

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA DE BAURU

GUILHERME DA ROCHA LIMA

INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO ENCRUAMENTO
PROVENIENTE DO PROCESSO DE APLAINAMENTO NOS AÇOS
HADFIELD

Bauru
2011

GUILHERME DA ROCHA LIMA

INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO ENCRUAMENTO
PROVENIENTE DO PROCESSO DE APLAINAMENTO NOS AÇOS
HADFIELD

Dissertação apresentada ao Programa de Pós
Graduação em Engenharia Mecânica da
Universidade Estadual Paulista UNESP, para a
obtenção do Título de Mestre em Engenharia
Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Soufen

Bauru

2011

Lima, Guilherme da Rocha.

Influência dos elementos de liga no encruamento
proveniente do processo de aplainamento nos aços
Hadfield / Guilherme da Rocha Lima, 2011.

76 f.

Orientador: Carlos Alberto Soufen

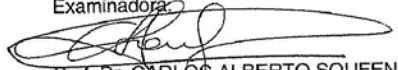
Dissertação (Mestrado)-Universidade Estadual
Paulista. Faculdade de Engenharia, Bauru, 2011

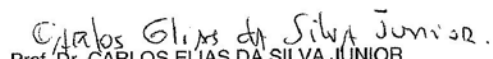
1. Aço Hadfield. 2. Encruamento. 3. Aplainamento.
I. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de
Engenharia. II. Título.

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE GUILHERME DA ROCHA LIMA, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, DO(A) FACULDADE DE ENGENHARIA DE BAURU.

Ao 01 dia do mês de fevereiro do ano de 2011, às 09:00 horas, no(a) ANFITEATRO DO STI DA FACULDADE DE ENGENHARIA, reuniu-se a Comissão Examinadora da Defesa Pública, composta pelos seguintes membros: Prof. Dr. CARLOS ALBERTO SOUFEN do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru, Prof. Dr. CARLOS ELIAS DA SILVA JUNIOR do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Prof. Dr. MOMOTARO IMAIZUMI do(a) Departamento de Física / Faculdade de Ciências de Bauru, sob a presidência do primeiro, a fim de proceder a arguição pública da DISSERTAÇÃO DE MESTRADO de GUILHERME DA ROCHA LIMA, intitulado "INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO ENCRUAMENTO PROVENIENTE DO PROCESSO DE USINAGEM DOS AÇOS HADFIELD". Após a exposição, o discente foi arguido oralmente pelos membros da Comissão Examinadora, tendo recebido o conceito final: APROVADO. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que, após lida e aprovada, foi assinada pelos membros da Comissão

Examinadora:


Prof. Dr. CARLOS ALBERTO SOUFEN


Prof. Dr. CARLOS ELIAS DA SILVA JUNIOR


Prof. Dr. MOMOTARO IMAIZUMI



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Bauru



PROPOSTA DE ALTERAÇÃO DO TÍTULO

A BANCA EXAMINADORA PROPÕE A ALTERAÇÃO DO TÍTULO DO ALUNO: GUILHERME DA
ROCHA LIMA

DE: "INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO ENCRUAMENTO PROVENIENTE DO
PROCESSO DE USINAGEM NOS AÇOS HADFIELD"

PARA:

*Influência dos Elementos de liga no Encruamento
Proveniente do Processo de Apilamento nos
Aços Hadfield*

Bauru, 01 de fevereiro de 2011.

Prof. Dr. Carlos Alberto Soufen
Orientador

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar quero agradecer a Deus e a minha família pelo apoio na realização desse trabalho.

Ao Prof. Dr. Carlos Alberto Soufen, pela orientação e paciência ao longo do desenvolvimento das pesquisas e elaboração da dissertação.

Ao Prof. Dr. Luiz Eduardo de Ângelo Sanchez pela co-orientação, e todo auxílio para que eu pudesse chegar até aqui.

Aos colegas, M.Sc. Hamilton José de Mello pelo grande auxílio na elaboração dos trabalhos práticos, e M.Sc. Arthur A. Fiocchi pelas várias idéias para execução dos mesmos.

Ao Prof. Dr. Momotaro Imaizumi, pelo apoio e incentivo na continuação dos estudos e iniciação no Mestrado.

Aos Professores do Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP de Bauru, que sempre me auxiliaram nas dúvidas durante a realização do projeto.

Ao Prof. Dr. Miguel Jafelicci Junior do Instituto de Química da UNESP de Araraquara, pelo apoio na execução da microscopia eletrônica de varredura.

Ao estagiário Davi de Faria Zumpano da Empresa Metso do Brasil, pela colaboração na busca pela fundição do material elaborado.

Enfim agradeço a todos que mesmo sem saber contribuíram de alguma forma para a realização desse trabalho, muitas vezes até mesmo com uma palavra de incentivo e amizade.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao meu filho, o pequeno João Victor, e a minha esposa Mariellen pela maior das contribuições, a compreensão e o apoio para seguir em frente.

RESUMO

O aço austenítico manganês, contendo cerca de 1,2% C e 12% Mn, é único na medida em que combina alta tenacidade e ductilidade com alta capacidade de endurecimento em trabalho, normalmente, boa resistência ao desgaste. Conseqüentemente, este metal apresenta uma aceitação muito útil como material de engenharia, sendo amplamente utilizado, com pequenas modificações na composição e tratamento térmico, principalmente nas áreas de terraplenagem, minas e pedreiras, bem como perfuração de petróleo, siderurgia, dragagem, a exploração florestal, e na fabricação de cimento e produtos de argila. Também são utilizados em equipamentos de manuseio e processamento térreo de materiais (tais como britadores, moinhos de trituração, dragadores, escavadoras baldes e dentes, e bombas para a movimentação de cascalho e rochas).

Neste trabalho estudou-se a influência da composição química no encruamento e resistência ao desgaste do aço Hadfield. Foram analisadas quatro composições químicas diferentes desse material, que inicialmente foi submetido ao tratamento térmico de solubilização na temperatura de 1080 °C (1976 °F) com posterior resfriamento em água. Em seguida o material foi submetido ao processo de aplainamento na retirada de 1 mm de material. Dessas amostras, foram retirados corpos de prova para a análise metalográfica, que foram preparadas através do lixamento, polimento e ataque químico, e também o material para análise de desgaste, cujos corpos de prova foram preparados em formato cilíndrico com diâmetro e altura de dez milímetros.

A análise metalográfica revelou menor profundidade de encruamento no material cuja composição apresenta titânio e alta porcentagem de cromo. Essa mesma composição, apresentou maior resistência ao desgaste.

Palavras-chave: Composição, desgaste, encruamento, aço hadfield.

ABSTRACT

The austenitic manganese steel, containing about 1,2 % C and 12% Mn, is the only one which combines high tenacity and ductility with high capacity of hardening during the work, and usually, it has good resistance to wear. As a result, this metal shows a very useful acceptance as a engineering material, being widely used with just small changes in the composition and thermal treatment mainly in the lands of earthwork, mines and quarries, besides drilling of petroleum, steel mill, dredging, forestry exploration and in the manufacturing of cement and clay products. They are also used in the equipments to handle and work with land floor materials (like crushers, mill crushers, dredges, tooth and bucket excavators and pumps to move gravel and rocks).

In this work it was studied the influence of the chemical composition on the hardening and resistance to wear of Hadfield steel. Four different chemical compositions of this material were analyzed, at first it was subdued to a thermal treatment of solubilization in the temperature of 1080 °C (1976 °F) being chilled with water. After the material was subdued to the plaining process, it was withdrawn 1mm. From this samples were withdrawn some parts to a metalography analysis and they were prepared to be sanded, polished and to a chemical attack and the material that will be analyzed the wear, whose parts were prepared in a cylindrical shape with diameter and height of ten millimetres.

The metalography analysis revealed a smaller deep in the hardening of the material whose composition has titanium and high percentage of chrome. In the same composition it was noticed a bigger resistance to wear.

Keywords: Composition, wear, hardening, Hadfiel steel

LISTA DE FIGURAS

Figura 01.	Diagrama de fases do aço Hadfield 13% Mn.....	13
Figura 02.	Composição do aço austenítico manganês fundido.....	22
Figura 03.	Aço ao manganês contendo 0,20 % de silício e 0,54 % de molibdênio e tratado termicamente a 1065 °C....	24
Figura 04.	Representação dos possíveis defeitos na estrutura cristalina dos metais.....	25
Figura 05.	Representação simples de uma discordância.....	26
Figura 06.	Aplainamento horizontal.....	32
Figura 07.	Estrutura do microscópio óptico.....	33
Figura 08.	Componentes da coluna do MEV.....	34
Figura 09.	Interação do feixe de elétrons com a amostra.....	35
Figura 10.	Fluxograma da seqüência de trabalho.....	37
Figura 11.	Disposição de usinagem das composições na ferramenta de corte.....	39
Figura 12.	Disposição de usinagem das composições na 2ª ferramenta de corte.....	39
Figura 13.	Vizualização do embutimento.....	39
Figura 14.	Foto do equipamento de desgaste.....	41
Figura 15.	Representação dos corpos de prova.....	42
Figura 16.	Anilhas de carga utilizadas no ensaio de desgaste.....	42
Figura 17.	Microscópio óptico.....	43
Figura 18.	Gráfico de desgaste. Aço ABNT 4340.....	46
Figura 19.	Gráfico da perda de massa. Aço ABNT 4340.....	47
Figura 20.	Média da perda de massa. Aço ABNT 4340.....	47
Figura 21.	Gráfico de desgaste. Aço ABNT 8640.....	49
Figura 22.	Gráfico da perda de massa. Aço ABNT 8640.....	49
Figura 23.	Média da perda de massa. Aço ABNT 8640.....	50
Figura 24.	Gráfico de desgaste. Aço Hadfield 520.....	51
Figura 25.	Gráfico da perda de massa. Aço Hadfield 520.....	52
Figura 26.	Média da perda de massa. Aço Hadfield 520.....	52

Figura 27.	Gráfico de desgaste. Aço Hadfield 610.....	54
Figura 28.	Gráfico da perda de massa. Aço Hadfield 610.....	54
Figura 29.	Média da perda de massa. Aço Hadfield 610.....	55
Figura 30.	Gráfico de desgaste. Aço Hadfield 710.....	56
Figura 31.	Gráfico da perda de massa. Aço Hadfield 710.....	57
Figura 32.	Média da perda de massa. Aço Hadfield 710.....	57
Figura 33.	Gráfico de desgaste. Aço Hadfield 720.....	59
Figura 34.	Gráfico da perda de massa. Aço Hadfield 720.....	59
Figura 35.	Média da perda de massa. Aço Hadfield 720.....	60
Figura 36.	Comparativo da perda de massa.....	60
Figura 37.	Microscopia óptica. Aço Hadfield 520 (Aumento de 100 vezes).....	63
Figura 38.	Microscopia óptica. Aço Hadfield 610 (Aumento de 100 vezes).....	64
Figura 39.	Microscopia óptica. Aço Hadfield 710 (Aumento de 100 vezes).....	65
Figura 40.	Microscopia óptica. Aço Hadfield 720 (Aumento de 100 vezes).....	66
Figura 41.	Aço Hadfield 520 ((a) e (b) MEV de duas regiões diferentes da mesma composição).....	68
Figura 42.	Aço Hadfield 610 ((a) e (b) MEV de duas regiões diferentes da mesma composição).....	68
Figura 43.	Aço Hadfield 710 ((a) e (b) MEV de duas regiões diferentes da mesma composição).....	69
Figura 44.	Aço Hadfield 720 ((a) e (b) MEV de duas regiões diferentes da mesma composição).....	69

LISTA DE TABELAS

Tabela 01.	Relação entre as referências das amostras com suas composições.....	38
Tabela 02.	Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço ABNT 4340 amostra nº 5.....	45
Tabela 03.	Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço ABNT 4340 amostra nº 6.....	46
Tabela 04.	Dados sobre o ensaio de desgaste Aço ABNT 8640 amostra nº 1.....	48
Tabela 05.	Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço ABNT 8640 amostra nº 2.....	48
Tabela 06.	Dados sobre o ensaio de desgaste Aço Hadfield 520 amostra nº 1.....	50
Tabela 07.	Dados sobre o ensaio de desgaste Aço Hadfield 520 amostra nº 2.....	51
Tabela 08.	Dados sobre o ensaio de desgaste Aço Hadfield 610 amostra nº 1.....	53
Tabela 09.	Dados sobre o ensaio de desgaste Aço Hadfield 610 amostra nº 2.....	53
Tabela 10.	Dados sobre o ensaio de desgaste Aço Hadfield 710 amostra nº 1.....	55
Tabela 11.	Dados sobre o ensaio de desgaste Aço Hadfield 710 amostra nº 2.....	56
Tabela 12.	Dados sobre o ensaio de desgaste Aço Hadfield 720 amostra nº 1.....	58
Tabela 13.	Dados sobre o ensaio de desgaste Aço Hadfield 720 amostra nº 2.....	58
Tabela 14.	Comparativo entre as taxas médias de perda de massa.....	61
Tabela 15.	Média da profundidade da camada encruada.....	70

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
2.1	Composição Química	13
2.1.1	Influência do Carbono	15
2.1.2	Influência do Manganês	15
2.1.3	Influência do Silício	15
2.1.4	Influência do Fósforo	16
2.1.5	Influência do Cromo	16
2.1.6	Influência do Molibdênio	16
2.1.7	Influência do Titânio	17
2.1.8	Influência do Enxofre	17
2.2	Tratamentos Térmicos	18
2.3	Propriedades Mecânicas após Tratamento Térmico	19
2.4	Preparação das amostras	20
2.5	Microestrutura	22
2.6	Deformação Plástica dos Metais	25
2.7	Encruamento	28
2.8	Desgaste Abrasivo	29
2.9	Usinagem	31
2.9.1	Processo de Aplainamento	31
2.10	Microscópio Óptico	33
2.11	Microscópio Eletrônico de Varredura	34
3	MATERIAIS E MÉTODOS	37
3.1	Tratamentos Térmicos	38
3.2	Usinagem das Amostras	38
3.3	Corte, Embutimento e preparação para Metalografia	39
3.4	Ensaio de Desgaste	40
3.5	Microscopia Óptica	43
3.6	Microscopia Eletrônica de Varredura	43
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
4.1	Ensaio de Desgaste	45

4.1.1	Aço ABNT 4340 desgaste	45
4.1.2	Aço ABNT 8640 desgaste	48
4.1.3	Aço Hadfield 520 desgaste	50
4.1.4	Aço Hadfield 610 desgaste	53
4.1.5	Aço Hadfield 710 desgaste	55
4.1.6	Aço Hadfield 720 desgaste	58
4.1.7	Comparativo entre as amostras ensaiadas	60
4.2	Microscopia Óptica	63
4.2.1	Aço Hadfield 520 microscopia óptica	63
4.2.2	Aço Hadfield 610 microscopia óptica	64
4.2.3	Aço Hadfield 710 microscopia óptica	65
4.2.4	Aço Hadfield 720 microscopia óptica	66
4.2.5	Discussão dos resultados da microscopia óptica	66
4.3	Microscopia Eletrônica de Varredura	68
5	CONCLUSÕES	72
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	73
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	74

1. INTRODUÇÃO

O mercado mundial está cada vez mais exigente e qualificado e a informação tornou-se um artefato de extrema importância para quaisquer produtores que desejam fazer parte desse cenário. Conhecer aquilo que se produz e comercializa, é de fundamental importância para otimizar a produção, potencializando suas capacidades, reduzindo perdas, modernizando processos, enfim, tornando o produto competitivo de acordo com os moldes atuais. Sendo assim, um estudo que possibilite agregar aos conhecimentos já descobertos até o presente, novas informações ou esclarecimentos, sobre a influência da composição química do aço Hadfield, no encruamento produzido pelo processo produtivo de aplainamento e aplicações industriais que envolvam desgaste, será de importância e benefício significativos para os diversos ramos que se utilizam deste material.

O original do aço austenítico manganês, contendo cerca de 1,2% C e 12% Mn, foi inventada por Sir Robert Hadfield, em 1882. Foi único na medida em que, combinando alta tenacidade e ductilidade com alta capacidade de endurecimento em trabalho, normalmente, boa resistência ao desgaste.

O aço Hadfield apresenta baixa resistência, alta ductilidade e microestrutura que consiste de austenita metaestável. Destaca-se também a habilidade de encruamento, que é de extrema importância nesse material, pois de uma dureza inicial de 240 HB atinge aproximadamente 500 HB (51 HRC). O reticulado é cúbico de face centrada (CFC) e apresenta sistemas equivalentes de deslizamento e deformação, o qual é igualmente provável em toda a estrutura, e rapidamente causa empilhamento das deslocações. Como o processo é contínuo o aumento da dureza afeta o metal, produzindo aumento da resistência à abrasão. Então o melhor desempenho do aço manganês é obtido quando as condições externas de uso, causam extremo encruamento da superfície do componente, motivando o uso em aplicações que requerem alta resistência à abrasão e desgaste. Caso aconteça trinca em serviço da camada encruada, esta será rapidamente contida pela camada interna que não é encruada e sim tenaz.

Muitas variações do original aço austenítico manganês têm sido propostas, muitas vezes inaproveitadas, mas algumas foram adotadas como melhorias significativas. Estas geralmente envolvem variações de carbono e de manganês, com ou sem outras ligas, como cromo, níquel, molibdênio, vanádio, titânio, e até bismuto.

Este trabalho tem como objetivo verificar se as variações dos elementos de liga do aço austenítico Hadfield original, especificamente em quatro composições, influenciam no encruamento produzido pelo processo de aplainamento, e na resistência ao desgaste.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O aço Hadfield tem determinadas propriedades que tendem a restringir o seu uso em certas aplicações. Apresentando usinabilidade difícil, não é adequado para peças que exijam pequenas tolerâncias de usinagem, ou que devam resistir à deformação plástica quando altamente pressionados em serviço. No entanto, martelagem, laminação a frio, ou choques no metal, proporcionam uma superfície dura, entretanto alguns elementos de liga podem influenciar nessa característica tornando-o mais ou menos resistente ao desgaste.

2.1 Composição Química

Sabe-se que o aço Hadfield é uma tradicional liga resistente ao desgaste, que tem uma única fase austenita em estrutura e uma excelente dureza depois de ser tratado termicamente. A figura 01 apresenta o diagrama de fases para um aço Hadfield com 13% de manganês, onde é possível verificar a fase austenítica acima da temperatura de 590 °C. Entretanto através da solubilização é possível que esse estado seja trazido à temperatura ambiente.

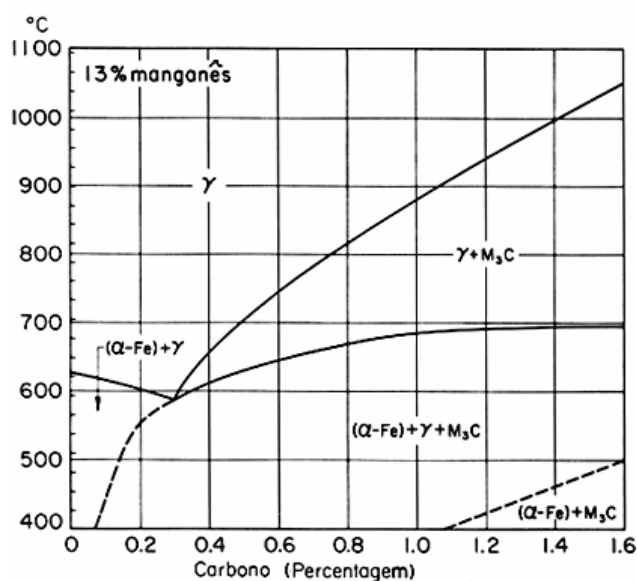


Figura 01 – Diagrama de fases do aço Hadfield em 13% manganês [ASM Handbook].

Além disso, o aço é conhecido por sua notável capacidade de encruamento, a superfície irá formar uma forte camada endurecida, com maior dureza ao ser deformada pelo impacto, enquanto o interior permanece com alta tenacidade. Por isso, tem sido amplamente utilizado para a confecção de componentes utilizados em condições severas de desgaste do impacto. No entanto, o aço Hadfield, muitas vezes tem um desempenho ruim quando a energia de impacto é não alta o suficiente para conseguir um resultado notável de encruamento [Zhang, 2006].

Demonstrando uma taxa anormalmente elevada de endurecimento em trabalho que, juntamente com boa tenacidade, leva ao seu uso generalizado em escavadeiras, equipamentos de trituração mineral e outros ambientes de severas aplicações mecânicas. A especificação para o padrão de aço tem 10-14% de manganês e 1,0-1,4% de carbono, embora variantes modernas, muitas vezes incluem o cromo também, sendo o aço Hadfield totalmente austenítico em condições normais [Hutchinson, 2006].

Existe uma tendência de se trabalhar com teores médios de carbono e manganês porque o limite inferior está associado com propriedades de resistência inferiores e o limite superior não apresenta vantagens econômicas [Bain, 1932].

Muitas variações do aço Hadfield original, com relação aos elementos de liga e suas porcentagens, foram propostas, muitas vezes em patentes não explorados, mas apenas alguns foram adotados como melhorias significativas. Estas geralmente envolvem variações de carbono e manganês, com ou sem ligas adicionais, tais como cromo, níquel, molibdênio, vanádio, titânio e bismuto [Avery, 1961].

Uma segunda consideração é a influência de substâncias químicas menores constituintes sobre a propensão à formação de fratura durante a solidificação de uma liga fundida. Normalmente, a suscetibilidade à sua formação durante a solidificação, aumenta com o aumento no intervalo de congelamento da liga, como ocorre quando enxofre (S) e fósforo (P) estão presentes. No entanto, tem se mostrado teoricamente que os elementos que formam carbonetos sólidos altamente estáveis, por exemplo o titânio, podem ser benéficos em reduzir a fração de volume de líquido eutético residual durante o congelamento e assim tornar o produto menos propenso à formação de trincas [Smith, 2004].

2.1.1 Influência do Carbono

Um teor de carbono mais baixo ajuda a evitar a redução da resistência a tração e da ductilidade, devido a dificuldade em manter todo o carbono em solução sólida. Entretanto teores superiores a 1,2 % são geralmente utilizados, mesmo com a redução da ductilidade, pois tem-se um aumento na resistência ao desgaste abrasivo. Dificilmente são utilizados teores maiores do que 1,4%, pois seriam prejudiciais a resistência mecânica e ductilidade, de forma que a estrutura livre de carbonetos nos contornos de grãos seria muito difícil. O ideal é que a porcentagem de carbono fique em torno de 10% da porcentagem de manganês [Avery, 1954].

2.1.2 Influência do Manganês

O manganês apresenta contribuição vital na estabilização da austenita. Atua atrasando a transformação da austenita. Entre os limites de 10 a 14%, não tem quase nenhum efeito sobre o limite de escoamento, mas apresenta benefícios para o limite de resistência à tração e ductilidade, tornando-os estáveis em torno de 12%, embora algumas melhorias ainda ocorrem até 13%. Abaixo de 10% as propriedades de resistência declinam rapidamente para, talvez, metade dos valores normais até níveis de aproximadamente 8%.

Um teor mínimo de 11% é desejável, o máximo é arbitrário até 20%, e depende, provavelmente, mais do custo da liga do que dos resultados metalúrgicos, desde que propriedades aceitáveis sejam obtidas [Avery, 1949].

2.1.3 Influência do Silício

No final da elaboração, o aço pode conter óxido de manganês em silício, o que diminui o alongamento e favorece a formação de trincas.

Apesar de frequentemente não exceder 1%, pode ser empregado até 2%, para produzir um moderado aumento de limite de escoamento e resistência ao escoamento plástico sob

impactos repetitivos. Em torno de 2,2% inicia-se uma redução acentuada na resistência à tração e na ductilidade. Com 2,3% o material torna-se inutilizável para a maioria das aplicações. Abaixo de 0,10% causa redução de fluidez [Avery, 1949].

2.1.4 Influência do Fósforo

Sua aplicação varia de 0,04% a 0,07%. Entretanto acima de 0,06%, aumenta a fragilidade a quente e reduz o alongamento, sendo responsável pela fratura em altas temperaturas de peças fundidas como na operação de retirada de massalotes grandes e durante operações de soldagem. O fósforo deve ser limitado a 0,03% para prevenir trincas [Avery, 1949].

2.1.5 Influência do Cromo

A adição de cromo em seções pesadas em 2%, assemelha-se ao carbono, reduzindo a ductilidade devido ao aumento na fração volumétrica de carbonetos na microestrutura do material.

Apesar de apresentar uma melhoria na resistência à corrosão por desgaste e aumento no limite de escoamento, reduz o limite de resistência. Sendo o máximo teor em 6%, na prática não é utilizado em mais de 3% [Avery, 1949].

2.1.6 Influência do Molibdênio

Quando empregado de 0,5% a 2%, seu aumento melhora a tenacidade e a resistência à fratura, mas isso apenas no estado bruto de fusão. Também tem-se um incremento no limite de escoamento.

A adição a níveis maiores do que 1%, pode representar um aumento com relação à susceptibilidade à fusão incipiente, durante tratamento térmico [Bain, 1956].

A níveis maiores do que 2%, ocorre uma redução do limite de resistência, entretanto esse teor é raro na indústria. Ainda ocorre um aumento do limite de escoamento até 2% [Avery, 1954].

2.1.7 Influência do Titânio

O titânio pode reduzir carbono na austenita, formando carbonetos muito estáveis, que apresentam dureza elevada e estabilidade termodinâmica. O resultado nas propriedades pode simular aqueles de menor teor de carbono. Também pode neutralizar o efeito do excesso de fósforo [Jiang, 1998].

Um dos fenômenos indesejáveis que pode ocorrer nos aços austeníticos é a corrosão intergranular, devido à precipitação de carbonetos muito estáveis. Um dos meios de evitá-la é, como se mencionou, pela adição de titânio, pois esse elemento fixa o carbono na forma de carbonetos de titânio, assemelhando-se aqueles de menor teor de carbono. Entretanto altos níveis de titânio geram perda de ductilidade. As adições abaixo de 0,1% refinam os grãos nos aços [Bellon, 1992].

2.1.8 Influência do Enxofre

Este elemento apresenta rara influência nas propriedades do aço Hadfield. O manganês elimina o enxofre, fixando-o na forma de inclusões, tipo sulfeto. O alongamento dessas inclusões pode contribuir para direcionar as propriedades em materiais especiais.

Bom é mantê-lo em níveis o mais baixo possível, de forma a reduzir as inclusões na microestrutura, pois são potenciais para nucleação de trincas por fadiga em serviço [Avery, 1949].

2.2 Tratamentos Térmicos

O aço Hadfield na condição fundido contém carbonetos aciculares que podem fragilizar o material. Uma prática comum para superar o potencial de problemas industriais é o tratamento térmico do material, seguido de um resfriamento em água. Este procedimento pode normalmente solubilizar todos os carbonetos. Entretanto em secções espessas de material, é possível que não ocorra a completa dissolução desses carbonetos [Smith 2004].

O aquecimento é lento até o máximo de 1100 °C e a manutenção é de 1h a 2h, seguida do rápido resfriamento em água agitada.

No entanto, se a temperatura de tratamento térmico ou o teor de fósforo for alta, uma fusão incipiente pode ocorrer nos contornos de grãos, e tende a se espalhar ao longo das fronteiras de grão. A película resultante intergranular pode ser muito prejudicial às propriedades mecânicas. Se o aço for austenitizado novamente a uma temperatura adequada mais baixa, o filme é redissolvido, e as propriedades mecânicas se tornam amplamente restauradas. Esses aços, contudo, apresentam frequentemente vazios intergranulares. [Chipman, 1964]

Temperaturas acima de 1100 °C ou tempos de manutenção durante o tratamento térmico acima de 2h acarretam uma considerável perda na quantidade de carbono [Smith, 2004]. O reaquecimento do aço de manganês deve ser seriamente considerado. Ao contrário dos aços estruturais comuns, que tornam-se mais dúcteis quando reaquecidos, o aço manganês sofre redução de ductilidade quando reaquecido suficiente para induzir a precipitação de carbonetos ou alguma transformação da estrutura austenítica. Como regra geral, os aços ao manganês nunca devem ser aquecidos acima de 260 °C, intencionalmente ou acidentalmente, a menos que tal aquecimento possa ser seguido pelo procedimento padrão de recozimento e têmpera. Tempo, temperatura e composição são variáveis no processo de fragilização. Em temperaturas mais baixas a fragilização leva mais tempo para se desenvolver. A 260 °C, a transformação requer mais de 1000 h; já um reaquecimento de uma alta de 425 °C pode ser feito para não mais de 1 h, evitando transformações estruturais.

A relação de tempo e temperatura também deve ser dada a devida atenção para as peças que devem ser soldadas. Quando os aços 12 a 14% Mn devem ser aquecidos acima de aproximadamente 290 °C durante o serviço ou soldagem, recomenda-se que o teor de carbono ser mantido abaixo de 1,0%, pois irá suprimir a fragilização, por pelo menos 48 h em temperaturas até 370 °C. A adição de 1,0% Mo irá suprimir completamente a fragilização em

temperaturas até 480 ° C e irá suprimir parcialmente em temperaturas de 480-595 ° C. Se o teor de carbono é mantido abaixo de 0,9%, a adição de 3,5% Ni inibirá completamente a fragilização de até 480 ° C e, em parte, suprimi-la acima desta temperatura. Essas regras podem ser aplicadas durante os períodos de aquecimento de até 100 h. Para os períodos de 1000 h ou mais, as temperaturas limitantes são substancialmente mais baixas. Nota-se que os teores de carbono localizado podem ainda ultrapassar 1,0% por causa da segregação química. Assim, estas orientações devem ser usadas com cautela, [Avery, 1961].

2.3 Propriedades mecânicas após tratamento térmico

À medida que o tamanho da seção do aço manganês aumenta, a ductilidade diminui e a resistência mecânica aumenta consideravelmente em amostras fundidas e tratadas termicamente. Isso acontece porque, exceto para condições controladas, as seções espessas não se solidificam nos moldes rápido o bastante para evitar o tamanho de grão grosseiro, uma condição que não é alterada por tratamento térmico [Avery, 1954].

Materiais com a considerável redução do tamanho de grão e as frações de volume significativo de contornos de grão, possuem propriedades mecânicas superiores em relação aos que apresentam grãos grosseiros. Possuem por exemplo alta resistência e dureza, bem como boas propriedades de resistência ao desgaste [Yan, 2007].

As propriedades mecânicas variam com o tamanho da seção do material. A resistência à tração, alongamento, redução de área e resistência ao impacto são substancialmente menores em 102 mm de espessura da seção do que em 25 mm de espessura. Valores de testes de impacto são excepcionalmente altos, às vezes, por erros no corte e preparação dos corpos de prova, principalmente nos entalhes.

Há um decréscimo gradual na resistência ao impacto com o decréscimo da temperatura. A temperatura de transição não é bem definida porque não há uma inflexão acentuada na curva energia-temperatura para temperaturas baixas da ordem de - 85 °C. Em dada temperatura e tamanho de seção, adições de níquel e manganês são geralmente benéficas para melhorar a resistência ao impacto, enquanto que níveis maiores de carbono e cromo não o são.

A resistência à propagação de fratura é alta e é associada com fissuras progressivas. Por causa disso, quaisquer fraturas de fadiga que se desenvolvam podem ser detectadas, e partes de peças em serviço podem ser removidas antes que a fratura completa aconteça, uma capacidade que é uma distinta vantagem em trabalho com produtos ferroviários. O limite de fadiga dos aços manganês austeníticos foi registrado como 270 MPa. O limite de resistência e dureza variam muito pouco com o tamanho da seção.

A dureza da maioria dos aços é cerca de 200 HB após solubilização e resfriamento brusco, mas esse valor tem pouca significância para estimar a usinabilidade ou resistência ao desgaste. A dureza aumenta tão rapidamente por causa do encruamento durante a usinagem ou quando em serviço, que os aços austeníticos ao manganês tem que ser avaliados sobre outras propriedades além da dureza [Avery, 1954].

As características de tração verdadeiras do aço manganês são melhores reveladas pelas curvas tensão versus deformação que compara o aço manganês com ferro fundido cinzento e com um aço baixa liga e alta resistência tratado termicamente com cerca da mesma resistência à tração nominal. O baixo valor de limite de escoamento é significativo e pode evitar a seleção dessa liga onde deformação moderada ou leve é indesejável, a menos que a utilidade das peças em questão possa ser restaurada por lixamento. A deformação produzirá uma nova e mais alta resistência de escoamento correspondente à qualidade de deformação que é absorvida localizadamente [Oliver et al., 1956].

2.4 Preparação de amostras

Depois de decididos os locais apropriados de amostras a serem analisadas, o próximo passo é extrai-los sem dano térmico ou mecânico excessivo. Dependendo do tamanho do material original, vários métodos de seccionamento podem ser utilizados. Por exemplo, uma chama ou arco de corte pode ser utilizado para isolar os pontos de interesse em corpos muito grandes, no entanto deve-se ter o cuidado para que a região de interesse não seja afetada termicamente a ponto de alterar as características estruturais do corpo de prova. O corte seco utilizando-se disco abrasivo também pode ser empregado com as mesmas precauções. A próxima série de cortes para reduzir o modelo de dimensões metalográfico deve ser realizada utilizando ferramenta de corte “macia”, como disco de corte abrasivo de carboneto de silício com resfriamento de inundação e um avanço lento. Corte por imersão em descarga elétrica

também é adequado, pois as zonas afetadas pelo calor são bastante estreitas. Contudo, cuidados devem ser tomados posteriormente, para lixar a amostra abaixo da zona afetada pelo calor antes do exame metalográfico. Discos de corte diamantados são apropriados para a preparação de amostras finas para microscopia eletrônica. Serra de metal não é recomendada, pois pode endurecer esta liga durante o trabalho.

Para a montagem das amostras, exemplares podem ser constituídos usando materiais metalográficos convencionais. Na borda da estrutura de resina pode-se introduzir esferas de aço temperado ou proteções similares ao redor do modelo, de forma a facilitar o lixamento.

Esse processo é realizado utilizando lixas d'água de granulometria crescente 80, 180, 320, em seguida, 600 e 1000. As amostras devem ser limpas, lavadas, e rotacionadas de 90° entre as trocas de lixas. A lixa deve ser substituído com frequência, pois com o abrasivo desgastado, este pode provocar deformação da superfície que será posteriormente iluminada, e também o endurecimento da mesma. A pressão durante o processo deve ser moderada, a fim de minimizar o encruamento. Um equipamento automático de lixamento também pode ser utilizado, e devem ser tomadas precauções para minimizar a deformação da superfície e à contaminação.

O polimento pode ser realizado utilizando alumina de suspensão a partir de 6µm e um pano aveludado médio. O modelo deve sempre ser girado em direção oposta à da roda de polimento, e a pressão moderada é sempre recomendado. Entre os polimentos as amostras devem ser lavadas em água corrente, lavadas com álcool, e secas em um fluxo de ar quente. Após o polimento fino, no entanto, a amostra deve ser lavada em álcool para evitar manchas de água.

Os procedimentos cíclicos baseados em nital e HCl, são empregados muitas vezes para produzir uma superfície limpa. Nital, Picral e reagente Vilella também são úteis para resultados rápidos sobre aços fundidos e aços tratados termicamente. No entanto, estas soluções às vezes, podem produzir um fino filme marrom amarelado irregular na superfície da amostra que pode obscurecer interpretação microscópica subsequente. Este filme pode ser removido por imersão em solução de HCl 10% em água ou álcool. Esse reagente mostra a estrutura geral dos grãos, através de contraste e coloração. Destaca contornos de grãos dos carbonetos e também revela as regiões de perlitas presentes [Kuyucak, 2003].

2.5 Microestrutura

Exceto o vanádio contendo precipitação quando endurecido e algumas ligas contendo molibdênio, a microestrutura desejável em aço manganês austenítico, é uma fase única de solução sólida austenítica. No estado fundido, a microestrutura consiste de uma matriz de austenita com carbonetos maciços intergranulares e interdendríticos, que começam a se formar em pontos triplos e geralmente são rodeados por lamelas perlíticas. Em seu centro, geralmente contêm um carboneto eutético-fosforado, que se distingue pela seu aspecto manchado, assim como pode ser observado na figura 02 nas regiões 2 e 3 respectivamente.

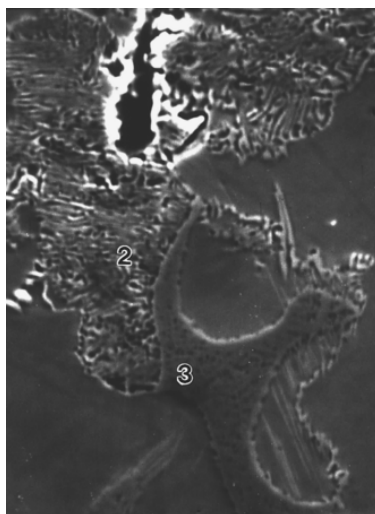


Figura 02 – Composição do aço austenítico manganês fundido. Carbonetos lamelares (área 2), fósforo eutético (área 3). [Beech e Scrichan, 1985].

O silício desempenha um papel em formação de carboneto, uma vez que aumenta a atividade de carbono. Em alto conteúdo de silício (maior que 0,8%), forma rapidamente a cementita, e o aço se comporta como um grau superior de carbono. Em baixo teor de silício (menor que 0,3%), a formação de cementita ocorre a temperaturas mais baixas e tende a ser acicular. [Beech e Scrichan, 1985]

Normalmente a liga é endurecida em tratamento térmico, que consiste em aquecimento gradual de cerca de 300 ° C, para evitar craqueamento térmico na liga frágil, como aços fundidos, solução de recozimento a alta temperatura suficiente para dissolver os carbonetos, e

resfriamento rápido em água agitada à temperatura ambiente para evitar a reprecipitação desses carbonetos. Na prática, a presença de carboneto de contorno de grão é típico, especialmente nas secções mais espessas. Em aços manganês regulares, em primeiro lugar uma fina delineação de carbonetos envolve os contornos de grão, sendo estas delineações interpretadas também como ampliação de limites de grão [Hung, et al., 2002].

Os elementos regulares, como carbono, manganês e silício, bem como de outros elementos de liga tendem a aumentar as propriedades específicas em várias aplicações. Aumentar o teor de carbono aumenta a resistência ao desgaste mas torna-se cada vez mais difícil evitar reprecipitação de carbonetos durante a têmpera. Portanto, em secções espessas, menor grau de carbono é preferido. Adições de cromo podem dar alguma resistência à corrosão e aumentar a elasticidade, mas também aumentam, a alta temperatura, a estabilidade dos carbonetos tornando-se necessário elevar a temperatura de recozimento de solução, caso contrário, pode-se resultar na incompleta dissolução de carbonetos. Um tratamento térmico especial deve ser dado a altos teores de molibdênio (próximo de 2%). O carbonetos não dissolvem completamente nas temperaturas comuns, e devido ao efeito nodularizante do molibdênio, ele aparece como uma fase dispersa dentro da matriz, aumentando a resistência ao desgaste, mas com redução da resistência a tração.

O enxofre em aços manganês austeníticos aparece como globulos cinza, partículas de sulfeto de manganês (MnS). Esse elemento é raramente um motivo de preocupação nestas ligas. O fósforo, entretanto, pode ser muito prejudicial para as propriedades mecânicas e a fusibilidade. Durante a solidificação segrega-se juntamente com o carbono para as áreas interdendríticas, onde forma um eutético de baixo ponto de fusão com ferro, manganês e carbono. Isso faz com que um maior nível de fósforo, maior do que 0,06%, por exemplo, apresenta maior propensão em rasgar o material a quente no molde. O eutético fósforo é geralmente visível como uma fase globular, distribuidos nos centros dos carbonetos na estrutura dos aços manganês fundidos. Durante o tratamento térmico, dissolve-se em austenita junto com os carbonetos. No entanto, se a temperatura de tratamento ou o conteúdo de fósforo é alto, uma fusão incipiente pode começar no contorno de grão triplo. As ligas contendo molibdênio são particularmente susceptíveis ao derretimento incipiente. A utilização de menores temperaturas de solução de recozimento podem até aliviar este problema. [Kuyucak, 2002]

Estes aços deformam primeiro por maclação e em seguida por deslizamento, principalmente na matriz, mas também nas regiões macladas. A figura 03 apresenta um

exemplo da deformação por maclação, nas regiões em que os grãos parecem riscados [Karaman, et al., 2000].

A capacidade de endurecimento de grandes dimensões é uma das principais características deste aço, com uma força de rendimento típico em 350 MPa, e geralmente aumenta para o dobro do valor presente antes da falha. Deformações por maclação, são facilmente visíveis em uma amostra sob um microscópio óptico e não devem ser confundidas com bandas de deslizamento. [Rémy, 1981]

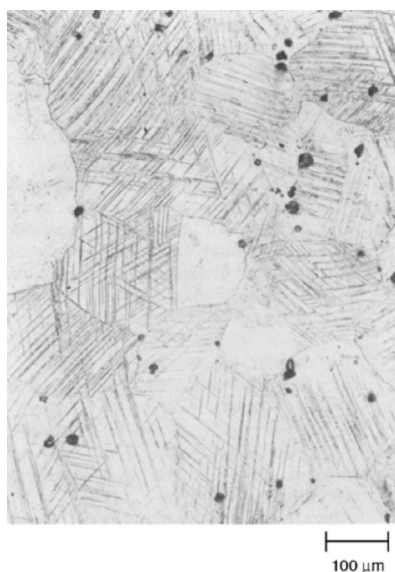


Figura 03 – Aço ao manganês contendo 0,20% de silício e 0,54% de molibdênio. Tratado termicamente a 1065°C e resfriado em água. [Dastur e Leslie, 1981].

2.6 Deformação Plástica dos metais

Sabe-se que os metais são organizados estruturalmente por átomos arranjados segundo formas geométricas específicas, sendo essa organização conhecida como estrutura cristalina. Mas essa estrutura apresenta diversos defeitos que dão certas características físicas e mecânicas para os metais. Os defeitos existentes, representados na figura 04, podem ser classificados como defeitos pontuais (átomos de solução sólida substitucional ou intersticial), planares (contornos de grão) ou lineares (discordâncias).

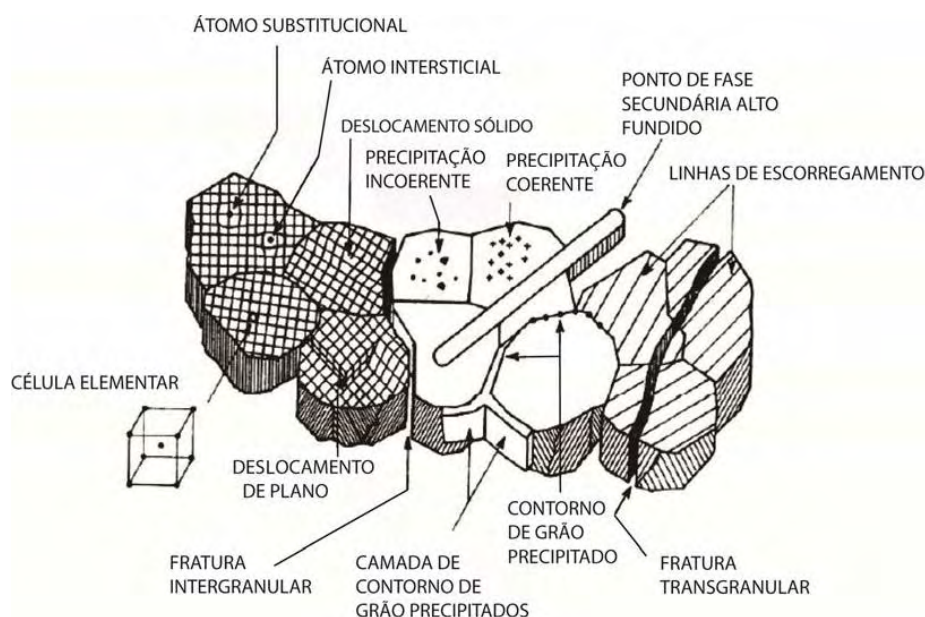


Figura 04 – Representação dos possíveis defeitos presentes na estrutura cristalina dos metais [Engel e Klingele,1981].

As discordâncias são as arestas de superfícies onde existe deslocamento relativo dos planos atômicos do metal, conforme ilustrado na Figura 05. A discordância normalmente é representada por meio da linha de sua aresta.

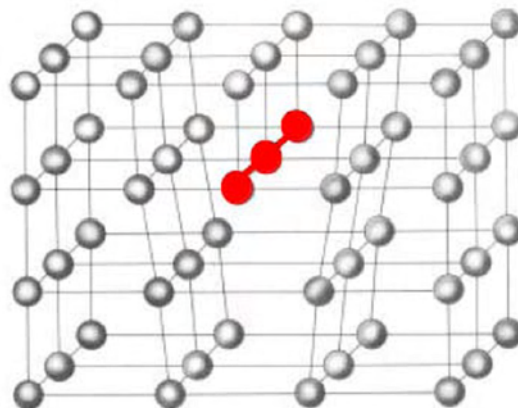


Figura 05 – Representação simples de uma discordância [Callister, 1997].

Com a intensa movimentação de discordâncias, maior a deformação plástica experimentada pelo metal. Assim sendo, a capacidade de um metal de se deformar plasticamente depende diretamente da mobilidade das suas discordâncias. Em uma escala microscópica, a deformação plástica é o resultado de movimento dos átomos devido à tensão aplicada. Durante este processo ligações são quebradas e outras refeitas. Nos sólidos cristalinos a deformação plástica geralmente envolve o escorregamento de planos atômicos, o movimento de discordâncias e a formação de maclas.

Os materiais podem ser solicitados por tensões de compressão, tração ou de cisalhamento. Como a maioria dos metais são menos resistentes ao cisalhamento que a tração e compressão e como estes últimos podem ser decompostos em componentes de cisalhamento, pode-se dizer que os metais se deformam pelo cisalhamento plástico ou pelo escorregamento de um plano cristalino em relação ao outro. O escorregamento de planos atômicos envolve o movimento de discordâncias.

Metais puros, que apresentam tamanhos de grão grandes e que contenham apenas algumas discordâncias deverão possuir um limite estático muito baixo. Nestes casos, as discordâncias presentes movimentam-se facilmente pelo material, pois não encontram obstáculos em seu percurso, dotando o material de grande capacidade de deformação plástica.

Nos metais estruturais, deseja-se que a mobilidade das discordâncias seja restringida de modo a se evitar a deformação plástica, ou seja, aumentar o limite de escoamento.

Porém, durante a movimentação das discordâncias no interior de um material metálico, dois eventos ocorrem de modo a atrapalhar cada vez mais a movimentação das discordâncias à medida que mais deformação plástica é imposta ao metal:

- intersecção das discordâncias com obstáculos (outras discordâncias, contornos de grão precipitados e outros);
- multiplicação do número de discordâncias.

Os dois eventos tornam a continuidade da movimentação das discordâncias cada vez mais difícil. Isto quer dizer que, à medida que a deformação plástica progride, mais provável que as discordâncias em movimento encontrem obstáculos à sua movimentação, que será dificultada, e mais endurecido torna-se o metal.

O fenômeno do aumento do limite de escoamento do metal, ou o seu endurecimento, com a deformação plástica imposta dá-se o nome de encruamento.

Em termos práticos, o encruamento se dá por meio de uma severa deformação plástica do metal a frio. Deformação a frio ocorre quando a deformação ou trabalho mecânico é realizado abaixo da temperatura de recristalização do material. Esta deformação aumenta a quantidade (densidade) de discordâncias presentes, desordenando a estrutura cristalina, aumentando a resistência e diminuindo a ductilidade do metal.

Quando os metais são deformados plasticamente cerca de 5% da energia é retida internamente, o restante é dissipado na forma de calor. A maior parte desta energia armazenada está associada com as tensões associadas às discordâncias. A presença de discordâncias promove uma distorção da rede cristalina de modo que certas regiões sofrem tensões compressivas e outras tensões de tração.

Importante notar que a variação das propriedades mecânicas dependerá das tensões de deformações efetivas submetidas ao mesmo. Neste caso, diferentes condições de tensão/deformação efetiva provocarão diferentes graus de encruamento, que não necessariamente são iguais ao encruamento provocado por um ensaio de tração.

Os efeitos do encruamento podem ser parcialmente ou completamente revertidos pelo aquecimento do metal a uma temperatura suficientemente alta.

Neste caso são produzidos novos cristais no metal (no estado sólido), através de um processo conhecido como recozimento.

2.7 Encruamento

O aço Hadfield originalmente apresenta uma dureza superficial não muito elevada. Entretanto quando colocado em serviço, sofre encruamento, ou seja, deforma-se aumentando sua dureza superficial, mas mantendo a camada interna tenaz [Avery, 1974]. Esse comportamento é que o torna comercialmente importante, pois sua camada superficial resiste bem a desgastes abrasivos. Quando essa camada se desgasta, a continuidade dos choques faz com que as camadas inferiores sejam também encruadas tornando-se novamente endurecidas superficialmente. As propriedades desejadas em aços Hadfield convencionais são principalmente desenvolvidas por encruamento induzido por deformação [Bryggman, 1979].

A taxa de encruamento pode ser determinada a partir de ensaios de tração ou compressão como a inclinação da curva de deformação verdadeira versus tensão verdadeira. Uma outra medida da tendência do aço manganês austenítico endurecer em trabalho, baseia-se na determinação do chamado índice Meyer ou expoente. A técnica utiliza uma bola indenter 10 milímetros diâmetro e uma série de cargas. As cargas de ensaio são em função do diâmetro das reentrâncias correspondentes em escalas logarítmicas. O resultado deverá ser uma linha reta que se encaixa na equação: $P = A.d^n$, onde P representa a carga aplicada; d , o diâmetro da indentação; A , uma constante e n , uma medida da tendência do metal em endurecer (também chamado de índice de Meyer e expoente). O índice Meyer de uma variedade de aços manganês austenítico e aços inoxidáveis, foi determinado e esta na faixa de 2,17-2,60 [Avery, 1974].

Aços manganês são inigualáveis em sua capacidade de endurecer em trabalho, superando até mesmo os aços inoxidáveis austeníticos nesta característica. A máxima dureza possível depende de muitos fatores, incluindo composição, limitações de serviço, método de encruamento ou de trabalho e procedimentos de proteção e pré-serviço. Entretanto estima-se que a fricção com forte pressão pode produzir valores máximos de dureza mais elevados do que pode ser produzida pelo impacto simples [Avery, 1974].

2.8 Desgaste abrasivo

Comparado à maioria das outras ligas de ferro resistentes à abrasão, os aços manganês são superiores em resistência e moderada nos custos, e é principalmente por essas razões que são selecionados para uma ampla variedade de aplicações abrasivas. Eles são geralmente menos resistentes à abrasão do que os ferros martensíticos branco ou aços martensíticos de alto carbono, mas são muitas vezes mais resistentes que os ferros brancos perlíticos ou aço perlítico. O tipo de desgaste a que é submetido tem uma grande influência sobre o desempenho dos aços manganês. Eles têm excelente resistência ao desgaste metal-metal, como rodas de polias, rodas de guindaste, e rodas de automóveis, boa resistência à abrasão, como nos equipamentos de movimentação ou esmagamento, resistência intermediária a alta tensão (retificação) de abrasão, como no moinho de bolas e resistência à abrasão relativamente baixo de baixo estresse, como em equipamentos para movimentação de areia solta ou suspensões de areia.

Em aplicações que envolvam contato metal-metal, a dureza do aço de manganês é uma vantagem, pois diminui o coeficiente de atrito e confere resistência, desde que as temperaturas não sejam excessivas. Nas aplicações onde ocorre impacto, ao invés de se obter a deformação esperada, produz-se uma superfície lisa e dura que tem boa resistência ao desgaste. Polias, placas de desgaste e peças para o trabalho nas vias férreas são aplicações mais comuns dessa situação. O aço ao manganês também tem sido utilizado em trilhos ferroviários, representando um bom exemplo do mérito do aço ao manganês no desgaste por atrito do contato de metal-metal. Inicialmente lubrificados, em breve estes trilhos estarão operando com baixa ou quase nenhuma lubrificação, de forma que as rodas dos vagões de carga atuem em contato direto com os trilhos. Muitos anos atrás, a substituição de trilhos feitos de aços convencionais, em vagões de carga de minério, por aços ao manganês 13%, demonstrou a superioridade desse material. Mais recentemente, vários testes demonstraram que em serviço, o aço austenítico Hadfield manganês, não só desgasta menos do que o aço carbono, mas também desenvolve um baixo atrito, resultado das superfícies polidas. As vantagens são mais evidentes para os carros que são muito carregados. Em aplicações de siderurgia, aço soldado manganês se destaca grande escala na utilização de pinhões, eixos e outros itens de trabalho sob cargas pesadas, condição para que sua utilização seja satisfatória [Avery, 1974].

O conceito de que o aço de manganês tem pobre resistência ao desgaste, a menos que tenha sido endurecido em trabalho, não é uma generalização válida. O equívoco foi desenvolvido provavelmente porque, quando um impacto significativo e encruamento atendente estão presentes, o aço manganês é claramente superior aos outros metais, que seu desempenho fica atribuído ao endurecimento da superfície. No entanto, testes de abrasão controlada indicaram que há circunstâncias em que a resistência à abrasão do aço manganês austenítico é pouco modificada pelo encruamento gerado no pré-serviço, e ainda em outras circunstâncias em que este aço vai durar mais que o ferro fundido branco. Em aplicações que envolvem golpes pesados ou de alta compressão o ferro fundido martensítico pode desgastar mais lentamente do que o aço manganês. Entretanto, esses ferros geralmente falham por fratura cedo, com uma parcela considerável de material na seção transversal original, enquanto que o aço Hadfield pode se tornar quase um papel fino antes de fraturar. Parte da superioridade do aço de manganês sobre o ferro fundido branco é atribuído a uma maior liberdade de fragmentação, mas uma parte é provavelmente devida à melhor resistência ao desgaste [Avery,1974].

Um tipo de equipamento que pode ser utilizado para o estudo de desgaste em altas tensões é uma máquina do tipo pino sobre disco. Nesse teste, um determinado abrasivo (lixa de granulometria específica) é utilizada e o corpo de prova em formato cilíndrico movimentase sobre o mesmo, com uma carga pré-fixada sobre si [Normann, 1948].

No caso desse ensaio, ocorre uma fragmentação significativa das partículas que compõem o material abrasivo, consistindo em friccionar um corpo de prova na forma de pino, confeccionado com o material a ser estudado, sobre um tecido com abrasivo aderido, sob uma carga, tipo de abrasivo e velocidades controladas. Neste ensaio a abrasão se dá entre dois corpos, e a intensidade das tensões entre corpo e abrasivo é alta. O ensaio pino sobre disco, utilizando-se lixas abrasivas, é um tribossistema a dois corpos, no qual é possível variar de forma bem ampla a carga aplicada, assim como a velocidade do ensaio. Este ensaio é conveniente para comparar desempenhos entre materiais não muito diferentes [Tchiptschin & Sinátora, 1990].

2.9 Usinagem

Os aços manganês são tão duros, resultando do encruamento na região de ação da ferramenta de corte, de tal forma que muitas vezes eles são considerados comercialmente incapazes de serem usinados. No entanto, estes aços são regularmente cortados por aderirem aos procedimentos geralmente aceitos. Não levando em consideração os detalhes da prática e da ferramenta de design diferente, há um consenso geral sobre os processos de usinagem dos aços manganês:

- Ferramentas de máquina devem ser rígidas e em bom estado.
- As ferramentas devem ser afiadas, a fim de evitar endurecimento excessivo da superfície de corte acentuando a dificuldade de usinagem.
- Baixa velocidade de corte, em torno de 9-12 m / min deve ser utilizado. Altas velocidades são susceptíveis a causar a quebra da ferramenta de corte.
- Ferramentas de aço rápido ao cobalto ou com metal duro e pastilhas de cerâmica podem ser usada. Estes últimos são preferíveis.
- Refrigerantes são recomendados para usinagem de superfície. O uso liberal de óleo de corte contendo bom grau de enxofre, é benéfico, mas não essencial.

Sabe-se que a usinabilidade pode ser aumentada pela fragilização que se desenvolve com o reaquecimento entre aproximadamente 540 °C e 650 °C [Avery, 1961].

2.9.1 Processo de Aplainamento

O aplainamento consiste em obter superfícies planas, em posição horizontal, vertical ou inclinada. As operações de aplainamento são realizadas com o emprego de ferramentas que têm apenas uma aresta cortante que retira o sobremetal com movimento alternativo.

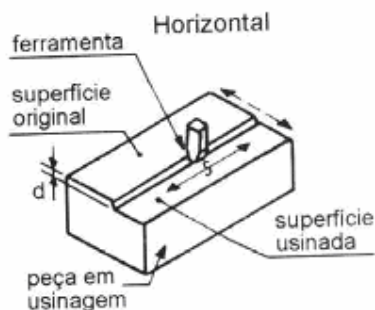


Figura 06 – Aplainamento horizontal [www.em.pucrs.br/~valega/plaina.doc acesso em setembro de 2009].

Nas operações de aplainamento, o corte é feito em um único sentido. O curso de retorno da ferramenta é um tempo perdido. Assim, esse processo é mais lento que o fresamento, por exemplo, que corta continuamente.

Por outro lado, o aplainamento usa ferramentas de corte com apenas uma aresta cortante, que são mais baratas, mais fáceis de serem encontradas no mercado, e, com montagem mais rápida. Isso faz com que o aplainamento seja um processo mais econômico que outras operações de usinagem, que usam ferramentas multicortantes.

A preparação da máquina envolve algumas regulagens como altura da mesa, curso da ferramenta, número de golpes por minuto (gpm) e regulagem do avanço automático da mesa. A execução da referência inicial do primeiro passe (também chamada de tangenciamento) é feito descendo a ferramenta até encostar na peça e acionando a plaina para que se faça um risco de referência. Em seguida zera-se o anel graduado do porta-ferramenta e estabelece-se a profundidade de usinagem, e então é feito o acionamento da plaina para a execução da operação.

A plaina limadora apresenta movimento retilíneo alternativo (vaivém) que move a ferramenta sobre a superfície plana da peça retirando o material. Isso significa que o ciclo completo divide-se em duas partes: em uma (avanço da ferramenta) realiza-se o corte; na outra (reco da ferramenta), não há trabalho, ou seja, é um tempo perdido.

Na plaina limadora é a ferramenta que faz o curso de corte e a peça tem apenas pequenos avanços transversais. Esse deslocamento é chamado de avanço. O curso máximo da plaina limadora, em geral, fica em torno de 600 mm. Por esse motivo, ela só pode ser usada para usinar peças de tamanho médio ou pequeno, como uma régua de ajuste.

Como a ferramenta exerce uma forte pressão sobre a peça, esta deve estar bem presa à mesa da máquina. Quando a peça é pequena, ela é presa por meio de uma morsa e com o auxílio de cunhas e calços. As peças maiores são presas diretamente sobre a mesa por meio de grampos, cantoneiras e calços [www.em.pucrs.br/~valega/plaina.doc acesso em setembro de 2009].

2.10 Microscópio Óptico

Possibilitando aumentos de até 5000x, e modos de transmissão e reflexão com campo claro, campo escuro e Nomarski (contraste de interferência diferencial DIC) e luz polarizada o microscópio possui objetivas cujos aumentos são de 5x, 10x, 20x, 50x, 100x, 250x; e cambiador de 4 posições 1; 1,2x ; 1,6x e 2x (cujo aumento resultante é multiplicação deste fator pelo aumento da objetiva).

Dotado de um software de aquisição e processamento de imagens permite a medição de estruturas e criação de imagens tridimensionais através de combinação de diversos planos focais.

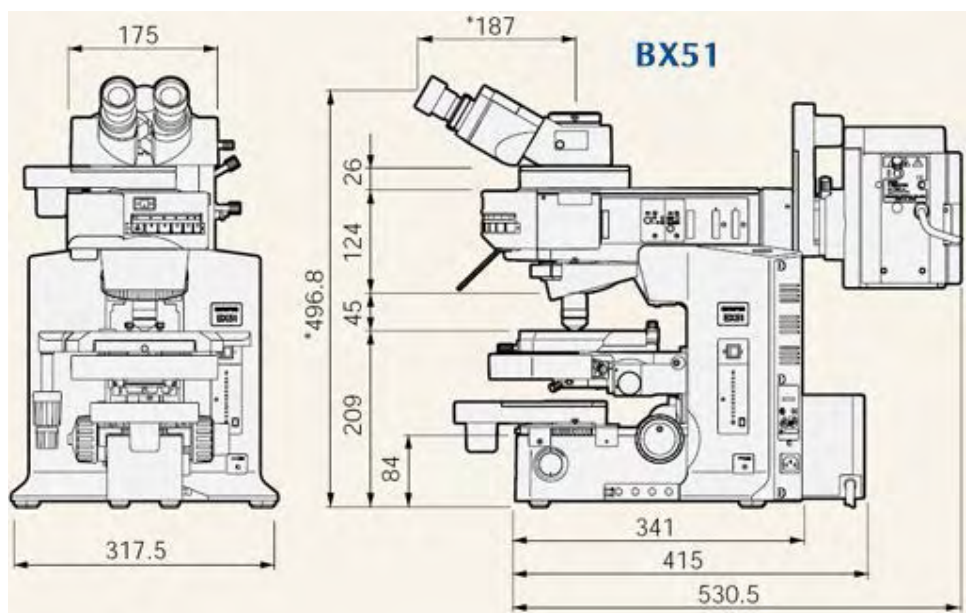


Figura 07 – Estrutura interna do Microscópio Óptico

[<http://www.olympus.com.br/produtos.aspx> acesso em Outubro de 2010].

2.11 Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) é utilizado para a análise da microestrutura de materiais sólidos, o qual fornece resultados de fácil interpretação, relativamente alta resolução, elevada profundidade e, em alguns casos, possibilita a combinação da análise microestrutural com a microanálise química.

O MEV consiste de uma coluna ótico-eletrônica, unidade de varredura, câmara de amostra, sistema de detectores e sistema de visualização da imagem, ilustrado abaixo.

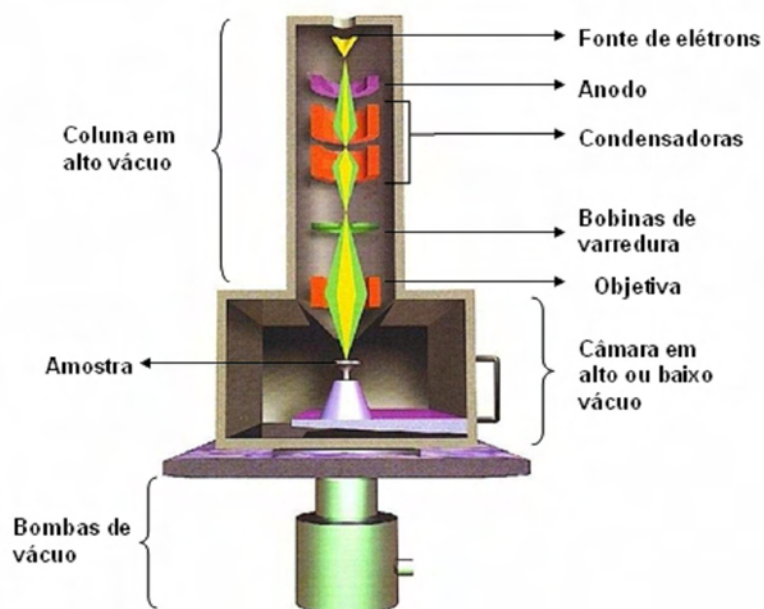


Figura 08 – Componentes da coluna do MEV [<http://fap01.if.usp.br/~lff/mev> Acesso em Outubro de 2010].

Na coluna ótico-eletrônica ficam localizados o canhão de elétrons formado pelo filamento de tungstênio, cilindro de Wehnelt e o ânodo, lentes condensadoras para a redução do diâmetro dos feixes produzidos, bobinas para a deflexão do feixe de elétrons primários e as bobinas que corrigem o astigmatismo. O filamento quando aquecido pela passagem da corrente elétrica, emite elétrons que são repelidos pela polarização negativa da grade catódica e são acelerados para dentro da coluna do microscópio. Após a demagnificação o feixe de elétrons é defletido sobre a amostra nas direções horizontal e vertical por um par de bobinas eletromagnéticas localizadas dentro da lente objetiva. Essas bobinas também são responsáveis pela deflexão de sua imagem no vídeo e pelo aumento da amostra.

O elétron do feixe ao atingir a amostra pode interagir com os átomos elasticamente ou inelasticamente. Essas interações podem resultar em elétrons retroespalhados, elétrons secundários ou em quantum de raios X. A Figura 09 ilustra o resultado da interação do feixe de elétrons com a amostra. [MALISKA, 2005]

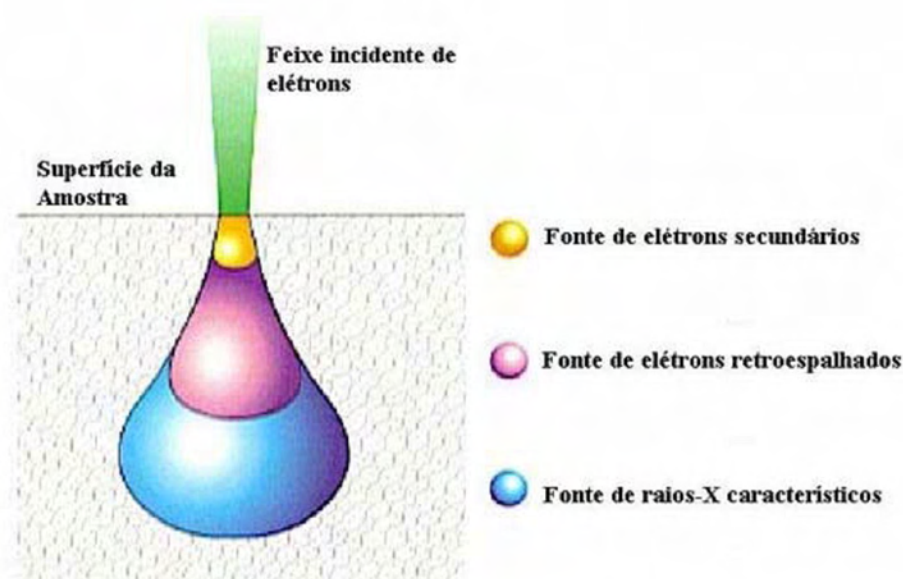


Figura 09 – Interação do feixe de elétrons com amostra [MALISKA, 2005].

Os elétrons retroespalhados são de alta energia e resultam de uma simples colisão elástica da camada mais superficial da amostra. Portanto, se somente os elétrons retroespalhados forem captados, as informações de profundidade contidas na imagem serão inferiores aos da profundidade de penetração do feixe [MALISKA, 2005].

O sinal que fornece a imagem de maior resolução no MEV é a dos elétrons secundários. Esses sinais quando são provenientes de regiões mais superficiais das amostras apresentam melhores resoluções devido à área da seção transversal se aproximar do diâmetro do feixe [MALISKA, 2005]. O detector mais utilizado na microscopia eletrônica de varredura é o do tipo Everhart-Thornley (ET). Ele é constituído pelo cintilador, tubo de luz e fotomultiplicadora e se encontra isolado eletricamente do microscópio. Possui uma grade com potencial de + 300 eV que atraem os elétrons secundários com energia inferior a 50 eV e uma pequena fração de elétrons retroespalhados. Esse sistema permite coletar com eficiência os elétrons secundários provenientes da amostra [MALISKA, 2005].

Todos os elétrons que atingem o detector são acelerados em direção ao cintilador com uma voltagem de + 10 kV aplicada a um filme de alumínio depositado sobre o mesmo. Esse potencial permite que os elétrons tenham energia suficiente para produzir fótons de luz

quando atingirem o cintilador. Esses fótons são conduzidos a uma fotomultiplicadora e transformados em um sinal elétrico. A luz ao atingir a fotomultiplicadora produz uma cascata de elétrons gerando um sinal que é amplificado até 10⁸ vezes com pouco ruído [MALISKA, 2005].

A operação do MEV-FEG (microscópio eletrônico de varredura com canhão com emissão por efeito de campo) se baseia no princípio de emissão de campo, o qual em alto vácuo os elétrons são extraídos de uma fina ponta de tungstênio curvada com um campo aplicado. A voltagem de aceleração para esse injetor é a voltagem entre o cristal de tungstênio e o ânodo secundário.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A figura 10 representa a seqüência de trabalho executada desde o início até a apresentação dessa dissertação.

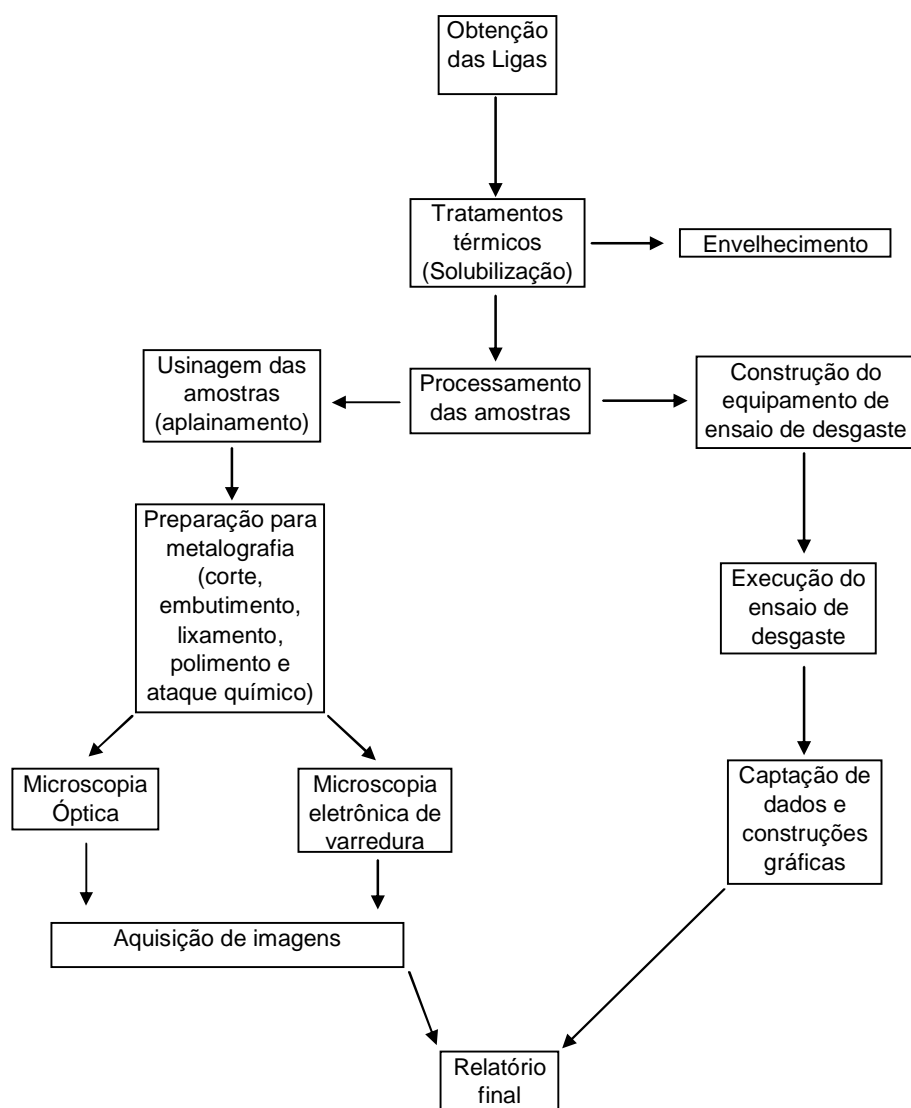


Figura 10 – Fluxograma da seqüência de trabalho.

O material utilizado foi obtido através da gentileza da empresa METSO (localizada em Sorocaba - SP), nas respectivas composições de acordo com a tabela abaixo.

Tabela 01 – Relação entre as referências das amostras com suas respectivas composições.

Liga	Carbono	Manganês	Silício	Fósforo	Enxofre	Cromo	Molibdênio	Titânio
XT 520	1,05	12,75	0,60	0,04	0,04	0,50	0,53	
XT 610	1,18	12,60	0,60	0,05	0,04	1,50		
XT 710	1,25	17,75	0,90	0,04	0,04	2,13		
XT 720	1,40	20,50	0,90	0,04	0,04	2,50		0,15

3.1 Tratamentos Térmicos.

De posse das ligas, já em suas respectivas composições, foi feito o corte para a retirada dos corpos de prova e sua preparação para os tratamentos térmicos.

As amostras foram submetidas aos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. A solubilização é o aquecimento em forno do tipo mufla, entre as temperaturas de 1010°C e 1090°C com manutenção de 2 horas e resfriamento em água agitada à temperatura ambiente. Já o envelhecimento é feito na temperatura média de 510°C com manutenção de 3 horas e o resfriamento é feito ao ambiente.

O forno foi pré-aquecido até a temperatura acima especificada, e esta controlada durante todo o processo, e posteriormente eram inseridas as amostras.

3.2 Usinagem das amostras

Visando o encruamento do material, as amostras foram submetidas à usinagem. Utilizou-se a plaina marca ESZTERGOM (fabricação Húngara) marca GH5601 M da oficina mecânica da Unesp de Bauru e ferramenta de corte da marca SANDVIK código SNMA 1204124015 A321. No processo utilizou-se 25 GPM (golpes por minuto) e profundidade da usinagem de 0,2 mm/golpe, na retirada de 1 mm de material.

As figuras 11 e 12 representam as ferramentas de corte utilizadas na usinagem das amostras. Essas mesmas figuras ainda evidenciam em quais vértices dessas ferramentas foram usinadas as diversas amostras.

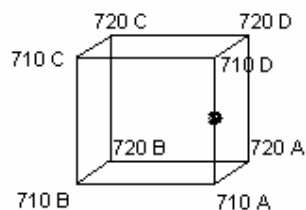


Figura 11 – Disposição das referências usinadas nas arestas da ferramenta de corte.

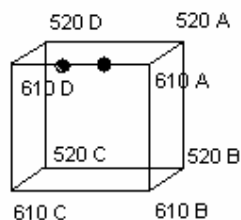


Figura 12 – Disposição das referências usinadas nas arestas da segunda ferramenta de corte.

3.3 Corte, embutimento e preparação para metalografia.

O corte dos corpos de prova foi realizado em uma máquina policorte refrigerada, uma vez que o material apresentou grande dificuldade nesse processo. Nessa etapa, foram retiradas amostras menores de material que posteriormente serviriam para análises em microscopias ópticas e de varredura eletrônica. A figura 13 representa o embutimento feito em resina, onde tomou-se o cuidado de expor a superfície perpendicular à usinada, para que se pudesse analisar a provável região de encruamento.

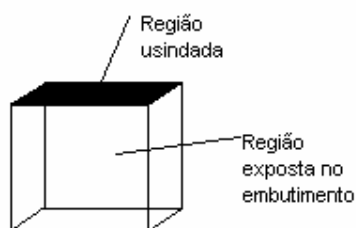


Figura 13 – Visualização no embutimento.

As amostras foram encaminhadas para o lixamento. Neste processo foram utilizadas lixas d'água de granulometria decrescente, iniciando com 80 e a seguir com 120, 220, 320, 400, 500, 600 e 1200. Usou-se água corrente sobre as lixas e na mudança de granulometria, alterou-se em 90° a direção do lixamento em relação à direção anterior. A operação em cada lixa foi feita até o desaparecimento completo dos riscos deixados pela lixa anterior.

O polimento foi feito utilizando uma solução de alumina da marca RESITEC de 1 µm e pano para polimento marca RISITEC modelo COM 200 mm, durante aproximadamente 3 minutos, ou até o desaparecimento completo dos riscos deixados pela lixa 1200. Após o polimento, cada peça foi lavada em água corrente, e tendo sua superfície aspergida com álcool etílico 98% e secada em secador de cabelo comum.

A preparação final para a microscopia foi o ataque da superfície com reagente químico. Utilizou-se nesse processo uma solução de 40 ml de ácido clorídrico (HCl) com 5 g de ácido pícrico sólido dissolvido em 20 ml de água destilada. Cada peça foi mergulhada nesta solução por um tempo aproximado de 20 a 25 segundos e posteriormente lavada em água corrente, e tendo a superfície atacada aspergida com álcool e secada.

3.4 Ensaio de desgaste

Essa etapa do processo exigiu um trabalho a mais, a construção de um sistema que possibilitasse a análise do desgaste, uma vez que não se tinha a disposição um sistema padrão para isso, como o ensaio pino contra disco ou a roda de borracha. Acoplou-se um sistema já existente e criado para outro fim, que consistia em um disco girante, com rotação constante e de velocidade regulável, com um braço proveniente de um motor elétrico de limpador de parabrisa traseiro de automóvel, adquirido em loja de peças usadas.

Nesse sistema, no disco girante era fixada uma lixa, e na extremidade do braço um sistema que acoplava, a amostra a ser analisada pressionada contra a lixa girante na parte inferior desse braço, com uma quantidade de carga colocada na parte superior desse braço. O sistema colocado em funcionamento, consiste na lixa rotacionando contra a amostra, enquanto esta é posta a se movimentar transladando-se sobre as diversas regiões dessa lixa que já estava em movimento, através do movimento do braço eletromecânico.

O disco apresentava giro com frequência de 50 rpm, tendo raio de 10,6 cm. O braço utilizado no movimento das amostras apresentava raio de 8 cm e período de translação de 2 s.

O movimento como um todo é variado, tendo a cada instante um raio diferente do anterior, entretanto as extremidades do movimento do braço estão em pontos da periferia da lixa, e a velocidade nesses pontos é, de acordo com os dados acima mencionados, 33,3 m/min, e que pode ser adotada como uma boa aproximação para a velocidade média do movimento das amostras nesse ensaio.

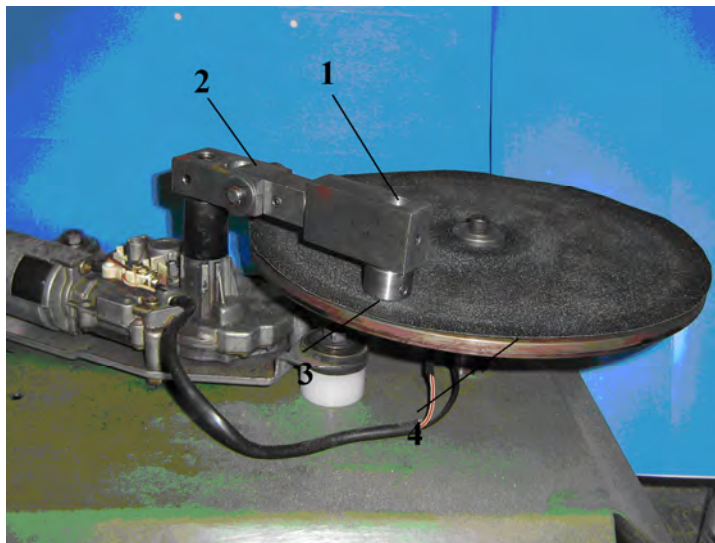


Figura 14 – Foto do equipamento de ensaio de desgaste (1 – Ponto de encaixe do suporte para carga; 2 – Braço giratório; 3 – Ponto de fixação dos corpos de prova; 4 – Disco giratório sob lixa de granulometria 80 mesh).

O ensaio foi realizado utilizando três corpos de prova de cada uma das quatro composições do aço manganês austenítico e mais dois tipos de aços de composições diferentes daquela do material que estava sendo analisado, o aço ABNT 4340 e aço ABNT 8640. Esse procedimento foi adotado, pois como o ensaio não é padronizado, foi necessário fazer as análises do material em questão com relação a outro material conhecido, para que se pudesse ter uma referência. Os corpos de prova foram cortados em forma de cilindros com 10 mm de diâmetro e altura.

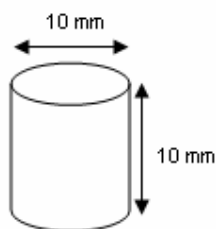


Figura 15 – Representação dos corpos de prova.

Os dois corpos de prova iniciais de cada referência foram utilizados para especificação dos parâmetros do ensaio, como escolha da melhor granulometria de lixa a ser utilizada, bem como a determinação da carga (quantidade de massa) a ser utilizada no processo.

Com os parâmetros definidos, o processo experimental foi feito utilizando-se em cada corpo de prova lixa de granulometria 80 e carga de 450 g, sendo 50 g proveniente do suporte de carga e mais 400 g de carga sobre o suporte, através da utilização de anilhas com massa padronizada conforme a figura 16. Foi medida a massa inicial de cada amostra e depois de iniciado o processo a massa de cada amostra foi novamente medida a cada 4 minutos de desgaste num total de 16 minutos de ensaio para cada amostra, obtendo 4 medidas de massa no processo, além da medida inicial.



Figura 16 – Anilhas de carga utilizadas no ensaio de desgaste (1 – 250 g; 2 – 300 g; 3 – 100 g; 4 – 150 g).

3.5 Microscopia Óptica.

Uma das análises dos corpos de prova usinados, foi através do microscópio óptico da marca OLYMPUS modelo BX51TRF T5 SN 8E23090, do laboratório de matérias da Unesp de Bauru. O procedimento é simples e consiste na análise da região encruada, das peças anteriormente preparadas e atacadas na com reagente químico. A superfície de interesse é facilmente visualizada nas através do microscópio. Nesse processo utilizou-se uma ampliação de 100 vezes para cada amostra, e a aquisição das imagens foi feita através de um sistema do próprio aparelho, obtendo-se registros de toda a região encruada. A região exposta no embutimento tinha o formato retangular e na aresta onde estava a região encruada foi feita a vizualização de uma extremidade à outra em relação a esse diâmetro. Também foi observada a superfície da amostra de maneira geral, com o intuito de verificar possíveis discrepâncias nas microestruturas do material, obtendo-se de forma geral em torno de 70 visualizações.



Figura 17 – Microscópio Óptico (Laboratório de materiais Unesp Bauru).

3.6 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Na ausência desse tipo de equipamento na unidade da UNESP em Bauru, o processo foi realizado no Instituto de Química de Araraquara (UNESP), que possui um Microscópio Eletrônico de Varredura do tipo MEV/FEG; que apresenta procedimento semelhante ao MEV tradicional, entretanto com maior capacidade de aumento e resolução final das imagens. As amostras das quatro composições foram preparadas seguindo o mesmo procedimento

utilizado para visualização no microscópio óptico, sendo lixadas, polidas e atacadas com reagente químico. Foram introduzidas quatro amostras duas de cada referência em cada análise, e a visualização foi feita utilizando-se aumento de 100 vezes com tensão de 2 kV, sendo que no interesse de pontos salientes, foi possível aumentos de até 65.000 vezes. Além da medida da profundidade da camada encruada em cada referência de cada amostra, sendo varrida toda a superfície dessa região, foi também verificada a composição de pontos protuberantes e regiões erosivas da superfície do material. Todos os resultados foram adquiridos e armazenados para análise posterior.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir serão apresentados os resultados do ensaio de desgaste, microscopia óptica e de varredura eletrônica, assim como a discussão desses resultados.

4.1 Ensaio de desgaste

De acordo com o procedimento descrito na seção 3.4, obteve-se uma relação da perda de massa em função do tempo de trabalho. para amostras do material estudado e mais duas composições de aços conhecidos, os aços ABNT 4340 e ABNT 8640. Esses últimos aços, como descrito anteriormente, foram utilizados como padrão comparativo entre as amostras para o material em estudo. Esses resultados são mostrados a seguir.

4.1.1 Aço ABNT 4340

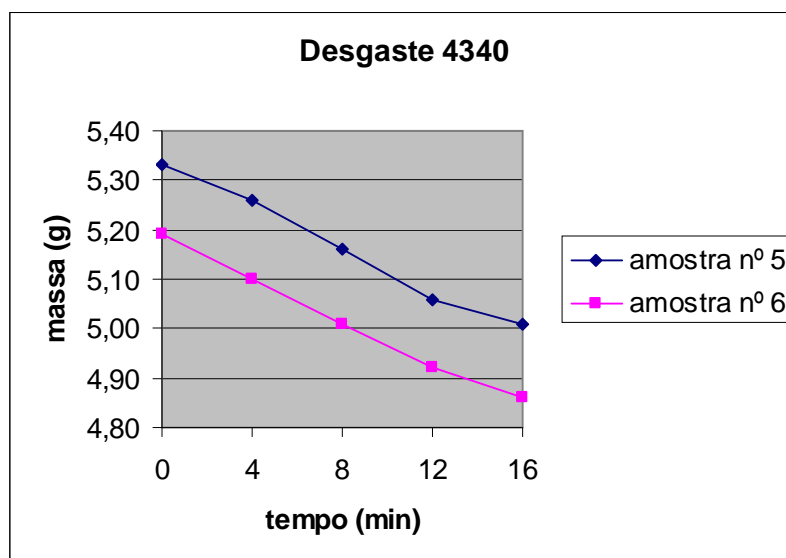
Os dados das tabelas 02 e 03 são referentes ao ensaio de desgaste do aço ABNT 4340, assim como as figuras de 18 á 20.

Tabela 02 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço ABNT 4340 amostra nº 5.

Ensaio de desgaste Aço ABNT 4340 Amostra nº 5			
Tempo(min)	Massa(g)	Perda de massa(mg)	Taxa de desgaste (mg/4 min)
0	5,33	0,0	0,0
4	5,26	70,0	70,0
8	5,16	170,0	100,0
12	5,06	270,0	100,0
16	5,01	320,0	50,0
			Média: 80,0
Taxa de desgaste: 20,0 mg/min			

Tabela 03 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço ABNT 4340 amostra nº 6.

Ensaio de desgaste Aço 4340 Amostra nº 6			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	5,19	0,0	0,0
4	5,10	90,0	90,0
8	5,01	180,0	90,0
12	4,92	270,0	90,0
16	4,86	330,0	60,0
			Média: 82,5
Taxa de desgaste: 20,6 mg/min			

**Figura 18** – Gráfico de desgaste. Aço ABNT 4340.

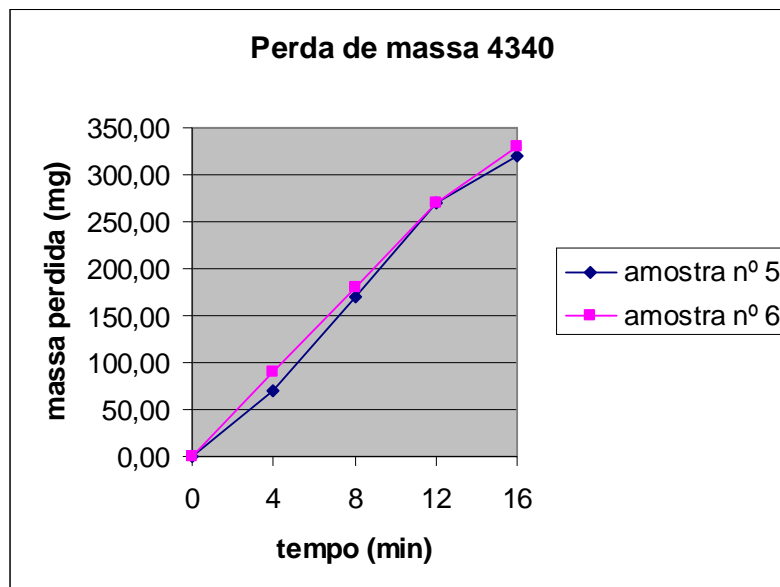


Figura 19 – Gráfico de perda de massa. Aço ABNT 4340.

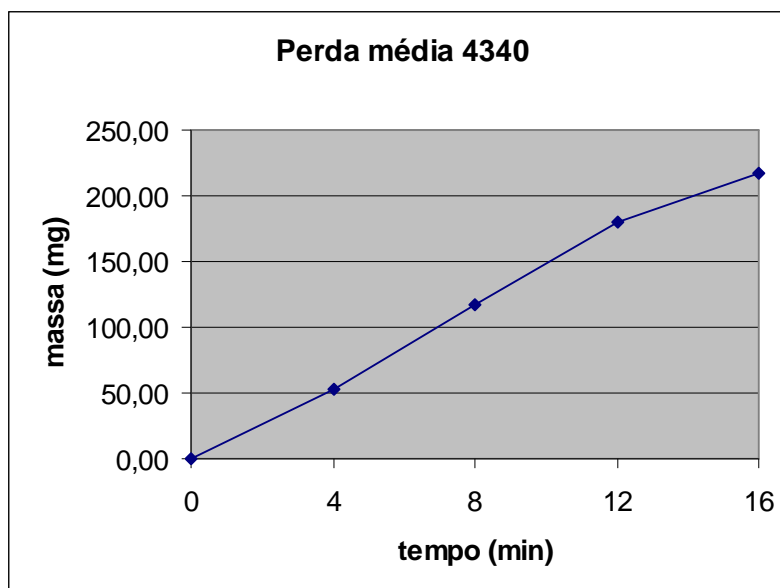


Figura 20 – Média da Perda de massa. Aço ABNT 4340.

4.1.2 Aço ABNT 8640

Os dados das tabelas 04 e 05 são referentes ao ensaio de desgaste do aço 8640, assim como as figuras de 21 á 23.

Tabela 04 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço ABNT 8640 amostra nº 1.

Ensaio de desgaste Aço 8640 Amostra nº 1			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	7,03	0,0	0,0
4	6,93	100,0	100,0
8	6,83	200,0	100,0
12	6,73	300,0	100,0
16	6,65	380,0	80,0
			Média: 95,0
Taxa de desgaste: 23,8 mg/min			

Tabela 05 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço ABNT 8640 amostra nº 2.

Ensaio de desgaste Aço 8640 Amostra nº 2			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	6,91	0,0	0,0
4	6,77	140,0	140,0
8	6,65	260,0	120,0
12	6,55	360,0	100,0
16	6,43	480,0	120,0
			Média: 120,0
Taxa de desgaste: 30,0 mg/min			

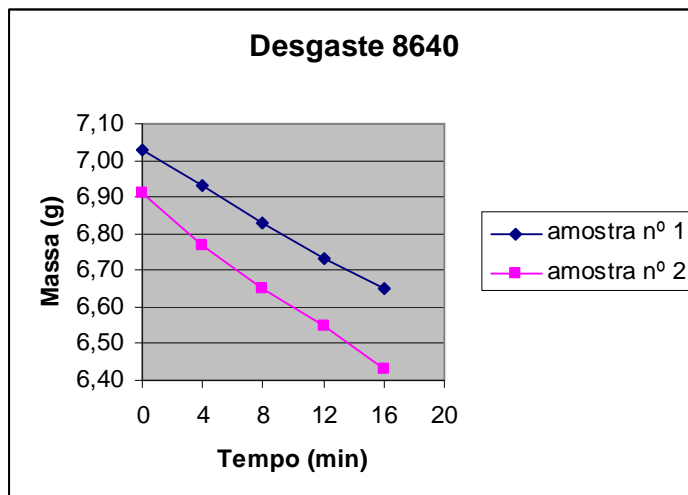


Figura 21 – Gráfico de desgaste. Aço ABNT 8640.

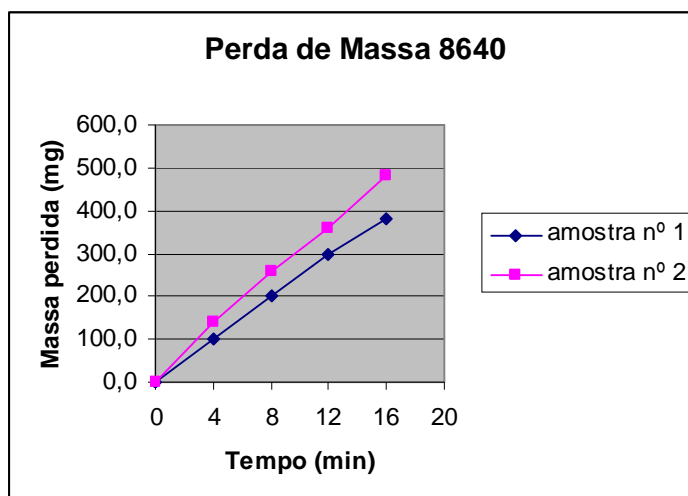


Figura 22 – Gráfico da perda de massa. Aço ABNT 8640.

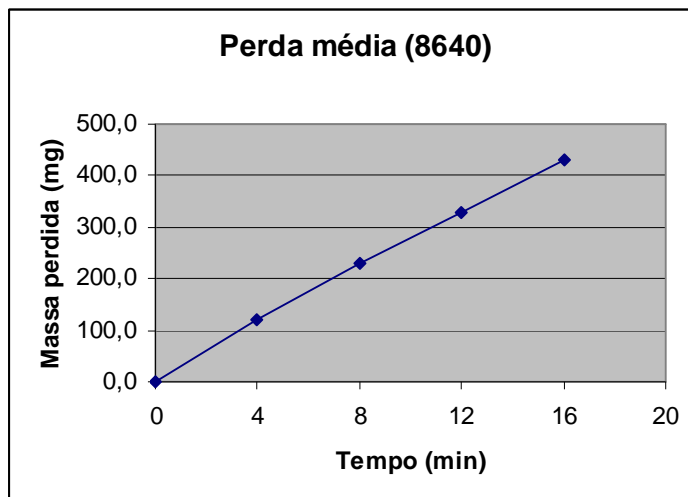


Figura 23 – Média da perda de massa. Aço ABNT 8640.

4.1.3 Aço Hadfield 520

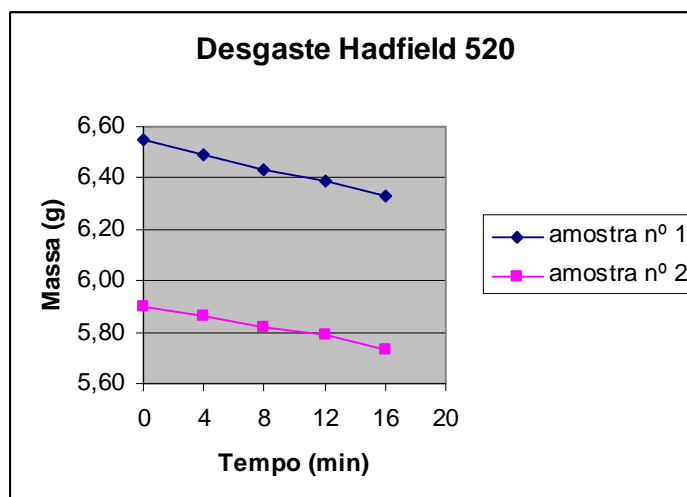
Os dados das tabelas 06 e 07 são referentes ao ensaio de desgaste do aço Hadfield 520, assim como as figuras de 24 á 26.

Tabela 06 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço Hadfield 520 amostra nº 1.

Ensaio de desgaste Aço Hadfield 520 Amostra nº 1			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	6,55	0,0	0,0
4	6,49	60,0	60,0
8	6,43	120,0	60,0
12	6,39	160,0	40,0
16	6,33	190,0	30,0
			Média: 47,5
Taxa de desgaste: 11,9 mg/min			

Tabela 07 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço Hadfield 520 amostra nº 2.

Ensaio de desgaste Aço Hadfield 520 Amostra nº 2			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	5,90	0,0	0,0
4	5,86	40,0	40,0
8	5,82	80,0	40,0
12	5,79	110,0	30,0
16	5,73	170,0	60,0
			Média: 42,5
Taxa de desgaste: 10,6 mg/min			

**Figura 24** – Gráfico de desgaste. Aço Hadfield 520.

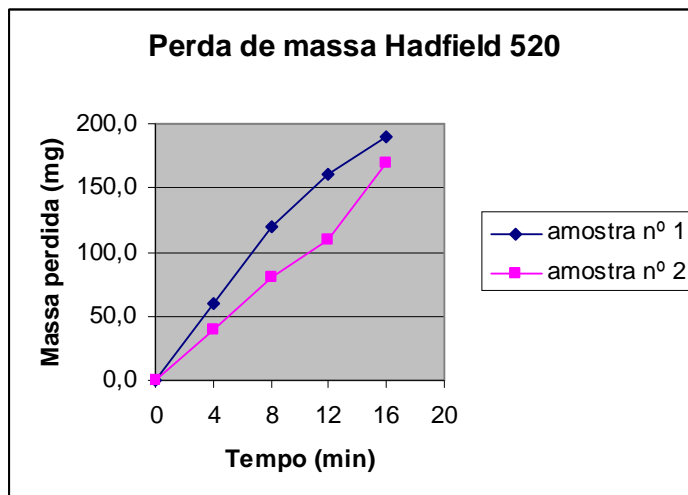


Figura 25 – Gráfico da perda de massa. Aço Hadfield 520.

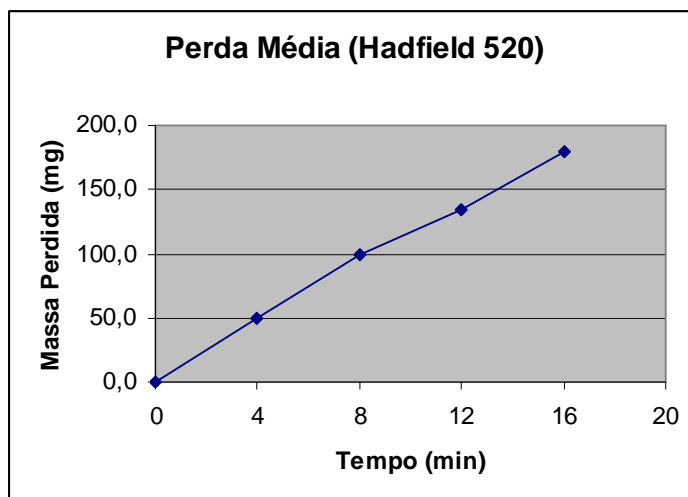


Figura 26 – Média da perda de massa. Aço Hadfield 520.

4.1.4 Aço Hadfield 610

Os dados das tabelas 08 e 09 são referentes ao ensaio de desgaste do aço Hadfield 610, assim como as figuras de 27 á 29.

Tabela 08 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço Hadfield 610 amostra nº 1.

Ensaio de desgaste Aço Hadfield 610 Amostra nº 1			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	7,17	0,0	0,0
4	7,13	40,0	40,0
8	7,06	110,0	70,0
12	7,02	150,0	40,0
16	6,97	200,0	50,0
			Média: 50,0
Taxa de desgaste: 12,5 mg/min			

Tabela 09 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço Hadfield 610 amostra nº 2.

Ensaio de desgaste Aço Hadfield 610 Amostra nº 2			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	5,57	0,0	0,0
4	5,49	80,0	80,0
8	5,45	120,0	40,0
12	5,42	160,0	40,0
16	5,37	210,0	50,0
			Média: 52,5
Taxa de desgaste: 13,1 mg/min			

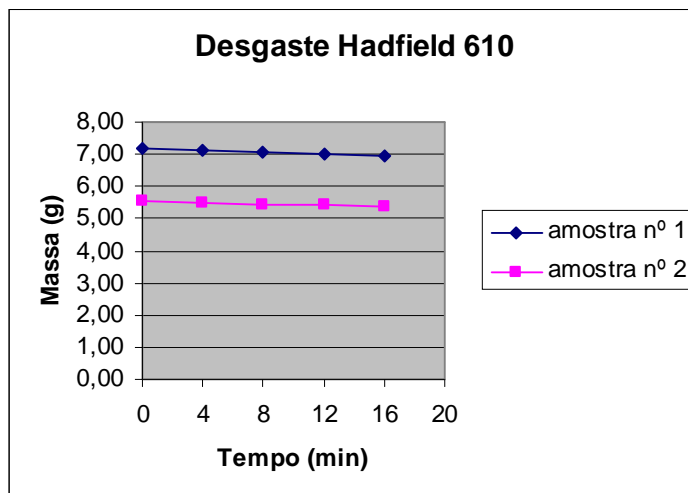


Figura 27 – Gráfico de despesa. Aço Hadfield 610.

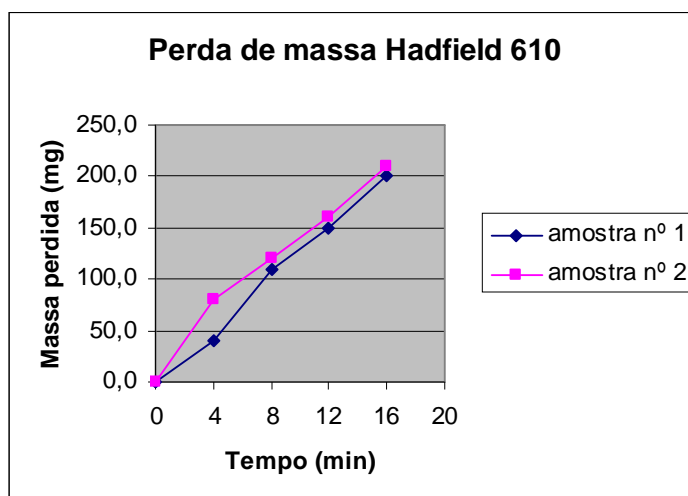


Figura 28 – Gráfico da perda de massa. Aço Hadfield 610.

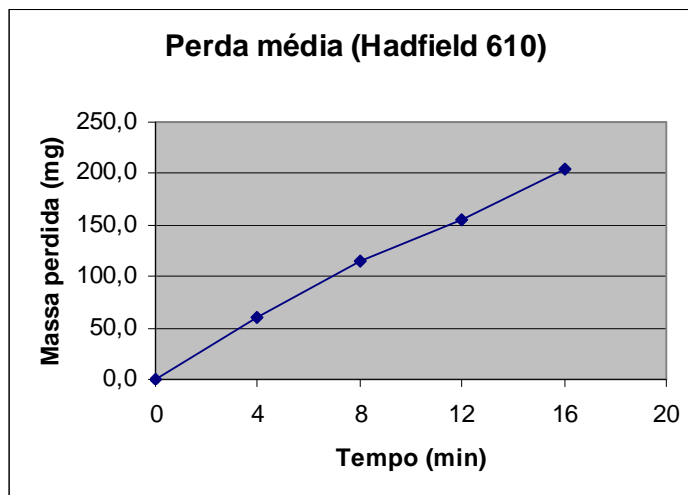


Figura 29 – Média da perda de massa. Aço Hadfield 610.

4.1.5 Aço Hadfield 710

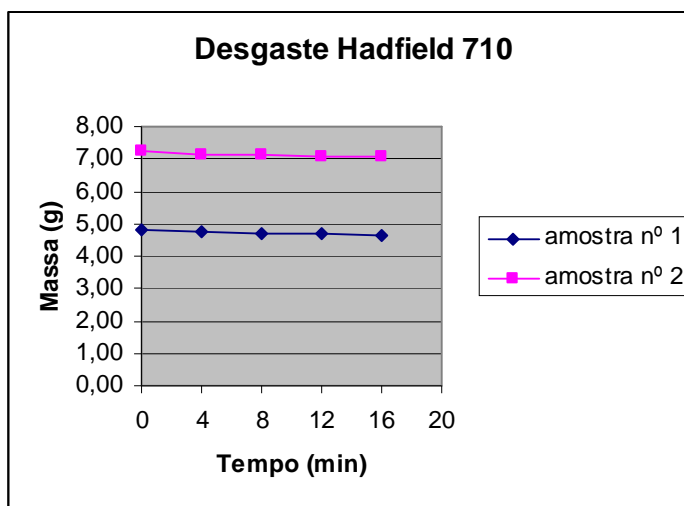
Os dados das tabelas 10 e 11 são referentes ao ensaio de desgaste do aço Hadfield 710, assim como as figuras de 30 á 32.

Tabela 10 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço Hadfield 710 amostra nº 1.

Ensaio de desgaste Aço Hadfield 710 Amostra nº 1			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	4,80	0,0	0,0
4	4,75	50,0	50,0
8	4,72	80,0	30,0
12	4,68	120,0	40,0
16	4,62	180,0	60,0
			Média: 45,0
Taxa de desgaste: 11,3 mg/min			

Tabela 11 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço Hadfield 710 amostra nº 2.

Ensaio de desgaste Aço Hadfield 710 Amostra nº 2			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	7,23	0,0	0,0
4	7,15	80,0	80,0
8	7,12	110,0	30,0
12	7,08	150,0	40,0
16	7,05	180,0	30,0
			Média: 45,0
Taxa de desgaste: 11,3 mg/min			

**Figura 30** – Gráfico de desgaste. Aço Hadfield 710.

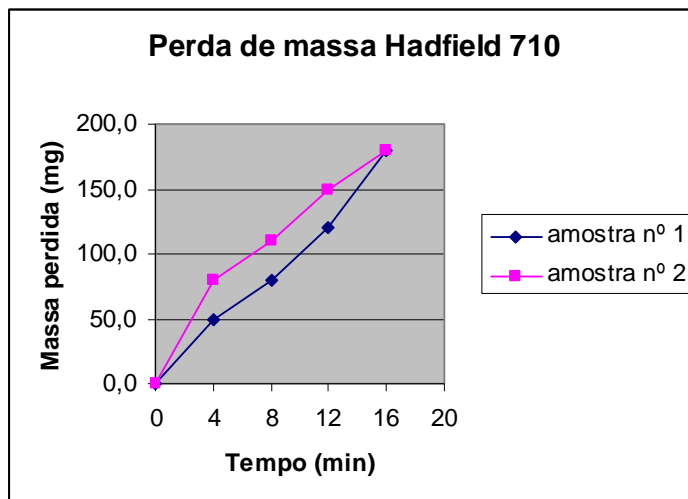


Figura 31 – Gráfico da perda de massa. Aço Hadfield 710.

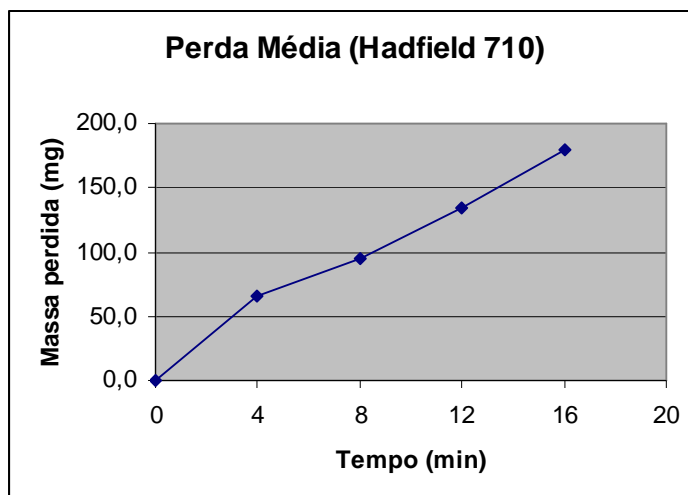


Figura 32 – Média da perda de massa. Aço Hadfield 710.

4.1.6 Aço Hadfield 720

Os dados das tabelas 12 e 13 são referentes ao ensaio de desgaste do aço Hadfield 720, assim como as figuras de 33 á 35.

Tabela 12 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço Hadfield 720 amostra nº 1.

Ensaio de desgaste Aço Hadfield 720 Amostra nº 1			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	6,61	0,0	0,0
4	6,57	40,0	40,0
8	6,53	80,0	40,0
12	6,50	110,0	30,0
16	6,45	160,0	50,0
			Média: 40,0
Taxa de desgaste: 10,0 mg/min			

Tabela 13 – Dados sobre o ensaio de desgaste. Aço Hadfield 720 amostra nº 2.

Ensaio de desgaste Aço Hadfield 720 Amostra nº 2			
Tempo (min)	Massa(g)	Perda de massa (mg)	Taxa de desgaste (mg/4min)
0	6,13	0,0	0,0
4	6,07	60,0	60,0
8	6,04	90,0	30,0
12	6,02	110,0	20,0
16	5,98	150,0	40,0
			Média: 37,5
Taxa de desgaste: 9,4 mg/min			

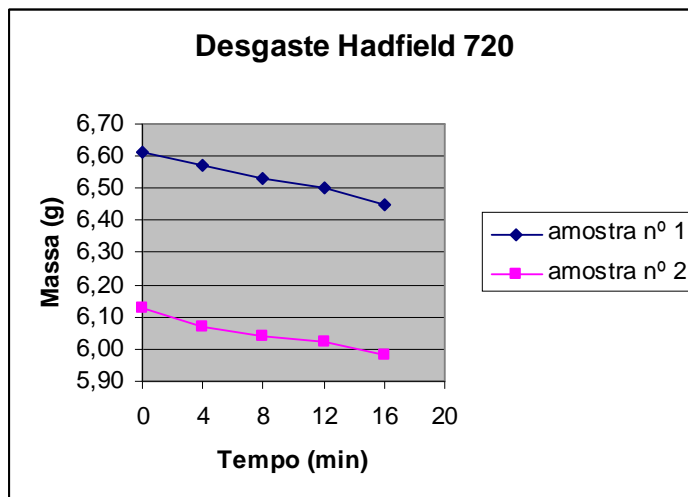


Figura 33 – Gráfico de despesa. Aço Hadfield 720.

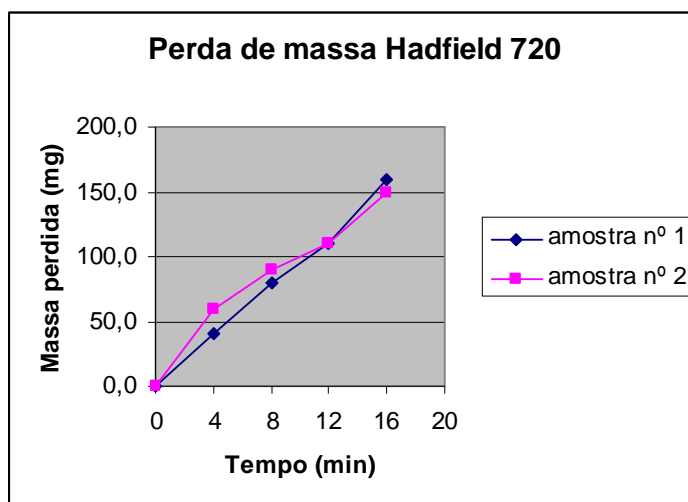


Figura 34 – Gráfico da perda de massa. Aço Hadfield 720.

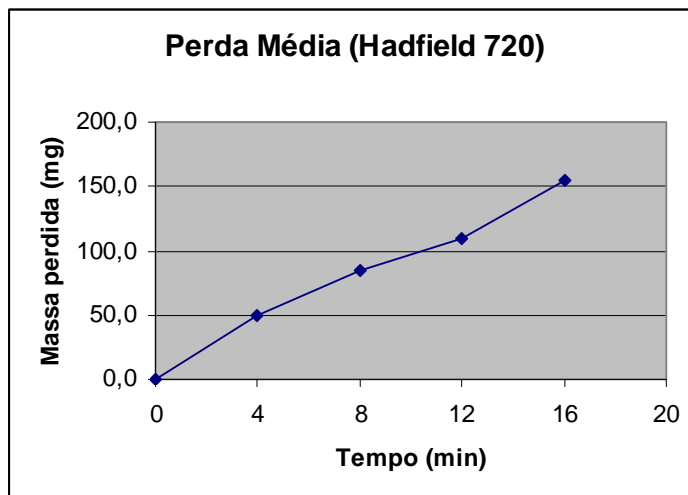


Figura 35 – Média da perda de massa. Aço Hadfield 720.

4.1.7 Comparativo entre todas as amostras ensaiadas

A figura 36 e a tabela 14 são os resultados do ensaio de desgaste de todas as amostras ensaiadas.

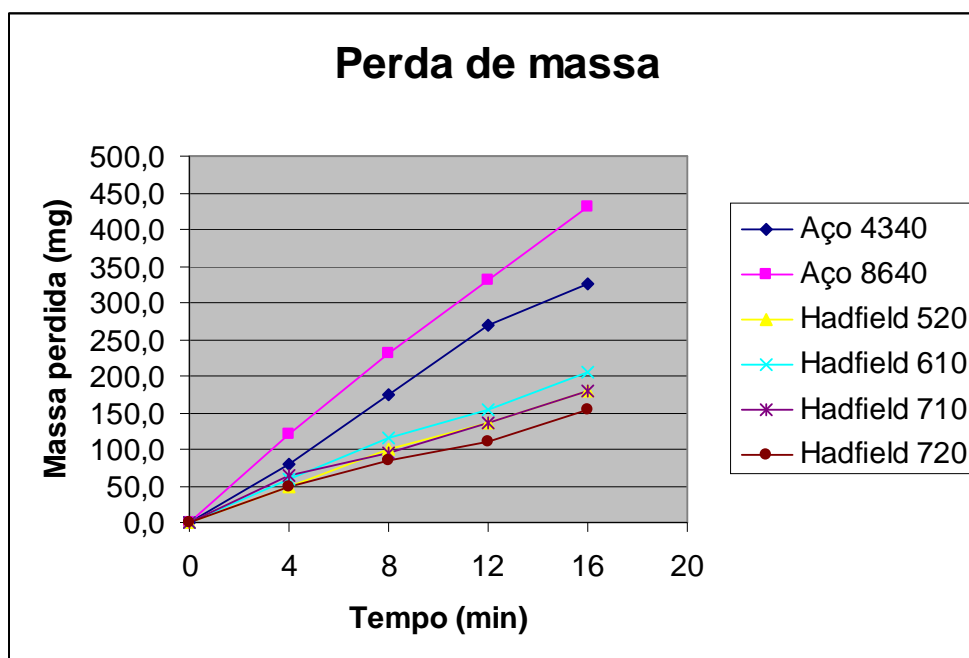


Figura 36 – Comparativo da perda média de massa para cada composição.

Tabela 14 – Comparativo entre taxas médias de perda de massa para cada composição.

Taxa média de desgaste	
Referência	Taxa (mg/min)
Aço 4340	18,3
Aço 8640	26,9
Hadfield 520	11,3
Hadfield 610	12,8
Hadfield 710	11,3
Hadfield 720	9,7

Através da análise dos gráficos obtidos através do ensaio de desgaste, pode-se verificar que as quatro composições do aço Hadfield e as duas composições comparativas, aço 4340 e 8640, apresentaram convergência nos resultados, destacando a eficácia do método utilizado, apesar deste não ser um ensaio padronizado.

A figura 36 e a tabela 14, mostram de forma geral os resultados obtidos no ensaio de desgaste. A análise gráfica, expõe um comportamento bastante diferenciado entre os aços Hadfield e os de referência (4340 e 8640), como era esperado. As amostras do aço Hadfield de forma geral apresentaram uma curva de desgaste bem menos acentuada do que a dos aços de referência, uma vez que o aço Hadfield, apresenta propriedade de encruamento a frio e isso converge com o que se espera. Ainda na análise gráfica, é fácil notar que as quatro referências do material trabalhado apresentaram comportamento muito próximo com relação ao desgaste abrasivo, entretanto já é visível que a referência 720, destaca-se das demais, apresentando-se como a mais resistente ao desgaste abrasivo.

Analisando a tabela 14, que foi construída utilizando-se a média de desgaste de cada amostra ensaiada, verifica-se que a taxa de desgaste das referências ensaiadas é realmente muito próxima, entretanto pode-se destacar que o material Hadfield 610, apresentou a maior taxa de desgaste, sendo o menos resistente, enquanto que a referência Hadfield 720 apresenta a maior. As referências 520 e 710 apresentaram (através da taxa média) desgastes muito próximos, que na aproximação dos resultados apresentaram valores iguais. Os resultados obtidos eram parcialmente esperados, uma vez que durante a preparação das amostras a serem ensaiadas, era notória a dificuldade em efetuar o corte e a usinagem da referência 720 em relação às demais. Espera-se que esse comportamento seja função de sua composição. A referência 720, apresenta 0,15 % de Titânio em sua composição, o que pode ter contribuído para a formação de carbonetos que possivelmente tenham tornado o aço mais resistente ao

desgaste e a tração. Além disso, essa composição também apresenta a mais alta porcentagem de manganês em relação às demais, o que pode ter influência nesse comportamento, através da estabilização da austenita. Todavia, espera-se que essa influência seja pequena, pois teores acima de 14% não apresentam alterações significativas em relação aos demais.

Através da análise da figura 36, que compara todas as amostras estudadas com relação à perda de massa, nota-se facilmente a grande capacidade de endurecimento dos aços Hadfield em relação aos demais. Esse comportamento era inicialmente esperado, pois a literatura existente sobre o material, assim como outros trabalhos da área, já destacaram tal característica. Esse estudo, apenas reforça esse aspecto. Utilizando-se da mesma figura, pode-se agora fazer uma análise entre as composições estudadas. Vê-se das quatro referências, duas apresentaram comportamento muito próximo, 520 e 710, enquanto que 720 e 610 ocuparam os extremos, sendo a mais resistente ao desgaste e a menos resistente, respectivamente.

Dos corpos de prova que demonstraram comportamentos muito próximos, a referência 520 apresenta Molibdênio em sua composição, o que justificar seu baixo encruamento, uma vez que esse elemento pode aumentar a tenacidade e a resistência à fratura, como também para valores próximos de 1%, pode aumentar a susceptibilidade à fusão incipiente. A referência 710, cujo comportamento é semelhante à anterior, apresenta alta taxa de manganês, em torno de 18 %, o que pode ter aumentado o limite de resistência e ductilidade. De certa forma, ou o molibdênio, ou o alto teor de manganês, mesmo não tornando o aço o mais resistente ao desgaste, contribuíram para que ele apresentasse diferença no encruamento, pois a referência 610, que atingiu a maior taxa de desgaste, apresenta composição sem adição significativa de elementos de liga que poderiam influenciar nesse comportamento, o que leva a conclusão, de que a adição dos elementos de liga citados anteriormente, molibdênio e manganês, aumentam a capacidade de resistência ao desgaste, ou encruamento a frio, mas no entanto não otimizam essa capacidade ao máximo.

Já o aço que apresentou a maior resistência ao desgaste, a referência 720, apresenta em sua composição o titânio, que pode reduzir o carbono na austenita, formando carbonetos estáveis, que justificam seu comportamento, tanto na resistência ao desgaste, como no refino dos grãos, que pode ser observado nas figuras de 43 a 46.

4.2 Microscopia Óptica

Assim como descrito anteriormente, a microscopia óptica foi realizada utilizando-se aumento de 100 vezes em cada amostra. As fotografias das regiões a seguir, foram selecionadas visando-se a representação do que se vê em quase a totalidade da superfície da amostra.

4.2.1 Aço Hadfield 520

A figura 37 representa a microscopia óptica do aço Hadfield 520 em quatro diferentes regiões da mesma amostra.

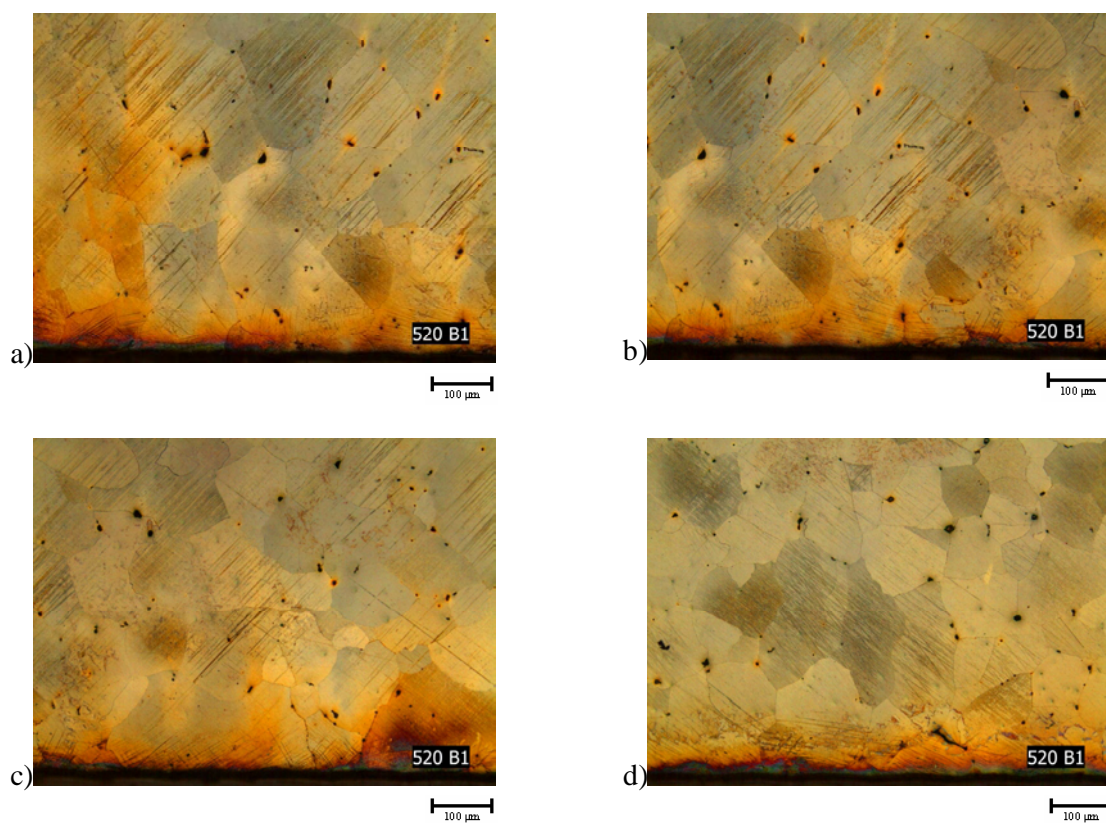


Figura 37 – Microscopia óptica. Aço Hadfield 520 (Aumento de 100 vezes).

Através da figura 34, pode-se observar que esta composição não apresenta uma homogeneidade com relação ao tamanho dos grãos, pois utilizando apenas o recurso visual e a escala da figura, verifica-se facilmente que alguns grãos são bem maiores do que outros, muito próximos.

4.2.2 Aço Hadfield 610

A figura 38 representa a microscopia óptica do aço Hadfield 610 em quatro diferentes regiões da mesma amostra.

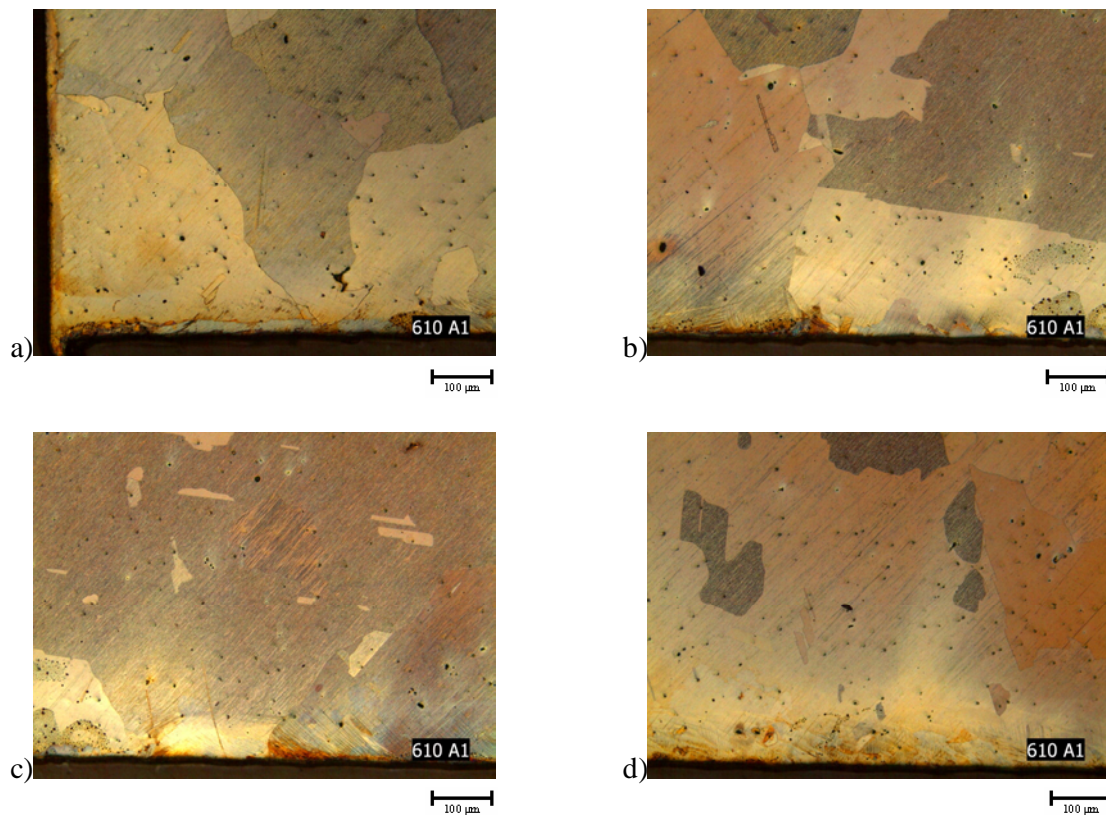


Figura 38 – Microscopia óptica. Aço Hadfield 610 (Aumento de 100 vezes).

Através da análise da figura 38, verifica-se um tamanho razoavelmente grande dos grãos que compõem este material. Também é possível verificar uma textura diferenciada na figura 38 d, na região inferior.

4.2.3 Aço Hadfield 710

A figura 39 representa a microscopia óptica do aço Hadfield 710 em quatro diferentes regiões da mesma amostra.

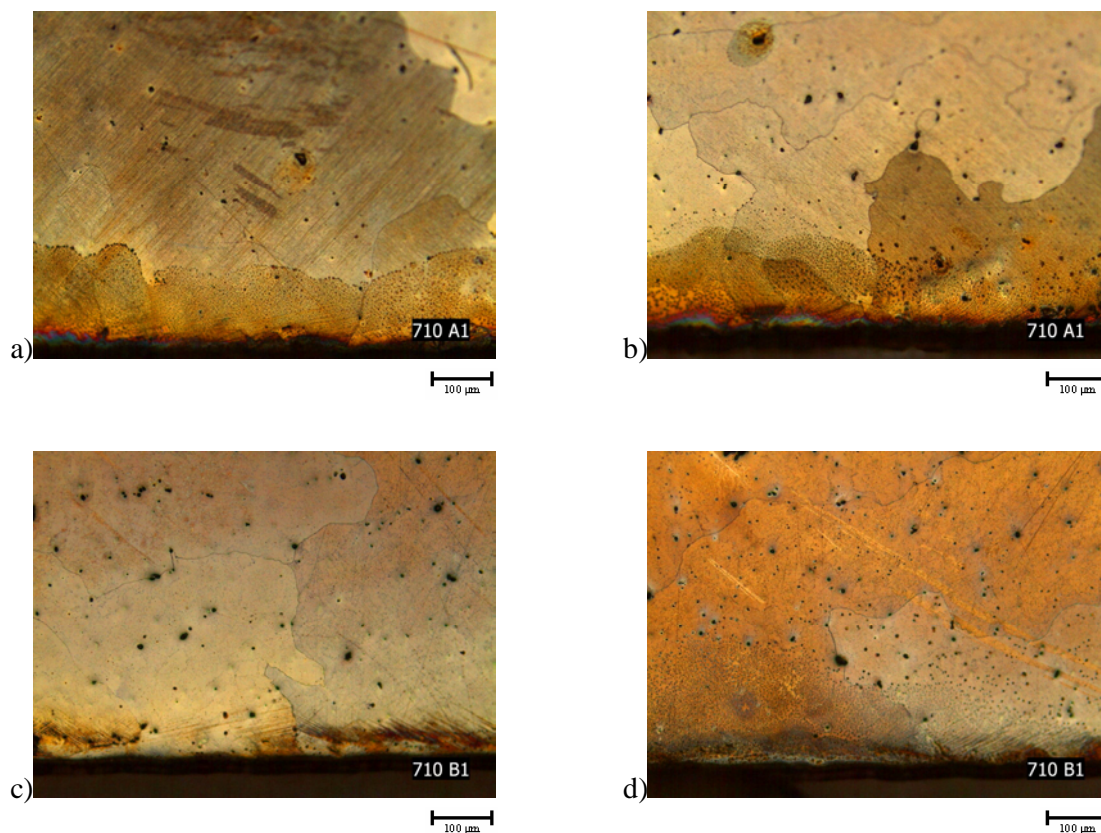


Figura 39 – Microscopia óptica. Aço Hadfield 710 (Aumento de 100 vezes).

Na análise da figura 39 é possível verificar um tamanho de grão razoavelmente grande, e até próximo em relação à referência anterior. Também verifica-se na figura 39 c) e d) na região inferior uma textura diferenciada em relação ao restante do material.

4.2.4 Aço Hadfield 720

A figura 40 representa a microscopia óptica do aço Hadfield 720 em quatro diferentes regiões da mesma amostra.

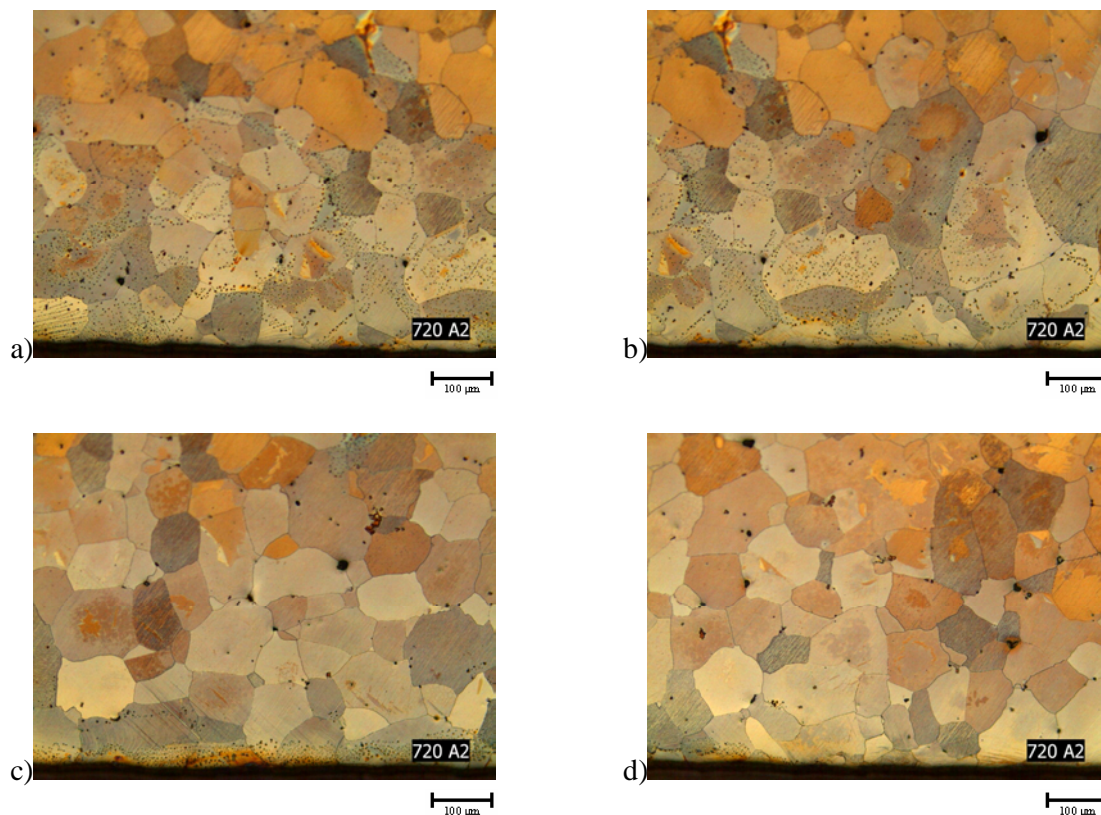


Figura 40 – Microscopia óptica. Aço Hadfield 720 (Aumento de 100 vezes).

Ao analisar-se a figura 40, verifica-se uma homogeneidade com relação ao tamanho de grão que compõe o material. Estes também apresentam-se com tamanho menor se comparado com as figuras 39 e 38 e aparentemente próximos se comparados com os grãos da figura 37.

4.2.5 Discussão dos resultados da microscopia óptica

A visualização das figuras de 37 a 40 evidencia o formato generalizado das superfícies das quatro composições em questão. Uma primeira informação que pode ser obtida dessas imagens, é em relação ao tamanho de grão de cada referência. Verifica-se que dentre as

amostras em questão, as referências 610 e 710 apresentam os maiores tamanhos de grãos, seguidas pela 520 que apresenta tamanho de grão menor que as duas anteriores, entretanto essa diferença não é tão acentuada. Por fim a referência 720, destaca-se apresentando tamanho de grão bastante reduzido em relação às demais. Comparando-a com as demais, esta apresenta certa homogeneidade em tamanho e formato dos grãos, de acordo com a figura 40. Sabe-se que o tamanho de grão influencia nas propriedades mecânicas do material. Pois grãos adjacentes geralmente possuem diferentes orientações cristalográficas e um contorno de grão em comum e, durante a deformação plástica, o escorregamento ou o deslocamento de discordâncias devem ocorrer neste contorno, de um grão A para outro B. O contorno de grão funciona como uma barreira a estes deslocamentos, por duas razões:

- Como os dois grãos possuem diferentes orientações cristalográficas, a discordância, ao passar do grão A para o B, precisa alterar sua direção de deslocamento, o que se torna mais difícil a medida que as desorientações aumentam;
- A disordem atômica nos contornos de grão resultam na discontinuidade dos planos de escorregamento entre um grão e outro.

Assim, um material com grãos mais finos possui maior dureza e resistência mecânica do que um material com grãos grosseiros, pois os primeiros possuem maior número de contornos de grão. Sendo assim pode-se concluir que o aço Hadfield 720, apresenta maior dureza superficial em relação às quatro composições analisadas, sendo seguido pelo 520, cujos tamanhos de grãos apresentam-se significativamente maiores. As composições cujas referências são 710 e 610 apresentam tamanhos de grãos muito próximos entre si, sendo difícil estabelecer uma relação entre eles, utilizando como único parâmetro de análise, o recurso visual.

A conclusão acima descrita, converge com os resultados obtidos pelo procedimento experimental dos ensaios de desgaste desse material, que apresentaram também a referência 720 com a menor taxa de desgaste em relação às demais. As outras referências (520, 610 e 710) apresentaram valores médios de desgaste, muito próximos.

4.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As figura de 41 à 44, foram obtidas através do microscópio eletrônico de varredura, utilizando-se aumento de 100 vezes e com 2 kV de tensão. Utilizando-se o próprio aparelho, fez-se também, medida da largura média da camada encruada do metal.

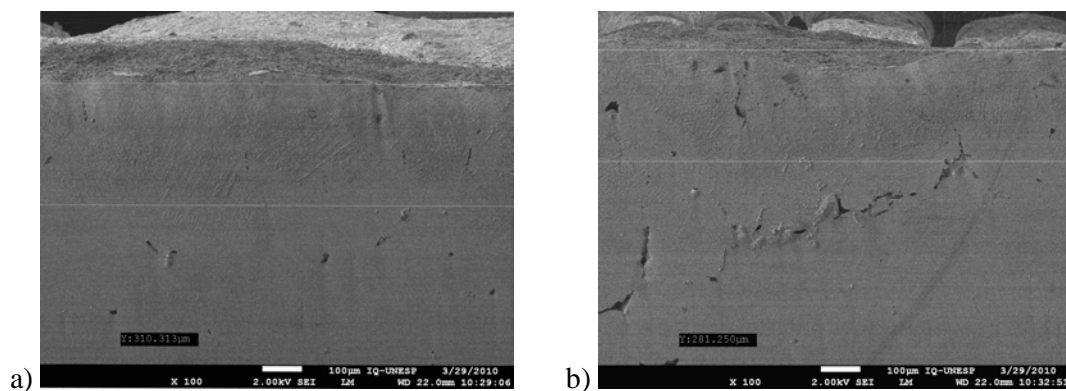


Figura 41 – Aço Hadfield 520 ((a) e (b) MEV de duas regiões diferentes da mesma composição).

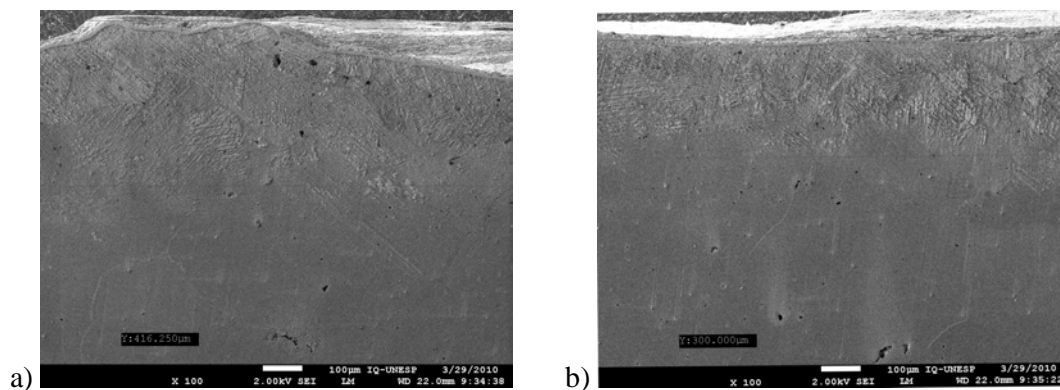


Figura 42 – Aço Hadfield 610 ((a) e (b) MEV de duas regiões diferentes da mesma composição).

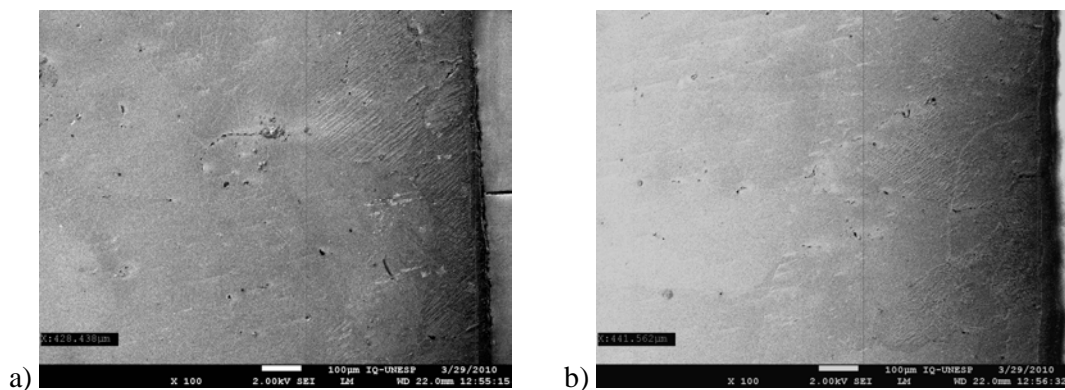


Figura 43 – Aço Hadfield 710 ((a) e (b) MEV de duas regiões diferentes da mesma composição).

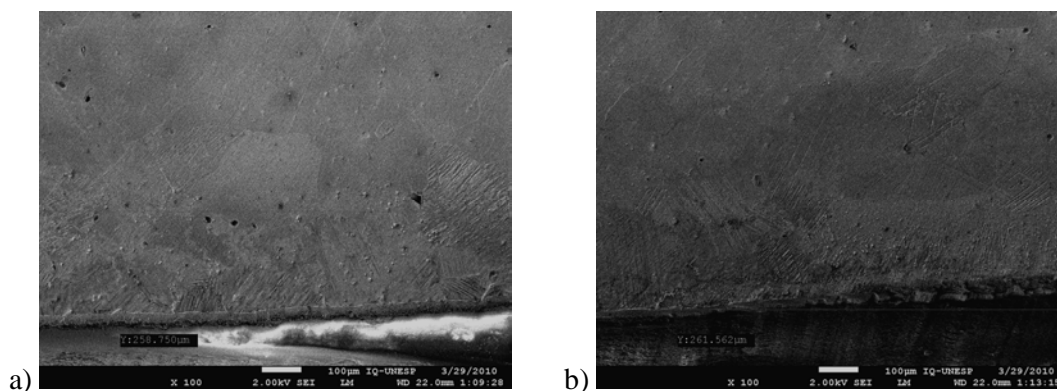


Figura 44 – Aço Hadfield 720 ((a) e (b) MEV de duas regiões diferentes da mesma composição).

Através da análise da figura 41, nota-se na região superior uma textura sutilmente diferente do restante. Através do microscópio óptico, mediu-se a largura dessa região.

Ao observar a figura 42, pode-se notar uma textura diferenciada do restante do material, na extremidade superior, mais evidente do que na imagem anterior, e assim como foi feito anteriormente, nessa região também mediu-se sua largura.

Na figura 43, essa textura aparece na lateral direita das imagens. Isto se deve à disposição das amostras no interior do microscópio eletrônico. E as linhas verticais demonstram a partir da borda da extremidade direita da imagem, o limite da medida da região de textura.

Na figura 44, a região com textura diferenciada aparece no inferior da imagem. Apesar das linhas de medida não estarem tão evidentes, esta camada também foi medida em todas as imagens.

Como essa mesma textura é encontrada em todas as imagens, com a utilização do microscópio eletrônico de varredura foi possível fazer uma medida da largura dessa camada em cada imagem, obtendo-se assim uma média da profundidade da camada encruada de cada material analisado. A tabela 15 mostra estes valores.

Tabela 15 – Média da profundidade da camada encruada.

Aço Hadfield	520	610	710	720
Profundidade Média (μm)	334,5	328,8	379,3	268,1

A análise da tabela 15 com os resultados da medida média da camada encruada abaixo da superfície, obtido através das imagens do microscópio, mostra a referência 710 apresentando maior valor, seguida pela 520, 610 com valores muito próximos e em último a 720, com menor profundidade de camada encruada. Esses resultados convergem de certa forma com os obtidos em outras fases do processo. Pode-se observar que o material que apresentou maior resistência ao desgaste (aço Hadfield 720) tinha menor tamanho de grão e a menor profundidade média de camada encruada. Esse fato entretanto era esperado uma vez que esse material apresenta titânio em sua composição, e esse elemento tem a tendência de formar carbonetos muitos estáveis e de elevada dureza, o que pode ter contribuído significativamente no travamento dos planos e linhas de deslizamento, impedindo um maior encruamento dessa composição. Vê-se que a diferença entre as demais composições, através da tabela 19, é pouco significativa e deixa em aberto às conclusões.

Um fator de grande importância, é a forma como foram definidas as regiões consideradas como de encruamento. Isso foi feito levando-se em conta uma camada praticamente linear, que foi identificada através de uma discrepância dessa região em relação ao restante da superfície do material. Essa camada não é homogênea e muito menos bem definida quanto aos seus extremos. Em diversas imagens, chegou-se até a obter-se uma medida da profundidade máxima dessa camada, levando-se em consideração muitos picos dessas regiões que por sua vez podem ter sido gerados não pelo processo de usinagem, mas

por alguma fase de preparação do material , como corte ou lixamento entre outros. Essa medidas logo foram descartadas por se tratarem de áreas isoladas e não da maior parte da superfície em questão. Utilizando-se o mesmo conceito, também desprezou-se as regiões em que essa camada apresentava mínimos não lineares e muito distoantes das demais, trabalhando-se então na tentativa da análise de um comportamento predominante em toda a superfície da amostra, e foi esse comportamento apresentado nas imagens de 41 à 44. Enfim pode-se afirmar que o resultado obtido aproxima-se dos resultados do ensaio de desgaste e das conclusões obtidas pela análise da microscopia óptica.

5. CONCLUSÕES

As análises dos resultados dos ensaios realizados permitem concluir que:

- Das quatro composições estudadas, 520, 610, 710 e 720, a referência 720 (contendo titânio e alto teor de cromo) foi a que apresentou maior resistência ao desgaste, sendo seguida por 710 (com alto teor de cromo) e 520 (com menor quantidade de cromo e inclusão do molibdênio) que apresentaram taxas de desgaste idênticas, e por fim a referência 610 (contendo teor de cromo intermediário). Essa última foi a que apresentou menor resistência ao desgaste mostrando ineficiência do cromo neste quesito se comparado com as demais.
- A microscopia óptica mostrou a grande influência da composição no tamanho dos grãos. A liga 720 apresentou o menor tamanho de grão, demonstrando a eficiência do titânio como elemento de liga formador de carboneto, estrutura que trava o deslizamento. Enquanto que a liga 520 apresentou um tamanho do grão intermediário evidenciando a ação do molibdênio neste quesito, mas não efetivo em relação ao desgaste. As ligas 610 e 710 apresentaram tamanho de grão muito próximo, bem maiores que as ligas anteriores, demonstrando que o cromo influenciou positivamente neste quesito, o que não é muito positivo.
- A liga 720 apresentou menor profundidade de camada encruada demonstrando que o titânio como elemento de liga dificultou a deformação.
- O método pino sobre disco utilizado para a realização do ensaio de desgaste, mostrou-se efetivo pois convergiu com o esperado pela literatura.
- Os elementos de liga titânio e molibdênio foram efetivos na formação de carbonetos redutores da deformação e promotores de resistência ao desgaste.
- O manganês utilizado foi efetivo para aumentar a camada deformada, com ação contrabalanceada com o carbono como elemento disponível para a formação de carbonetos com os demais elementos de liga.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Os resultados apresentados neste trabalho abrem espaço para novas pesquisas interessantes:

- Avaliar a influência da porcentagem de um único elemento de liga na resistência ao desgaste.
- Verificar a influência do tipo de usinagem no encruamento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ASM Handbook Metallography and Microstructures, v. 15, p. 701-708, 2004.
- AVERY, H.S. Austenitic Manganese Steel, American Brakeshoe Company, 1949, condensed version in Metals Handbook, American Society for Metals, p. 526-534, 1948
- AVERY, H.S.; CHAPIN, H.J. Austenitic Manganese Steel Welding Electrodes. Weld. J., v. 33, p. 459, 1954.
- AVERY, H.S. Austenitic Manganese Steel, Metals Handbook, v. 1, 8.ed., American Society Metals, 1961.
- AVERY, H.S. Work Hardening in Relatio to Abrasion Resistance, in Proceedings of the Symposium on Materials for the Mining Industry. Published by Clímax Molybdenum Company, p. 43, 1974.
- BAIN, E.C.; DAVENPORT, E.S.; WARING, W.S.N. The Equilibrium Diagramo f Iron-Manganese-Carbon Alloys of Commercial Purity. AIME Transactions, v. 100, p. 228, 1932.
- BEECH, J.; SCRICHAN, P. Influence of Casting Parameters on the As-Cast Structure of Hadfield's Steel. Br. Foundryman, v. 78, n. 9, p. 453-458, 1985.
- BELLON, J.C.; MEI, P.R.; KESTENBACH, H.J. Efeito das condições de tratamento termomecânico nas propriedades de um aço baixo carbono microligado ao nióbio, titânio e boro. Metalurgia e materiais – ABM, v. 48, n. 412, p. 742-747, 1992.
- BRYGGMAN, U.; HOGMARK, S.; VINGSBO, O. Abrasive Wear Studied in a Modified Impact Testing Machine. Wear of Materials, p. 292, 1979.
- CALLISTER, W. D. J. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 5.ed. São Paulo: LTC, 2002. p.251, 2002.

- CHIPMANN, J. Basic open hearth steelmaking – AIME. 3. ed., p. 648, 1964.
- DASTUR, Y.N.; LESLIE, W.C. Mechanism of Work Hardening in Hadfield Management Steel. Metallurgical and Materials Transactions, v. 12, p. 749, 1981.
- Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina. Prof^a. Ana Maria Maliska. Microscópio eletrônico de Varredura. Disponível em: http://www.materiais.ufsc.br/lcm/web-MEV/MEV_Apostila.pdf. Acesso em 09 de outubro de 2010
- Departamento de Física Aplicada da Universidade de São Paulo. Laboratório de filmes finos. Disponível em: <http://fap01.if.usp.br/~lff/mev> Acesso em 09 de outubro de 2010.
- DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica. 2. ed. Rio de Janeiro, LTC: 1981, p. 92 – 120, 1981.
- Faculdade de Engenharia da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul. Corpo Docente. Disponível em: <http://www.em.pucrs.br/~valega/plaina.doc>. Acesso em setembro de 2009.
- HUNG, C.Y. et al. Three-Dimensional Observations of Proeutectoid Cementite Precipitates at Short Isothermal Transformation Times. Acta Materialia, v. 50, p. 3781-3788, 2002.
- HUTCHINSON, B.; RIDLEY, N. On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel. Scripta Materialia, p. 299 – 302, 2006.
- JIANG, W.H. et al. In-situ formation of TiC/Hadfield steel composites. Journal of Materials Science Letters, p. 1527 – 1529, 1998.
- KARAMAN, I. et al. Modeling the Deformation Behavior of Hadfield Steel Single and Polycrystals Due to Twinning and Slip. Acta Materialia, v. 48, p. 2031-2047, 2000.
- KARAMAN, I. et al. Extrinsic stacking faults and twinning in Hadfield Manganese Steel single crystals. Scripta Materialia, p. 337 – 343, 2001.

- KUYUCAK, S.; ZAVADIL, R. On the Heat-Treatment of Hadfield's Austenitic Manganese Steels. Microstructure vs. Impact Toughness Relationship, AFS Transactions, n. 02, p. 116, 2002.

- KUYUKAK, S.; ZAVADIL, R.; OUELLET, G. On the Heat-Treatment of Hadfield's Austenitic Manganese Steels. Casting Soundness and Microporosity in Large Wedgeblock Castings, AFS Transactions, n. 03, p.134, 2003.

- NORMANN, T.W.; LOEB, C. M. Wear tests on grinding balls. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 176, p. 490 – 526, 1948.

- Olympus América Imaging. Produtos. Área Médica. Disponível em: <http://www.olympus.com.br/produtos.aspx>. Acesso em 09 de outubro de 2010

- RÉMY, L. The Interaction between Slip and Twinning Systems, and the Influence of Twinning on the Mechanical Behavior of fcc Metals and Alloys. Metallurgical and Materials Transactions, v. 12, p. 387, 1981.

- SMITH, R.W.; DEMONTE, A.; MACKAY, W.B.F. Development of high-manganese steels for heavy duty cast-to-shape applications. Journal of Materials Processing Technology, p. 589 – 595, 2004.

- TCCHIPTSCHIN, A. P.; SINÁTORA, A. Comportamento em desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo revenidos contendo vanádio. Anais do 45º congresso anual da ABM. 1990. Rio de Janeiro – RJ. p. 19 – 31.

- YAN, W. et al. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield Steel. Materials Science and Engineering, p. 542 – 549, 2007.

- ZHANG, G.S.; XING, J.D.; GAO, Y.M. Impact wear resistance of WC/Hadfield steel composite and its interfacial characteristics. Wear, p. 728 – 734, 2006.