, dois testes por condição, exceto para o metal base no corpo do martelo, onde foi feito um teste por condição. Os resultados obtidos são apresentados a seguir.

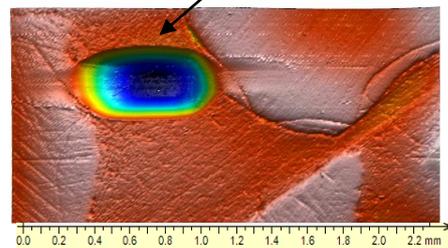
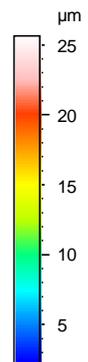
5.7.1 Compósito do tipo GF 500

Resultados típicos obtidos em testes de microabrasão por deslizamento linear recíproco em amostras da superfície de desgaste reforçada com grânulos de WC de pequenas dimensões e com o maior teor testado (GF 500), são apresentados na Figura 5.25, para duas condições de testes onde foram variados os números de ciclos. São apresentadas fotos da cratera produzida, imagem do modelamento de sua topografia, indicação da medida do comprimento da cratera e o seu perfil, obtidas por *software* dedicado ao equipamento de teste de microabrasão.

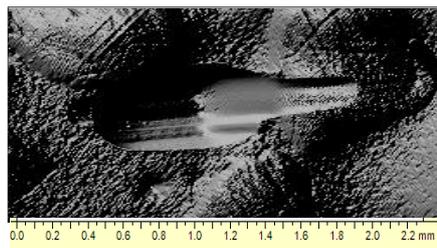
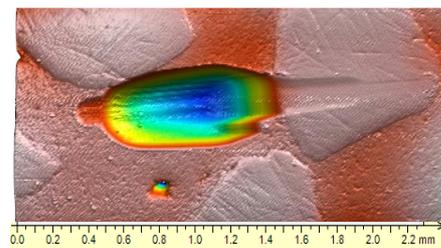
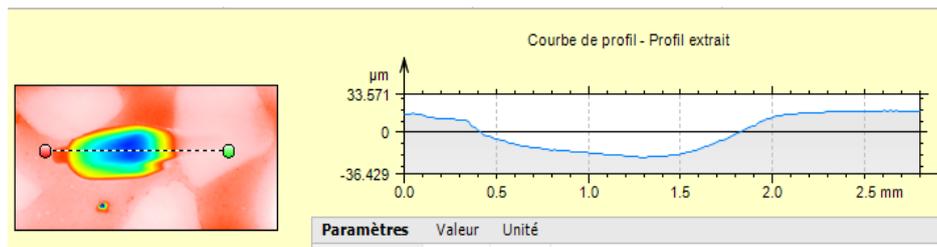
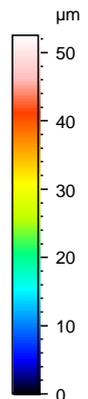
Desgaste interrompido pelo WC

(a₁)

Desgaste da matriz metálica

(a₂)(a₃)

(A) 100.000 ciclos

(b₁)(b₂)(b₃)

(B) 150.000 ciclos

Figura 5.25: Resultados típicos de microdesgaste na superfície de desgaste reforçada do tipo GF 500, de martelos produzidos, para duas condições de testes: (A) 100.000 ciclos; (B) 150.000 ciclos. (a₁) e (b₁): topografia da superfície ensaiada; (a₂) e (b₂) imagem digitalizada para medida de profundidade da cratera formada; (a₃) e (b₃) perfil da topografia da região desgastada.

Pode ser observado, em ambos os casos, desgaste pronunciado na matriz metálica entre grânulos do reforço; o percurso da esfera de alta dureza empregada no teste é dificultado quando atinge o grânulo de WC, resistente à sua passagem, mas não é observado seu desprendimento.

As distâncias percorridas pela esfera variam de um valor médio (para os dois testes efetuados na mesma condição), de 1,89 mm para 2,20 mm, nos testes efetuados com 100.000 e 150.000 ciclos, respectivamente. O maior tempo de teste permitiu uma maior ação de desgaste, refletido no aumento da distância percorrida.

5.7.2 Compósito do tipo GM 500

Resultados típicos obtidos nos testes de microabrasão na superfície de desgaste reforçada com grânulos de WC de médias dimensões e com o maior teor testado (GM 500), são apresentados na Figura 5.26, para duas condições de teste utilizadas, com números de ciclos de 100.000 e 150.000. Novamente pode ser observado o efeito de desgaste promovendo a formação de uma cratera de dimensões e profundidade mensuráveis na matriz metálica e interrupção do percurso da esfera de teste ao tocar os grânulos de WC. Não é notado efeito de destacamento dos grânulos de WC durante abrasão.

Medidas do comprimento do percurso total indicam valores médios de 1,62 para amostras testadas com 100.000 ciclos e de 1,84 mm nas amostras testadas com 150.000 ciclos; o aumento do tempo de teste, portanto, promoveu aumento da ação de desgaste sobre os grânulos de WC, aumentando o percurso total da esfera.

5.7.3 Matriz FE 50007 no corpo do martelo

A Figura 5.27 apresenta resultados típicos obtidos nos testes de microabrasão, para duas condições de teste utilizadas, com números de ciclos de 100.000 e 150.000, para amostras de material no corpo dos martelos, isto é, em região onde não são encontrados grânulos do reforço WC.

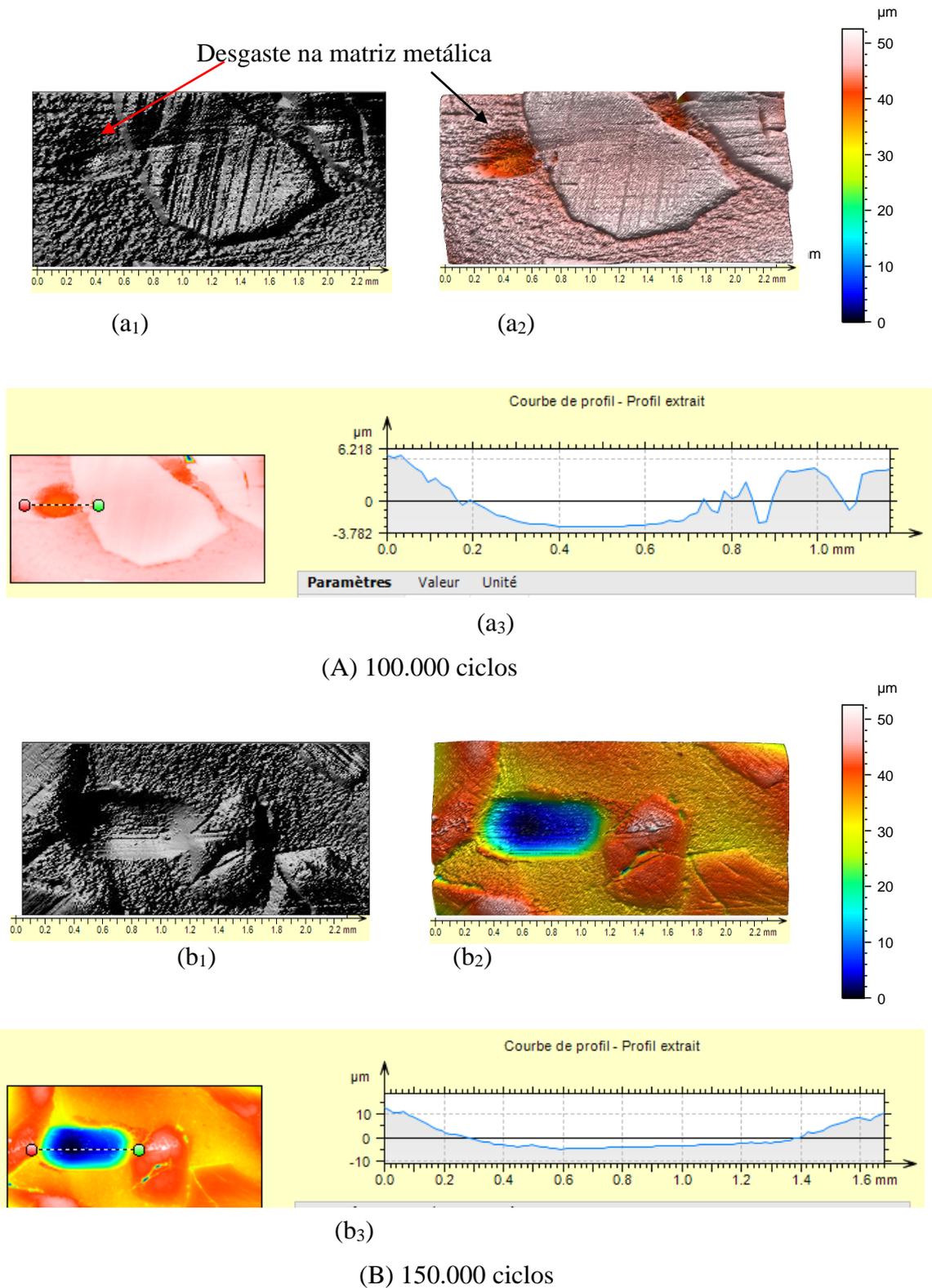


Figura 5.26: Resultados típicos de microdesgaste na superfície de desgaste reforçada do tipo GM 500, de martelos produzidos, para duas condições de testes: (A) 100.000 ciclos; (B) 150.000 ciclos. (a₁) e (b₁): topografia da superfície ensaiada; (a₂) e (b₂) imagem digitalizada para medida de profundidade da cratera formada; (a₃) e (b₃) perfil da topografia da região desgastada.

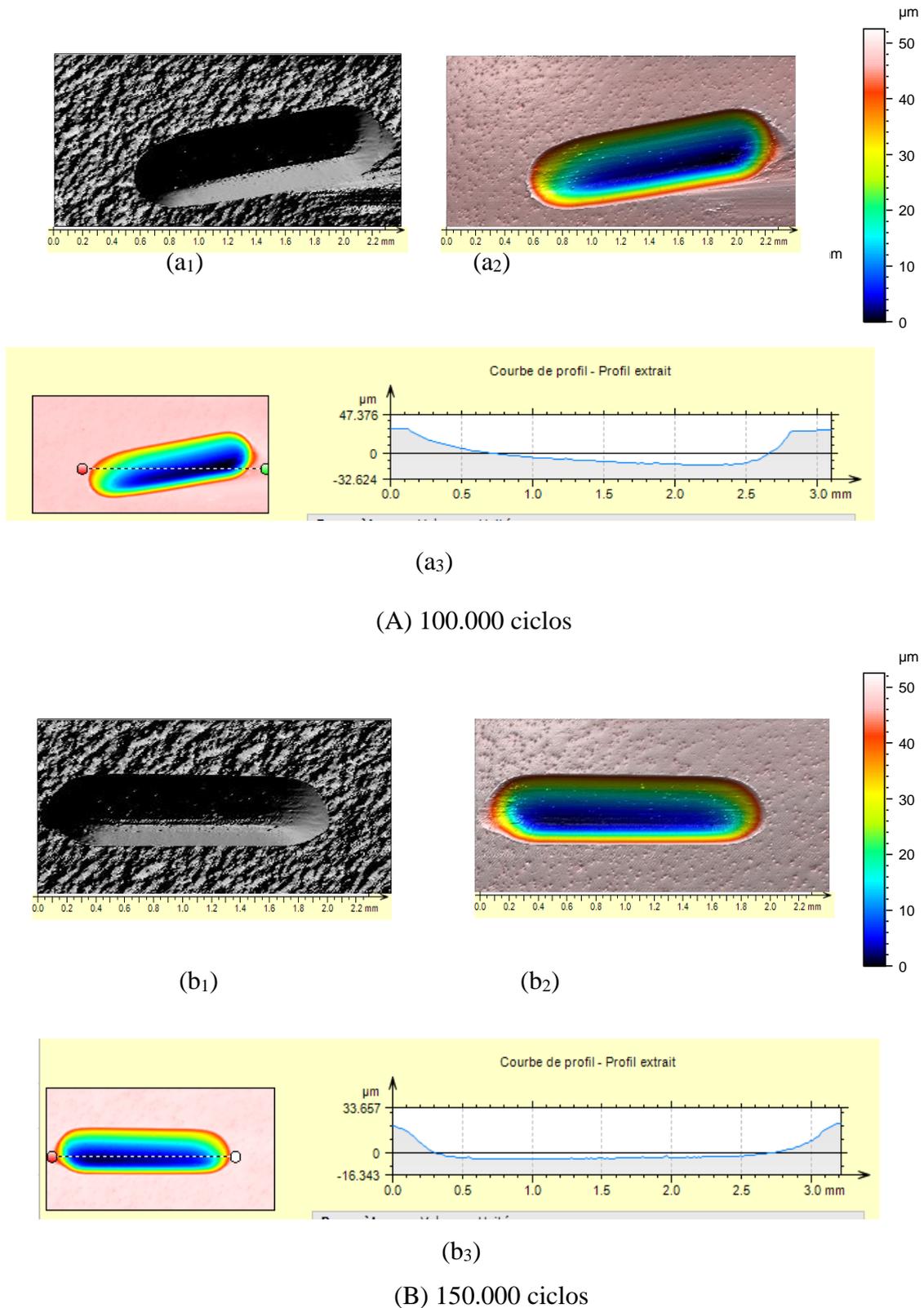


Figura 5.27: Resultados típicos de microdesgaste na região do corpo dos martelos produzidos, para duas condições de testes: (A) 100.000 ciclos; (B) 150.000 ciclos. (a₁) e (b₁): topografia da superfície ensaiada; (a₂) e (b₂) imagem digitalizada para medida de profundidade da cratera formada; (a₃) e (b₃) perfil da topografia da região desgastada.

Os resultados mostram crateras e percursos mais bem definidos quando comparados com os observados no material compósito da base dos martelos, já que não há a interferência dos grânulos de alta dureza do WC no deslizamento da esfera de teste. A medida das distâncias percorridas aumenta com o aumento de ciclos no teste, conforme já constatado anteriormente para aos materiais compósitos.

Pode-se observar, de modo geral, aumento da distância percorrida pela esfera na superfície testada quando comparados o metal base sem reforço e o material compósito.

5.7.4 Resultados gerais de testes de microabrasão

Os resultados quantitativos obtidos nos testes de microabrasão são apresentados na Tabela 5.7 e ilustrados graficamente nas Figuras 5.28 e 5.29.

Tabela 5.7: Dados resultantes de testes de microabrasão, do tipo deslizamento linear recíproco, na superfície de desgaste contendo grânulos de WC e no corpo de martelos produzidos. Ensaio feitos em duas distintas condições: 100.000 e 150.000 ciclos.

Tipo de material	Número de ciclos	Ensaio	Taxa de desgaste ($10^3\mu\text{m}^3/\text{min}$)	Valor médio de taxa desgaste ($10^3\mu\text{m}^3/\text{min}$)	Distância percorrida (mm)	Distância percorrida média (mm)
GF500	100.000	1	70,82	$98,5 \pm 28$	1,39	$1,89 \pm 0,50$
		2	126,19		2,29	
	150.000	1	132,09	71 ± 61	2,60	$2,20 \pm 0,40$
		2	10,17		1,80	
GM 500	100.000	1	14,48	$25,5 \pm 11$	1,17	$1,62 \pm 0,45$
		2	36,41		2,07	
	150.000	1	46,91	73 ± 26	1,68	$1,84 \pm 0,16$
		2	98,84		2,0	
Matriz metálica no corpo do martelo	100.000	1	190,23	190	2,80	2,80
	150.000	1	490,71	491	3,20	3,20

Na Figura 5.28 são apresentados resultados médios de medidas de comprimento do percurso de desgaste na superfície das amostras em diferentes condições, enquanto a Figura 5.29 apresenta os valores médios de taxas de remoção de material desgastado, isto é, do volume das crateras promovidas pela abrasão da esfera de teste, por tempo de ensaio.

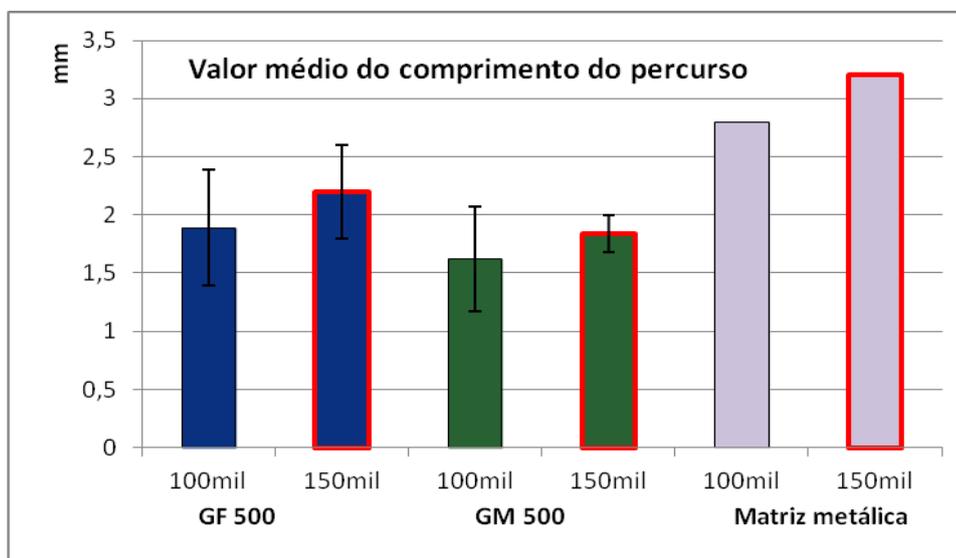


Figura 5.28: Valores médios de comprimento de percurso em testes de microabrasão na superfície de desgaste reforçada e em região do corpo de martelos produzidos, para duas condições de testes: 100.000 ciclos e 150.000 ciclos.

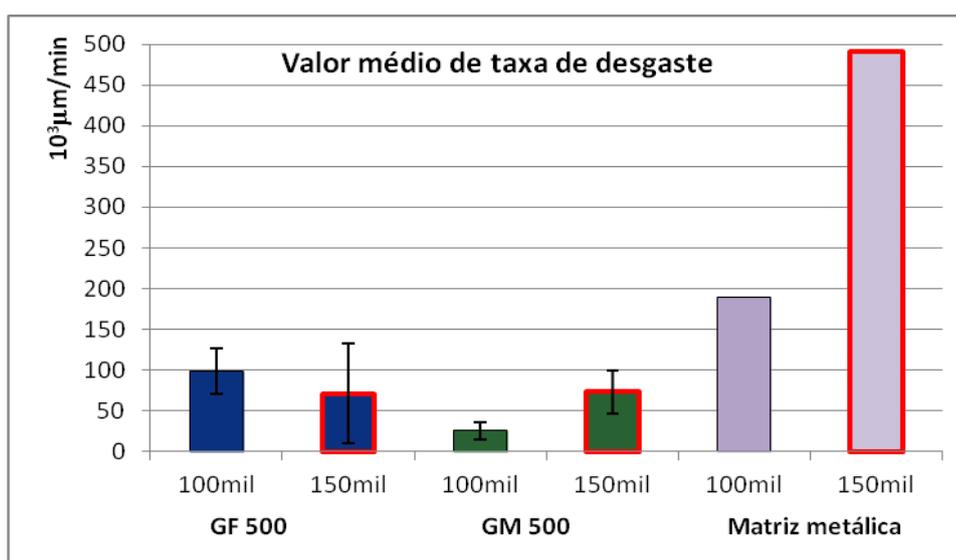


Figura 5.29: Valores médios de taxas de remoção de material desgastado em testes de microabrasão, na superfície de desgaste reforçada e em região do corpo de martelos produzidos, para duas condições de testes: 100.000 ciclos e 150.000 ciclos.

Em todos os casos são notados desvios elevados em torno dos valores médios, devido ao pequeno número de ensaios e também, talvez principalmente, pelas variações consideráveis de comportamento do material ocasionadas pela variação da microestrutura do metal base entre grânulos de reforço na região de compósito, como analisado anteriormente. Como se trata de ensaios de microabrasão, e como observado, a região desgastada é preferencialmente a região da matriz metálica entre grânulos do reforço, estes resultados variáveis podem ser associados à influência da alteração da microestrutura do ferro na região contendo o material cerâmico.

De modo geral, no entanto, pode-se observar que as superfícies de desgaste dos martelos fabricados, regiões estas contendo reforço, apresentam comportamento em abrasão sensivelmente superior ao do metal base sem reforço, o que é refletido nos menores valores de percurso da esfera de teste e menores taxas de remoção de material.

Em todos os casos também pode ser observado o aumento dos valores de comprimento do percurso e remoção de material com o aumento do tempo de teste, ou número de ciclos.

Quando comparados entre si os resultados obtidos nos ensaios na superfície de desgaste reforçada com WC de diferentes dimensões (GF e GM), pode-se observar aparente melhor comportamento em abrasão no caso das superfícies contendo grânulos de WC de médias dimensões (GM x GF). Este fato poderia indicar uma maior interferência deste tipo de grânulos do que dos finos, nas condições de solidificação local do ferro líquido, o que poderia contrapor à sua menor área relativa ocupada na superfície analisada quando comparada com a área ocupada pelos finos (vide Figura 5.11). Um estudo mais aprofundado sobre a influência da presença dos grânulos de WC na microestrutura do compósito FE 50007/WC poderia esclarecer com maior precisão estes fenômenos.

De modo geral, os resultados obtidos em ensaios de microdesgaste indicam que, em primeiro lugar, o FE 50007 é sensivelmente mais suscetível ao desgaste do que o compósito FE 50007/WC: com 150 mil ciclos, por exemplo, a matriz sem carbonetos sofre uma perda de massa de $491 \times 10^3 \mu\text{m}^3/\text{min}$, enquanto no compósito GM 500 esta perda é de $73 \times 10^3 \mu\text{m}^3/\text{min}$, isto é, a perda de massa na matriz é cerca de 7 vezes o valor da perda de massa do compósito. Em segundo lugar os resultados gerais de testes de microdesgaste indicam que alterações microestruturais no FE 50007 por efeito da presença de WC como reforço também podem ter efeito sensível no seu comportamento em abrasão.

5.8 Comportamento em abrasão - macrodesgaste

O comportamento em abrasão das superfícies de desgaste dos martelos produzidos foi também avaliado por meio de testes com roda de borracha em meio abrasivo de areia. Foi ensaiada apenas uma condição: o produto do tipo GM 500.

Para análise dos resultados foi utilizado como material de referência o aço AISI H13.

Os resultados são apresentados a seguir.

5.8.1 Material de referência

Foi selecionado o aço AISI H13 temperado e revenido, usualmente empregado para ferramental de processos de conformação e outras aplicações onde elevada resistência ao desgaste é requerida. Como referência, no cálculo da taxa de desgaste dos materiais ensaiados, o Índice de Desgaste deste material é considerado como 100.

Medidas de dureza no corpo de prova empregado nos testes mostrou um valor médio de 538 ± 4 HV. Considerando que a microestrutura do material tem primordial importância na sua resistência ao desgaste abrasivo, foi feita inicialmente também a caracterização da microestrutura do corpo de prova empregado. O resultado obtido é apresentado na Figura 5.30.

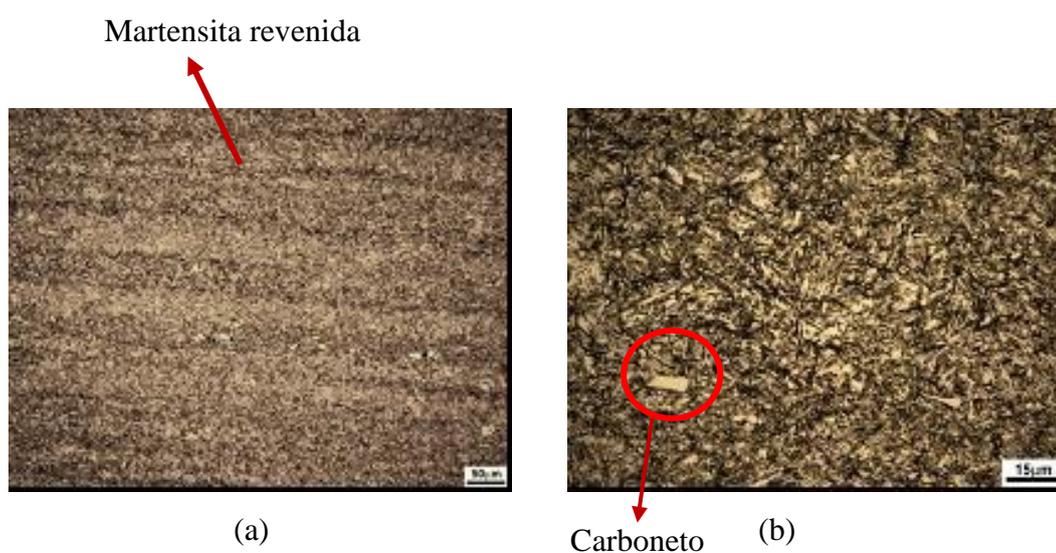


Figura 5.30: Microestrutura do material AISI H13: (a) aspecto geral da martensita revenida; (b) aspecto dos carbonetos presentes. Ataque Nital 3%.

Pode-se observar que a microestrutura do material de referência é constituída de martensita revenida e carbonetos secundários, formados durante solidificação. Este tipo de estrutura fornece elevada dureza e resistência ao desgaste ao material.

5.8.2 Aspecto da superfície de desgaste após ensaio

Após ensaios em meio abrasivo de areia, o aspecto da superfície da amostra de martelo do tipo GM 500 ensaiada apresenta claramente um maior desgaste da matriz de ferro fundido, deixando os grânulos do WC em alto relevo, conforme pode ser observado na Figura 5.31.

Não é notado, no entanto, efeito de arrancamento dos grânulos de WC, que permanecem aderidos ao metal. Esta observação atesta a forte interação entre os grânulos de reforço e o ferro fundido, demonstrada na análise das microestruturas na região da camada reforçada dos martelos produzidos.



Figura 5.31: Aspecto geral da superfície de desgaste do martelo de tipo GM 300: (a) antes; (b) após ensaio de macrodesgaste abrasivo.

5.8.3 Perda de massa

Foram calculadas as perdas de massa e de volume devidas à abrasão, nos corpos de prova ensaiados. Para tanto, foram considerados os seguintes valores de densidades:

- Aço AISI H13: 7,76 g/cm³ (Norma AISI)
- Compósito: 11,00 g/cm³ (Calculado pela relação massa/volume do corpo de prova ensaiado)

A Tabela 5.8 apresenta os resultados obtidos. Para as condições de ensaio empregadas, pode-se observar perdas de massa e volumétricas sensivelmente inferiores para as amostras do material compósito FE 50007/WC do que para o aço AISI H13.

Estes valores resultam em Índices de Desgaste (massa) da ordem de 43% e em Índice de Desgaste (volume) da ordem de 42% e 60% inferiores na base de martelos de ferro nodular contendo WC como reforço do que no aço ferramenta H13.

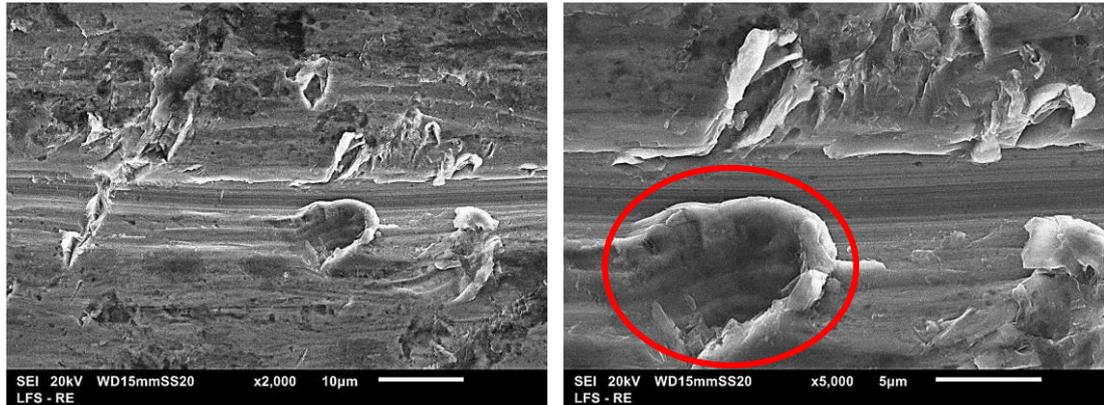
Tabela 5.8: Resultados dos cálculos de perdas de massa e de volume em amostras de aço AISI H13 e material compósito da superfície de desgaste de martelos produzidos, após ensaio de abrasão do tipo roda de borracha em meio abrasivo.

Material	Perda de massa (g)	Perda de volume (mm ³)	Índice de Desgaste (massa)	Índice de Desgaste (volume)
AISI H13	0,860 ± 0,060	110,8 ± 7,7	100	100
GM 500	0,501 ± 0,097	45,5 ± 8,8	57,7	40,7

5.8.4 Caracterização das superfícies de desgaste

As superfícies submetidas ao teste de abrasão tanto do material de referência quanto do ferro nodular reforçado com WC foram observadas para avaliação dos possíveis mecanismos de desgaste presentes. A Figura 5.32 mostra a superfície de desgaste do material de referência AISI H13, enquanto a Figura 5.33 mostra a superfície de desgaste do material compósito.

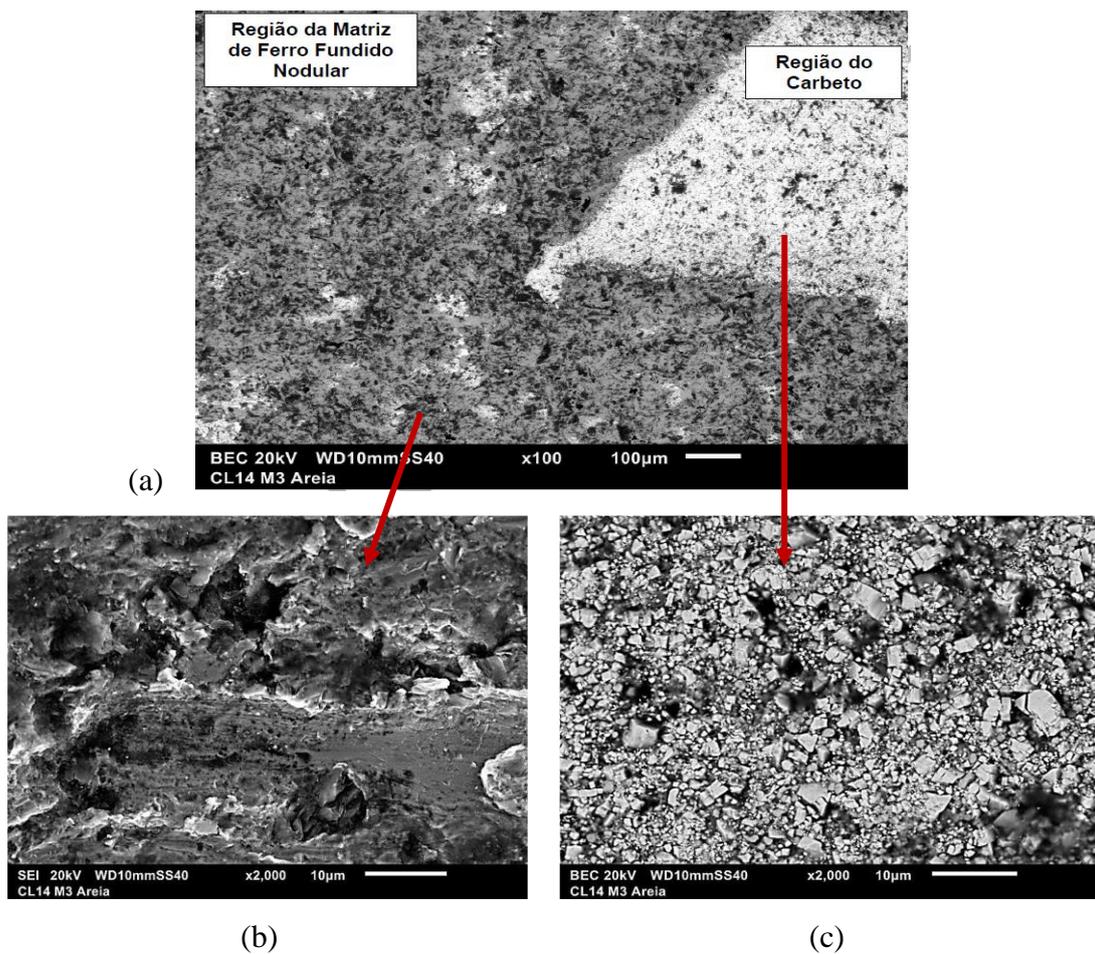
Pode-se observar aspectos distintos entre o comportamento dos dois tipos de materiais: no aço é evidente a formação de microssulcos resultantes do deslizamento dos grãos do abrasivo, finalizando com a formação de uma cratera de aspecto dúctil, provavelmente pelo arrancamento de partículas de carbonetos. Neste tipo de mecanismo, a perda de massa é associada a mecanismo de microcorte.



(a)

(b)

Figura 5.32: Aspecto da superfície submetida a ensaio de abrasão do tipo roda de borracha em meio abrasivo, de amostra de aço AISI H13 (a) aspecto geral; (b) detalhe da borda do microsulco. MEV.



(a)

(b)

(c)

Figura 5.33: Aspecto da superfície submetida a ensaio de abrasão do tipo roda de borracha em meio abrasivo, de amostra de FE 50007/WC: (a) aspecto geral; (b) detalhe da região de ferro nodular entre grânulos de reforço WC; (c) detalhe da região de grânulo de WC. MEV.

Quanto ao compósito FE 50007/WC, a superfície de desgaste submetida à abrasão, na região do ferro nodular, mostrada na Figura 5.33 (b), apresenta característica de perda de massa por microindentação ou formação de crateras localizadas. O mesmo ocorre na superfície do grânulo de WC, mostrada na mesma figura em (c). Este tipo de mecanismo é associado ao rolamento da partícula do abrasivo sobre a superfície e não seu deslizamento retirando material durante sua passagem.

Estes diferentes mecanismos de desgaste atuando nos distintos tipos de materiais podem ser relacionados com as suas microestruturas: no caso do aço, a microestrutura constituída de matriz contínua de martensita e carbonetos finos (da ordem de 2 a 3 μm), provavelmente de fácil retirada pelos grãos do abrasivo, permitiria o mecanismo de deslizamento interrompido pelos carbonetos que, ao serem arrancados, resultam nas crateras observadas.

Já no material compósito, a microestrutura não homogênea do ferro fundido na região inter-grânulos do reforço provavelmente inibe o deslizamento dos grãos do abrasivo; além disso, a forte interação entre o WC e o metal, além das grandes dimensões dos grânulos, não facilitam o seu arrancamento. O resultado observado é a perda de massa por formação de pequenas crateras locais, ou microindentação.

5.9 Avaliação do desempenho em trabalho

Um dos martelos fabricados com base reforçada com grânulos de WC - martelo do tipo GM 500 - foi avaliado quanto ao desempenho em trabalho, ao ser montado em rotor desfibrador de cana, juntamente com martelos convencionais contendo superfícies de desgaste revestidas com material de elevada dureza por meio de cordões de solda, em usina açucareira.

Após desfibrar 239.890 ton de cana, o rotor foi parado para manutenção previamente planejada. Foram então retirados os martelos de ferro fundido com base reforçada com WC e um martelo convencional, para análise comparativa de seus aspectos.

A Figura 3.34 apresenta fotos dos dois martelos avaliados. Pode-se observar o diferente modo de desgaste dos dois tipos de martelos. O martelo com base revestida com cordões de solda apresenta um aspecto de desgaste mais severo, com a presença de trincas, deformação da superfície e arrancamento de material. Pode-se ainda observar que a superfície de desgaste se torna lisa, o que reduz o atrito com a cana, reduzindo a capacidade de arraste e reduzindo a eficiência do rotor na desfibragem.

Já o martelo produzido com base de material compósito apresenta, após utilização, superfície de desgaste com aparência mais uniforme, com a presença de grânulos de WC aderidos à superfície. A superfície mantém sua rugosidade e capacidade de arraste da cana.

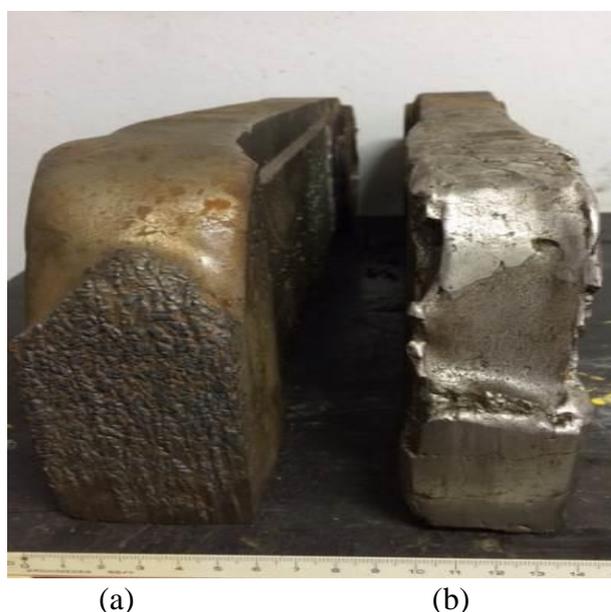


Figura 5.34: Aspecto de martelos após operação como desfibrador de cerca de 240.000 ton de cana de cana-de-açúcar: (a) martelo de FE 50007 com base reforçada com WC; (b) martelo convencional com base revestida com solda de elevada dureza.

No detalhe da superfície de desgaste do martelo contendo base de material compósito, mostrado na Figura 5.35, observa-se desgaste significativo com perda de massa no ferro nodular a uma distância de cerca de 50 mm do final da camada contendo grânulos de WC (que apresenta espessura da ordem de 25 mm). Na região de ferro nodular sem reforço de WC, o desgaste é, portanto, mais rápido.

Na região onde os grânulos de WC estão presentes o mecanismo de desgaste é bem mais lento; o efeito de desgaste é o esperado para um compósito: retração do material de base, mais dúctil, expondo os grânulos do reforço, o que fornece maior resistência ao desgaste. Enquanto o compósito estiver mantido a resistência ao desgaste é elevada. Também pode-se notar que mesmo com os grânulos de WC expostos eles não se destacam, porque possuem uma interface bastante integrada; no entanto, a retirada do metal tira a base que dá sustentação para o reforço fazendo com que ele se quebre em pequenos pedaços, em estágios mais adiantados do trabalho.

O aumento da espessura da camada reforçada com WC poderia promover um ainda melhor desempenho do martelo com base reforçada com relação ao martelo com base revestida por soldagem.

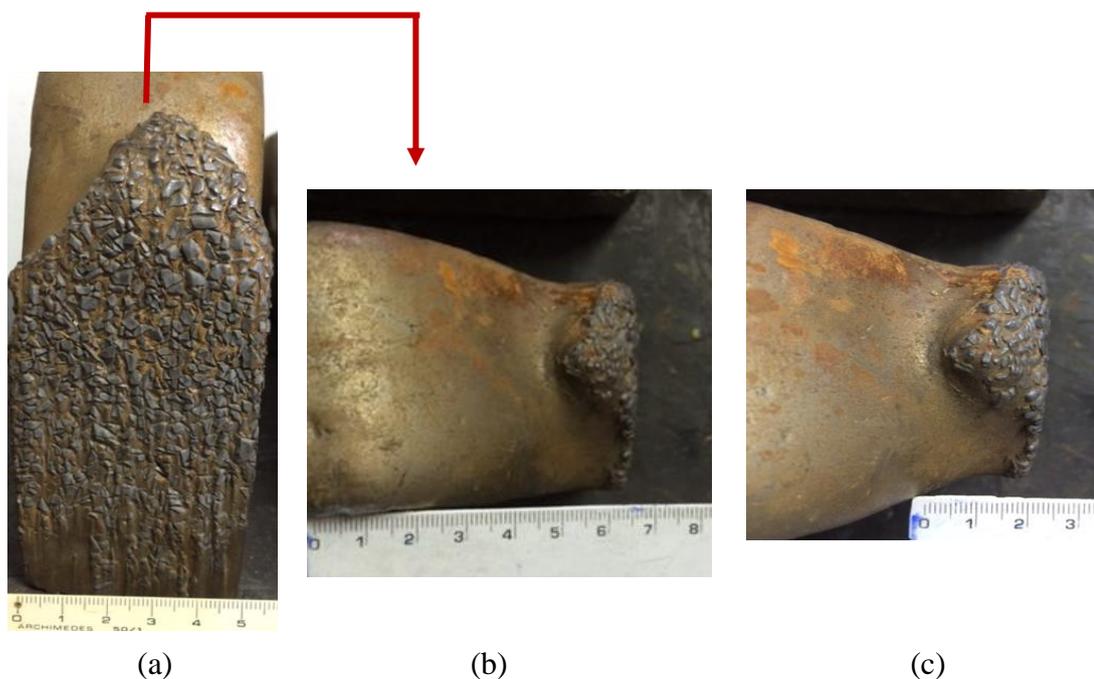


Figura 5.35: Aspecto de martelo de FE 50007 com base reforçada com WC, após operação como desfibrador de cerca de 240.000 ton de cana de cana-de-açúcar: (a) superfície de desgaste; (b) região de desgaste do metal base acima da camada reforçada; (c) detalhe do aspecto da região de limite da camada reforçada/metal base.

Foi efetuado cálculo de perda de massa dos martelos testados, por simples pesagem antes e após emprego em campo. Os resultados são apresentados na Tabela 5.9.

O martelo convencional apresentou perda de massa da ordem de 6%, enquanto o martelo proposto neste trabalho, com base de material compósito, apresentou perda de massa da ordem de 4%.

De modo geral, portanto, nas condições empregadas no trabalho, e para o martelo testado (tipo GM 500), o produto de ferro nodular com superfície de desgaste de compósito FE 50007/WC apresentou desgaste da ordem de 32,5 % menor do que o apresentado pelo martelo convencional.

Tabela 5.9: Resultados de variação de massa de martelos convencional e de ferro nodular com base reforçada com WC, após uso como desfibradores de cerca de 240.000 ton de cana de açúcar.

Material	Peso inicial (g)	Massa final (g)	Perda de massa (g)	Perda de massa (%)
Martelo convencional com base revestida com solda	33.000	31.000	2.000	6,06%
Martelo de ferro nodular com base reforçada com WC (GM 500)	33.000	31.650	1.350	4,09%

Como resultado geral da avaliação do comportamento em trabalho dos martelos propostos, com base contendo camada reforçada com grânulos de WC reciclados, pode-se concluir que os resultados são bastante promissores; visualiza-se excelente potencial de aplicação em produtos para utilização em áreas que requerem alta resistência ao desgaste.

Os resultados de perdas de massa do material reforçado podem ser melhorados, por exemplo, considerando uma camada de reforço com maior espessura, o que pode ser obtido pela manipulação do fluxo metálico durante processo de fundição ou emprego de matriz metálica com maior dureza, etc.

6 CONCLUSÕES

Conclusão geral:

Os resultados obtidos neste trabalho permitem concluir pela viabilidade de produção de martelos desfibradores de cana-de-açúcar com qualidade e desempenho superiores aos observados em martelos convencionais, pela utilização de ferro fundido nodular do tipo FE 50007 com base reforçada com teores gradativos de WC oriundos da reciclagem de pastilhas de corte de WC, como proposto.

Conclusões específicas:

Levando em conta as condições empregadas, os resultados obtidos neste trabalho permitem concluir, quanto aos objetivos específicos pretendidos, que:

- O processo de fundição em molde cheio se mostrou adequado para a adição de grânulos do reforço WC e permitiram a sua dispersão na base do martelo, formando uma camada de espessura gradativa, conforme perfil de desgaste provocado em trabalho;

- É possível, portanto, controlar a localização dos grânulos de reforço pela utilização de canais de vazamento planejados para controle do fluxo do metal líquido no molde;

- Usando uma temperatura de vazamento do ferro fundido nodular de 1480°C observa-se que o Co que serve de aglomerante das pastilhas se difunde na matriz liberando partículas de WC, formando uma interface metalurgicamente ligada;

- O aumento do teor em peso do reforço alterou a sua distribuição na matriz metálica, na região da base do martelo; uma dispersão mais homogênea é obtida com o maior teor empregado;

- Os melhores resultados quanto à de dispersão de reforço na camada reforçada na base do martelo são obtidos com o emprego de grânulos de WC de menores dimensões; neste caso, uma concentração de até 87% de reforço de WC e 13% de material base nodular foi observada na região;

- A presença do reforço na base dos martelos promove alteração da estrutura do ferro nodular na região entre grânulos; estruturas contendo diferentes teores de grafita e perlita e diferentes morfologias de grafita são observadas. Estas alterações dependem de condições locais de solidificação, alteradas pela presença do reforço;
- O contato entre os grânulos de WC e o metal líquido promove a difusão do Co para o metal, permitindo a desagregação das partículas individuais de WC do grânulo, e penetração de metal líquido na sua superfície. Também é observada presença de W no banho metálico;
- Os fenômenos que ocorrem na região de contato entre metal líquido e reforço WC permitem a formação de uma interface contínua entre eles, sem presença de porosidade ou formação de óxido ou fases prejudiciais;
- O material compósito produzido na base dos martelos apresenta densidade estimada de cerca de 1,2 a 2 vezes maior que a do ferro nodular usado como matriz, quando considerada somente a superfície de desgaste;
- O material compósito produzido na base dos martelos apresenta dureza estimada de cerca de 2 a 6 vezes maior que a do ferro nodular utilizado como matriz, quando considerada somente a superfície de desgaste;
- Os testes de microdesgaste mostraram que o desgaste é muito mais intenso na matriz metálica do que nos grânulos de WC, mas em nenhum caso o esforço feito pela esfera de zircônio destacou o grânulo, indicando uma forte interação da matriz com o reforço;
- Os resultados de microdesgaste indicaram que a taxa de remoção de material no compósito é de 2 a 6 vezes menor do que no ferro nodular sem reforço;
- Os testes de macrodesgaste mostraram que o material compósito FE 50007/WC perdem 59,3% menos massa quando comparado com o aço AISI H13 temperado e revenido;
- Testes em campo mostraram que o martelo desenvolvido, contendo base reforçada com WC, apresenta superior desempenho em trabalho quando comparado com martelos de aço-C com base revestida via soldagem: sofreu desgaste cerca de 30% inferior ao sofrido pelo martelo convencional.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos, as seguintes sugestões para trabalhos futuros são propostas:

- 1 - Fabricação de compósitos com maior teor de grânulos de WC para aumentar a altura da camada reforçada na peça que foi testada.
- 2 - Testar outras temperaturas do metal líquido usado para fabricação do compósito para verificar como se comporta a difusão do Co.
- 3 - Mudança da matriz de ferro fundido nodular para o aço para fabricação do compósito, para verificar como acontece a difusão do Co no aço e que tipo de interface é formada.
- 4 - Testar a fabricação de martelos com corpo de aço e base em compósito de ferro branco de alto Cr reforçado com WC.

REFERÊNCIAS

CATALOGO da EUTETIC[®], acessado 2015.

CATALOGO da SERTEMAQ[®] Equipamento acessado em 2015

CATALOGO da ESCO[®]. Acessado em 2017

CRAIG, D. B.; Hornung, M. J.; Mccluhan, C. Gray iron. American Society For Metals (ASM) Internacional , 9 Ed, v15, Casting, 1998, pp.630-646.

CTC, Centre for Sugar Technology, Brazilian Government, Piracicaba 2015.

CHUEH, S.C, SMITH, J. F., Stable and Metastable equilibria in Fe - rich corner of the Fe-Fe-C-Si system, *CALPHAD* Vol. 11, No. 2, pp. 149-158, Pergamon Journals Ltd, 1987

DINIZ A.V.Diamantes versáteis : Revista Pesquisa Fapesp 2013

EMAMIAN, A., ALIMARDANI, M., KHAJEPOUR, A., Effect of Cooling Rate and Laser Process Parameters on Additive Manufactured Fe–Ti–C Metal Matrix Composites Microstructure and Carbide Morphology, *J. of Manufacturing Processes* 16, p.511-517, 2014.

FENIX[®] Industria. Catalogo acessado em 2005

FERRARESI V.F. Universidade Federal de Uberlândia – UFU – FEMEC, 16° POSMEC. FEMEC/UFU, Uberlândia-MG, 2006.

FERREIRA, L.M.P.; BORGES, A.M., ROBERT, M.H., BAYRAKTAR, E., Mechanical analysis of Al matrix composites reinforced with nano oxide Fe₃O₄ and Al₂O₃ fiber. AMPT-Advances in Materials and Processing Technologies, Chennai, 11-14 dec India. Procc. 2017.

FERREIRA, L.M.P, Dissertação (Mestrado). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Revista ABIFA, edição167, p. 56-65, abril de 2014.

FREITAS, E. S, et al. Microstructure wear behavior correlation on a directionally solidified Al–In monotecticalloy *Tribology International* V. 66, p.182-186, 2013.

HENDERSON J.L. Some considerations of wear and hardfacing materials, International Journal of Pressure Vessels and Piping Volume 46, Issue 3, 1991, Pags.251-267.

HUGHES, I. C. H. Stefanescu, D. M. Ductile iron. American Society For Metals (ASM) International , 9 Ed, v15, Casting, 1998, pp.647-666.

IBRAHIM, I. A. et. al. Particulate reinforced metal matrix composites – A review. Journal of Materials Science. V. 26, p. 1137-1156 ,1991.

KALPAKJIAN, Cutting Tool Materials and Cutting, cap. 22, p. 597- 599, 2012.

KIM, J.K. MAI Y.W. Effect of interface strength on MMC properties. In: K.A, Z. C, Editora. Comprehensive composite materials. Pergamon Press; p 117–38, 2000.

LACAZE J.S., Metallurgical Transactions A., V. 22, cap. 10, p.2211-2223, 1991.

LIMA A.C., Estudo da aplicação de revestimento duro por soldagem com arames tubulares quanto a resistência ao desgaste de facas picadoras de cana-de-açúcar. 2008.

LIMA.A.C., FERRARI V.A UFU e CETEF-GO, Desgaste em equipamentos de processamento de cana-de-açúcar em destilaria de álcool. p. 5-7, 2015.

LIU, A., GUO, M., ZHAO, M., WANG, C., Microstructures and Wear Resistance of Large WC Particles Reinforced Surface, Metal Matrix Composites Produced by Plasma Melt Injection, Surface & Coatings Technology 201 , p. 7978-7982 , 2007.

MATWEB: Material Property data. Disponível em: www.matweb.com. Acessado em fevereiro de 2015.

MUKHOPADHYAY, G., PALIT, P., BHATTACHARYYA, S., Development of AISI A2 Tool Steel Beater Head for an Impact Crusher in Sinter Plant, Metallography, Microstructure, and Analysis Application and Innovation for Metals, Alloys, and Engineering Materials, Springer Science + Business Media New York and ASM International ,2015.

MIYAMOTO, Y.; KAYSER, W.A.; RABIN, B.H.; KAWASAKI, A.; FORD, R.G. Functionally graded materials: design, processing and applications. Introduction. In: Functionally graded materials: design, processing and applications. Springer Science & Business Media, cap.1, p.1-6, 2013.

NORMA BRASILEIRA ABNT, Ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal Especificação dos corpos de prova. Ed. 2º, p. 7- 10, 2017.

NOGUEIRA M. P e FILHO W.G.V. Aguardente de cana UNESP Bauru págs. -28 2005.

PAES G.A.D., Impacto das impurezas e Qualidade de Cana-de-açúcar. CTC USP, Seminário Alternativas Energéticas a Partir da Cana-de-Açúcar, Centro de Tecnologia Canavieira, CTC, Piracicaba, Brasil, 2005.

PAES L.A.D., Impurezas e Qualidade de Cana-de-açúcar Centro de Tecnologia Canavieira ESALQ. USP, 2011.

PRISCO, M. (1993), “Revestimentos Protetores contra Desgaste”. Soldagem de Manutenção. ABS – ABRAMAN. P. 231-284. 1993.

RAJAN, T.P.D., PILLAI, R.M, PAI, B.C., Mater. Charact. 61 (2010), p 923-928.

ROBERT, M.H.; URTIGA, S.L., Urtiga Mechanical Properties of Al-NbAl₃ in situ Composites. Journal of Materials Processing Technology, Zurich, v. 64, n.1-3, p. 335-341, 1997.

RODRIGUES C.D. Universidade Estadual de Mato Grosso do Sul Unidade: Glória de Dourados Curso: Tecnologia em Produção Sucroalcooleira Disciplina: Introdução ao Setor Sucroenergético 08 Preparo da cana-de-açúcar 2016. Cap 9.

ROSSO M., Journal of Materials Processing Technology, , 175, 364–375, 2006.

RORIG, GERLACH, Legiertes Gusseisen mit Kugelgraphit Influência do cobalto Volume 2, p. 9, 1974.

SANTOS, A. S.; Franco. A. A.; Almeida, D. M. e Peticarrari, M. Soldagem na Indústria Sucroalcooleira. Revista da Soldagem. Ano I, n. 7, 2005. p. 20-26.

SMITH, W. F. Structure and properties of engineering alloys. McGraw- Hill, 1981, Nova York – USA

SOBCZAK, JERZY J.; DRENCHEV, Ludmil. Metallic functionally graded materials: A specific class of advanced composites. Journal of Materials Science & Technology, V.29, p.297-316, 2013.

SOUSA M.M.S., Estudo do Processo de Fabricação de Compósitos de Matriz Metálica da Liga de Alumínio AA6061 por Metalurgia do Pó via Moagem de Alta Energia e Sinterização a Vácuo. Dissertação de mestrado, 2012.

SOUSA R.M.O., Incorporação de metal duro em fundidos, Dissertação de mestrado Faculdade de engenharia da Universidade do Porto, 2013.

TORRES C.S., Estudo de moagem de alta energia e sinterização de metal duro WC-Ni dissertação de mestrado, cap. 2 pag. 8-14, 2009.

VENTURA A.M., Ciência e Tecnologia Mat., V.21, p.3- 4, 2009.

VENTURA, A. M. Os Compósitos e a sua aplicação na Reabilitação de Estruturas metálicas. C.Tecn. Mat., V. 21, p.10-19, 2009.

VENTURINI W.F e NOGUEIRA A.M., Aguardente de cana , p.25- 26, 2005.

VIANA M.F., Investigações sobre processos de fabricação de compósitos de liga de Al reforçados com macro e micropartículas cerâmicas. Dissertação de mestrado UNICAMP, p.91,2017.

VIANA, M.F., ROBERT, M.H. Analysis of thixoforming process to produce Al-WC composites , AMPT- Advances in Materials and Processing Technologies, , Chennai, 11-14 dec India, Procc., 2017

VIANA, M.F., ROBERT, M.H. Analysis of interfaces in AA7075/ recycled WC particles composites produced via liquid route. SEM - Annual Conference & Exposition on Experimental and Applied Mechanics Greenville, St Carolina, USA, June, 4-8 2018.

ZHU, K., WEMBO, Y., AMAN, Y., Synthesis, microstructure and mechanical properties of a bio-inspired Ti-intermetallic multi-layered/SiCfreinforced Ti-matrix hybrid composite. J Mater Sci 51:8747–8760, 2016.

ARTIGOS PUBLICADOS

1. *Development of Functionally Graded Nodular Cast Iron Reinforced with Recycled WC Particles* - Rodolfo Leibholz, Maria Helena Robert, Henrique Leibholz, Emin Bayraktar
Apresentado em Special Session on Recycled Constituent Composites: SEM XIII INTERNATIONAL CONGRESS, Orlando, Florida, USA, 6-9 June 2016
Publicado: Mechanics of Composites and Multifunctional Materials, Springer Pl. Vol 7, p. 241- 249, 2017.
2. *Investigation on Microstructure and Interfaces in Graded FE50007 / WC Composites Produced by Casting* - Rodolfo Leibholz, Henrique Leibholz, Emin Bayraktar, Maria Helena Robert. Apresentado em Special Session on Recycled Constituent Composites: SEM - Annual Conference & Exposition on Experimental and Applied Mechanics Greenville, St Carolina, USA, June, 4-8 2018.
Aceito para publicação - on line Springer Verlag.