

Carlos Cesar Correia Aranha Júnior



Avaliação da resistência ao
desgaste em chapa SAE 1045
soldada com eletrodo duro E6-UM-60R
empregada como chapa de desgaste
no revestimento de silo de

2019


Pascal
Editora

bauxita

CARLOS CESAR CORREIA ARANHA JÚNIOR

***AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE
EM CHAPA SAE 1045 SOLDADA COM ELETRODO
DURO E6-UM-60R EMPREGADA COMO CHAPA
DE DESGASTE NO REVESTIMENTO DE SILO DE
BAUXITA***

Editora Pascal

2019

2019 - Copyright© da Editora Pascal

Editor Chefe: Prof. Dr. Patrício Moreira de Araújo Filho

Edição e Diagramação: Prof. M.Sc. Eduardo Mendonça Pinheiro

Edição de Arte: Marcos Clyver dos Santos Oliveira

Revisão: O autor

Conselho Editorial

Prof. Dr. Raimundo Luna Neres

Prof. Dr. Raimundo J. Barbosa

Prof. Dr. William de Jesus Ericeira Mochel Filho

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

A945res

Aranha Júnior, Carlos Cesar Correia

Avaliação da resistência ao desgaste em chapa SAE 1045 soldada com eletrodo duro E6-UM-60R empregada como chapa de desgaste no revestimento de silo de bauxita / Carlos Cesar Correia Aranha Júnior. 1ª ed. — São Luís: Editora Pascal, 2019.

80 f. ; il.

Formato: PDF

Modo de acesso: World Wide Web

ISBN: 978-65-80751-05-1

D.O.I.: 10.29327/54679

1. Engenharia Mecânica. 2. Solda. 3. Bauxita. 4. Análise. 5. Corrosão. I. II. Título.

CDD: 620.1
398.356

Qualquer parte deste livro poderá ser reproduzida ou transmitida, sejam quais forem os meios empregados: eletrônicos, mecânicos, fotográficos, gravação ou quaisquer outros, desde que seja citado o autor.

2019

www.editorapascal.com.br

contato@editorapascal.com.br

AGRADECIMENTOS

A “Deus, (...) que por meio do seu poder, que age em nós pode realizar mais do que pedimos ou imaginamos (...).” (Efésios 3, 20 – 21).

A minha mãe, Neide Maria Passos Aranha, pelo sacrifício de sua juventude, na esperança de que eu tivesse um futuro mais digno.

Ao meu pai (em memória e em meu coração), Carlos César Correia Aranha, pelo exemplo de vida e incentivo a mim dedicado.

Ao meu amor, Daniele Costa Penha, por todo incentivo, apoio, dedicação, paciência, carinho, amor e cumplicidade.

Aos meus irmãos, Alcidesmar Passos Aranha e Clicia Cibele Passos Aranha, por todo apoio, incentivo e companheirismo.

Ao orientador Prof. Dr. Kleber Mendes Figueiredo, por toda dedicação, responsabilidade e o compromisso a este trabalho.

Aos professores Dr. Gedeon Silva Reis. Dr. Valdemar Silva Leal, Dr. Antonio Maia de Oliveira e. Dr. Valtair Antonio Ferraresi, em especial, pela ajuda e orientação para que os trabalhos e estudos continuassem de forma correta e ininterrupta.

À empresa MONTISOL, em especial, pelos materiais concedidos e pelo serviço de caldeiraria no corte das chapas para confecção dos corpos de prova.

Aos amigos Nirral Moraes de Abreu técnico de fundição, Rubens Vargas Frota e Theonas de Sousa Quiroz inspetores de solda, pela colaboração e ajuda na realização deste trabalho.

SUMÁRIO

RESUMO

ABSTRACT

1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	3
2.1 Setor de Produção de Alumínio.....	3
2.2 Equipamento de Coleta e Distribuição de Bauxita – Silo de Bauxita	4
2.3 Aço SAE J403 1045.....	5
2.4 Soldabilidade dos Aços	7
2.4.1 Soldabilidade e ocorrências operacionais na solda de revestimento..	10
2.5 Processo de Soldagem Eletrodo Revestido	11
2.5.1 Eletrodo revestido E7018 e E6-UM-60R	13
2.6 Vantagens e Desvantagens do Processo de Soldagem Eletrodo Revestido.	14
3 TRATAMENTOS TÉRMICOS NA REGIÃO DA SOLDA.....	15
3.1 Pré-aquecimento	15
3.2 Pós-aquecimento.....	17
4 MICROESTRUTURAS	18
4.1 Classificações de Microconstituintes.....	18
4.2 Controles da Formação da Microestrutura	21

4.2.1 Microestrutura de solidificação	21
4.2.2 Ciclo de resfriamento da solda	22
4.2.3 Composição química do metal de solda.....	23
4.2.4 Tamanho de grão da austenita anterior	24
5 DUREZA.....	26
5.1 Dureza e Microdureza Vickers	27
6 DESGASTE.....	28
6.1 Conceito de Desgaste	28
6.2 Avaliação de Desgaste	31
6.3 Abrasômetro Roda de Borracha (“Rubber Wheel Testing”).....	32
7 MATERIAIS E MÉTODOS	34
7.1 Corpos de Prova.....	34
7.2 Usinagem, Soldagem e Preparação para Micrografias.....	35
7.2.1 Primeiro método de soldagem.....	38
7.2.2 Segundo método de soldagem.....	39
7.2.3 Terceiro método de soldagem	40
7.2.4 Quarto método de soldagem	41
7.2.5 Quinto método de soldagem	42
7.2.6 Corpo de prova para ensaio de desgaste	43
7.3 Retirada e Usinagem dos Corpos de Prova	43

7.4 Macrografias.....	44
7.5 Ensaios de Dureza e Microdureza Vickers.....	44
7.6 Ensaios de Desgaste com Roda de Borracha.....	46
7.7 Ensaios MEV e EDS.....	46
7.8 Ensaios Metalográficos	47
8 RESULTADOS E DISCUSSÕES	48
8.1 Dureza	48
8.2 Desgaste	51
8.3 MEV, Micrografia e EDS.....	55
9 CONCLUSÕES	62
9.1 Quanto aos Métodos de Soldagem.....	62
9.2 Quanto ao Ensaio de Dureza	63
9.3 Quanto aos Ensaios de MEV, Micrografia e EDS	63
10 REFERÊNCIAS.....	64

RESUMO

O processo de soldagem eletrodo revestido é um processo praticamente usado em todo tipo de indústria possuindo grande flexibilidade e versatilidade, sendo largamente utilizado na manutenção de equipamentos, estruturas e em outros tipos de processos de fabricação por ter baixo custo em equipamentos e ser facilmente manuseado, além da capacidade de soldar em todas as posições. Na soldagem do aço SAE 1045, que é de difícil soldabilidade por conter um alto teor de carbono que impede a união desse metal com outro aço de menor, maior ou igual teor de carbono, são utilizados o processo de soldagem eletrodo revestido com a utilização do eletrodo AWS E7018 de 3,25 mm e E6-UM-60R de 3,25 mm com a finalidade de obter peças soldadas com estes materiais para análise. Foram soldadas cinco peças de mesmo tamanho com cinco diferentes métodos de soldagem para obtenção de corpos de prova para os ensaios de roda de borracha, microdureza Vickers e microestrutura. Serão obtidos dados que mostraram os teores de desgaste do metal de base, o aço AWS SAE 1045, e do metal de adição, eletrodo E6-UM-60R, que é o eletrodo para revestimento duro e que pode ser utilizado na soldagem do aço AWS SAE 1045 e que possivelmente possuirá uma resistência ao desgaste igual ou maior que o aço AWS SAE 1045.

ABSTRACT

The coated electrode welding process is a process used in virtually every type of industry has high flexibility and versatility, being widely used for the maintenance of equipment, structures and other types of manufacturing processes by having low cost in equipment and be easily handled, plus the ability to weld in all positions. In welding steel AWS SAE 1045, which is difficult to weld because it contains a high content of carbon that prevents the marriage of steel with another metal of lower, equal or greater carbon content, are used the process of welding electrode coated with the use of E7018 electrode of 3.25 mm and E6-UM-60R electrode of 3.25 mm in order to obtain welded parts using these materials for analysis. They were welded five pieces of same size with five different welding methods for obtaining specimens for testing of rubber wheel, vickers microhardness and microstructure. Will be obtained data showed that the levels of wear of the base metal, steel SAE 1045 AWS, and the filler metal, electrode E6-UM-60R, which is the lead for hard coating and can be used in steel welding AWS SAE 1045 and possibly will have a wear resistance equal to or greater than steel SAE 1045 AWS.

1 INTRODUÇÃO

A soldagem é um processo que visa à união de metais, buscando uma continuidade física e química na região soldada, tendo grande aplicabilidade na fabricação de estruturas, recuperação de equipamentos ou simples deposição de metal em superfícies de peças.

O aço SAE 1045 que será estudado é de difícil soldabilidade por conter um alto teor de carbono, que impede a união desse metal com outro aço de menor, maior ou igual teor de carbono. Uma de suas utilizações na indústria é como chapa de desgaste e quando há a necessidade de soldagem deste metal com outro metal surge à necessidade de se tomar cuidados para que na região soldada não ocorra trincas e nem um desgaste maior da região soldada do que a do metal de base.

Para garantir que o cordão de solda não se desgaste mais rápido do que a chapa, no campo algumas empresas tentam fazer o passe de raiz com o eletrodo E7018 e o enchimento e acabamento com eletrodo duro, resistente ao desgaste. Só que, observa-se que devido a baixa soldabilidade do aço 1045, quando se utiliza esse procedimento ocorrem muitas trincas na região da solda, chegando inclusive a separar as partes soldadas.

Este trabalho visa estudar variações em parâmetros de soldagem buscando mostrar a dificuldade de se utilizar esse procedimento e, em contrapartida, mostrar que o enchimento pode ser feito com eletrodo macio e o acabamento com eletrodo duro, e que o mesmo tem nível de desgaste menor do que a chapa base, e assim poder ocorrer um intervalo de tempo considerável para uma parada do equipamento e recuperação da superfície da solda com eletrodo duro.

Por uma questão de operacionalidade dos ensaios de desgaste do metal de solda foi realizada solda sobre chapa, utilizando a chapa A36, que tem características próximas ao do eletrodo macio.

Como o processo de soldagem com eletrodo revestido é amplamente utilizado em soldagem de campo e possui grande versatilidade, o mesmo foi escolhido.

O eletrodo E7018 foi escolhido devido ser indicado para a soldagem de uma vasta gama de materiais, inclusive o aço 1045. E o eletrodo de revestimento E6-UM-60R foi escolhido devido a suas propriedades mecânicas e ser

um dos eletrodos utilizados no campo para a soldagem do aço 1045.

Este trabalho visa obter um melhor procedimento de soldagem e garantir que a solda do aço SAE 1045 mantenha características de resistência ao desgaste, tenacidade e microestruturais de modo que a região soldada não venha a sofrer um desgaste excessivo, e que seja em menor grau do que o metal de base.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Setor de Produção de Alumínio

O alumínio é produzido comercialmente há cerca de 150 anos e, nesse curto período, sua indústria se expandiu e está presente em seis regiões geográficas - África, América do Norte, América Latina, Ásia, Europa e Oceania. No total, são 46 países que produziram, em 2006, aproximadamente 34 milhões de toneladas de alumínio primário, conforme dados do World Metal Statistics. O Brasil é o sexto maior produtor mundial de alumínio primário, precedido pela China, Rússia, Canadá, Estados Unidos e Austrália (ABAL, 2010).

A demonstração da importância da indústria brasileira do alumínio no cenário mundial está na sua participação no mercado global. O Brasil, além da terceira maior jazida de bauxita do planeta, é o quarto maior produtor de alumina e ocupa a quinta colocação na exportação de alumínio primário/ligas ((ABAL, 2010).

No mercado interno, a maior parte do alumínio e seus produtos são aplicados nos segmentos de embalagens e transportes. Na seqüência, vem os segmentos de eletricidade, construção civil, bens de consumo, máquinas e equipamentos e outros. A produção de semimanufaturados de alumínio no Brasil está concentrada na região sudeste do Brasil. Minas Gerais, São Paulo e Rio de Janeiro abrigam empresas produtoras de chapas, folhas, extrudados e cabos. A indústria também está presente nos estados do Pará, Maranhão, Ceará, Pernambuco, Bahia, Mato Grosso, Paraná, Santa Catarina e Rio Grande do Sul que também possuem unidades de produção (ABAL, 2010).

Há ainda muitos desafios a serem superados. Entre eles uma maior contribuição no desenvolvimento de soluções para a indústria automotiva e de transportes e em opções para o aumento de oferta de energia, bem como da eficiência energética. Também a criação de aplicações para os resíduos de bauxita e a ampliação do alcance das ações para o engajamento das comunidades. Entretanto, ao contribuir para a plena realização dos objetivos propostos pelo IAI (International Aluminum Institute), redução da emissão de poluentes e minimização do consumo energético, entre outros, a indústria do alumínio dá um importante passo para a sustentabilidade (ABAL, 2010).

2.2 Equipamento de Coleta e Distribuição de Bauxita – Silo de Bauxita

Silo metálico é um equipamento utilizado para armazenagem, distribuição e manutenção da qualidade dos produtos onde facilita o enchimento e esvaziamento do equipamento. (KOCK, 2018)

Na indústria de processamento de bauxita, este equipamento serve para estocar e distribuir em correias transportadoras a quantidade exata para o início do processo de extração da alumina. A bauxita segue de um pátio de estocagem, sendo coletada através de um recleime direto para as correias transportadoras, que por sua vez é transportada até o topo deste equipamento, que tem aproximadamente 30 metros de altura e construído com chapas de aço sustentado por uma estrutura feita de vigas e perfis também em aço.

Internamente é revestido com chapas de desgaste fabricadas de aço 1045, que servem para proteger as paredes do silo contra o impacto da bauxita que é lançado diretamente dentro do silo através da correia, não danificando a estrutura do equipamento que são fabricadas com aço 1020 que possui maior ductilidade, e menor resistência ao desgaste do que o aço 1045.

As chapas de desgaste de aço 1045 são montadas de topo umas sobre as outras acompanhando o formato do silo onde servirão, além de proteger o silo, para garantir a durabilidade do equipamento quanto ao desgaste produzido pela queda da bauxita no momento da armazenagem e distribuição para os moinhos de bola que irão triturar a mesma, antes de prosseguir no processo. A Fig. 01 mostra um silo de estocagem de bauxita e a Fig. 02 mostra as chapas de desgaste dentro do silo.



Figura 1 – Silo de estocagem de bauxita – Vista externa.

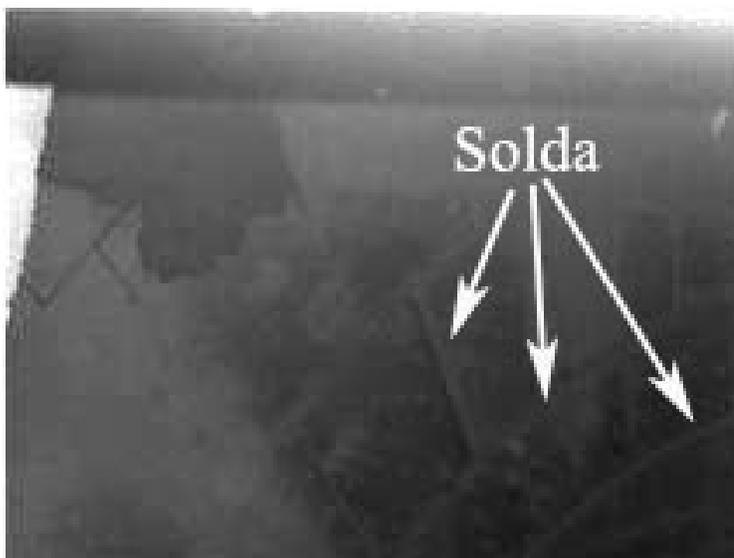


Figura 2 – Silo de estocagem de bauxita – chapa de desgaste interna.

2.3 Aço SAE J403 1045

O aço 1045 utilizado neste trabalho possui boa resistência mecânica, e baixa soldabilidade e usinabilidade. Este aço não apresenta as mesmas características mecânicas e metalúrgicas apresentadas pelos aços especiais, pois em seu processo de fabricação não são controlados o tamanho de grão austenítico, os níveis de gases dissolvidos, o grau de pureza, etc.

As faixas de composições químicas dos aços comerciais são apenas orientadas pela norma NBR 6006 ou pelas normas internacionais tipo SAE, AISI, ou DIN, portanto, não há garantias de que os teores dos elementos químicos principais ou residuais estejam estritamente dentro dos limites especificados por estas normas. Além disso, nos aços comerciais, não são garantidas as faixas de temperabilidade conforme as normas NBR ou SAE.

O aço SAE 1045 é largamente usado nas indústrias locais para revestimento de máquinas, fabricação de componentes mecânicos e peças com alta ocorrência de desgaste, chapa de desgaste para posicionamento e direcionamento de materiais abrasivos e tubulações que transportam materiais com alto poder abrasivo e que requer um material resistente a estes tipos de desgaste.

Na fabricação destes tipos de componentes e que, em determinadas

situações de utilização, são fabricados e modelados na própria indústria, é necessário a união de peças com processos de soldagem onde se torna difícil a confecção de componentes com este material, pois o aço 1045 possui um elevado teor de carbono que dificulta sua soldabilidade, requerendo uma atenção especial nos métodos de coalescência deste material e, dependendo da utilização deste componente, o metal de adição a ser utilizado deve conter as mesmas características do metal soldado de forma a atender a aplicação do componente.

Conforme classificação de Modenesi (2008), os aços de médio carbono estão inclusos nas séries AISI entre C-1030 e C-1050 no qual se encontra o aço SAE 1045 que de acordo com a Tabela 1 é do tipo 2 e a composição é similar a dos aços de baixo carbono, exceto pelo teor de carbono entre 0,3 e 0,5% e o teor de manganês entre 0,6 e 1,65%. São recomendados eletrodos de baixo hidrogênio, em função do maior teor de carbono e de manganês, especialmente para peças de maior espessura. Um pré-aquecimento entre 150 e 260°C é recomendado. Pós-aquecimento é aconselhável para aliviar tensões residuais e reduzir a dureza que pode ser causada por um resfriamento rápido após soldagem. Aços de médio carbono podem ser soldados pelos mesmos processos usados para os aços de baixo carbono desde que os cuidados colocados acima sejam observados (MODENESI, 2008).

A Tabela 1 mostra a classificação dos aços em três grupos de acordo com a soldabilidade e o teor de carbono.

Tabela 1 - Classificação dos aços conforme soldabilidade e teor de carbono (<http://www.estruturasmetalicas/vilabol/>).

Tipo de aço	Classe do aço	Soldabilidade	Pré-aquecimento	Recozimento
1	Aço-carbono C<0,30%	Facilmente soldável	Desnecessário	Desnecessário
	Baixo Teor de liga C < 0,15%	Facilmente soldável	Desnecessário	Desnecessário
2	Aço-carbono: Teor de C de 0,30 a 0,50 %	Soldável com Precaução	Aconselhável	Aconselhável
	Baixo teor de liga C entre 0,15 e 0,30%	Soldável com Precaução	Aconselhável	Aconselhável
3	Aço-carbono C >0,50%	Soldável Difícil	Necessário	Necessário
	Teor de liga >3% C > 03,0%	Soldável Difícil	Necessário	Necessário

2.4 Soldabilidade dos Aços

A soldabilidade de um aço é a capacidade de coalescência ou união do metal através de um determinado tipo de fusão. Conforme Modenesi (2008) e Cary e Helzer (1979), os metais ou ligas possuem maior ou menor facilidade de serem unidos.

A maioria das ligas metálicas é soldável, mas, certamente, algumas são muito mais difíceis de serem soldadas por um dado processo que outras. (MODENESI, 2008).

Tem-se dito que todo metal é soldável, mas alguns são muito mais difíceis de soldar do que outros. Em vista disso, é vitalmente importante que o processo de soldagem e o procedimento sejam considerados quando se determina a soldabilidade de um metal particular. (CARY e HELZER, 1979).

Tipo de microestrutura, método de teste e tamanho do corpo de prova influenciarão os resultados obtidos das propriedades físicas, nem sempre similares no material de mesmo composto. Materiais classificados na mesma especificação podem ter diferentes propriedades mecânicas (CARY e HELZER, 1979).

Por exemplo, dureza está relacionada à estrutura, a qual é afetada pelo histórico térmico ou tratamento por aquecimento. A direção do teste tem um largo efeito nos níveis de resistência, tenacidade e ductilidade. Adição, composição e microestrutura devem variar. Em materiais duros a composição deve ter mais carbono ou elemento de liga para atender a resistência informada na especificação e a estrutura mudará de fora para dentro baseada em diferentes taxas de resfriamento quando o material foi produzido (CARY e HELZER, 1979).

Desse modo, é esperado na união soldada resistência distribuída em toda a sua área, além de ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga e resistência à corrosão por toda a solda e adjacências.

A produção de uma solda envolve o uso de calor e ou deformação plástica, resultando em uma estrutura metalúrgica diferente da do metal base. As soldas incluem defeitos como vazios e trincas. Os problemas seguintes estão inter-relacionados e podem ocorrer, devendo ser considerados:

Problema de depósito do metal da solda na zona fundida ou problema na zona termicamente afetada que ocorrem em conexão com, durante ou imediatamente após operação de soldagem, como: trincas de solidificação relacionada ao calor e a taxa de resfriamento, poros, trincas na zona termicamente afetada, trinca induzida por hidrogênio e perda de resistência mecânica;

Problemas na solda ou adjacências da solda que ocorrem nas etapas de um processo de fabricação posteriores à soldagem, por exemplo, a quebra de

componentes na região da solda durante processos de conformação mecânica;

Problemas na solda ou no material adjacente como aparecimento e propagação de trincas, corrosão e fluência que ocorrem em algum momento durante o serviço da estrutura soldada. Podem reduzir a eficiência da junta sob as condições de serviço.

Segundo Modenesi (2008), para evitar estes problemas, é importante conhecer as possíveis complicações que os materiais podem apresentar após a solda, os fatores do material, do projeto e do procedimento de soldagem que as afetam e a sua influência no comportamento em serviço da estrutura soldada.

Conforme Cary e Helzer (1979), trincas térmicas podem resultar de fatores como: retração, forma da solda, calor excessivo introduzido ou composição do material. É provável que dois ou mais fatores sejam os causadores das trincas térmicas, mas também pode ser causada por apenas um deles. Retração está sempre presente nas soldas em função delas solidificarem adquirindo-se resistência, entretanto continuam a resfriar e a encolher tornando-se crítico.

Retração relaciona-se com o projeto da solda, da estrutura soldada e da dureza do material unido. O formato da solda é também uma função do projeto da solda, da estrutura soldada e procedimento de soldagem. O procedimento de soldagem indica como seria a deposição da solda, o formato do cordão e o formato da superfície de acabamento da solda.

A segregação é importante, no entanto, impurezas como enxofre e fósforo tende a formar filmes de baixo ponto de fusão entre grãos solidificados do metal indicando sua composição. Essas impurezas relatam detalhes da união da solda e do processo de soldagem, já que elas afetam sua equivalência. Gota lamelar é também associada com impurezas de metal base e sua resistência direcional. Quando o grau de sujeira aumenta, como em metal denso, esse problema torna-se mais sério.

Pode-se indicar, também, como principais causadores de trincas na zona termicamente afetada as trincas de hidrogênio ou trincas frias, que ocorrem após o término da solda, enquanto estão resfriando à temperatura ambiente e até oito horas após o término da soldagem. Para a ocorrência destas trincas seus efeitos podem ser combinados, como segue:

A espessura do metal base e o tipo de solda que são estabelecidos pelo projeto;

A composição do metal base;

O processo e procedimento de soldagem, o tipo de metal de enchimento e a configuração da união da solda que podem contribuir para a severidade dos

causadores de trincas na ZTA;

A energia fornecida que pode ser modificada pela temperatura de preaquecimento, processo e procedimento de soldagem;

A temperatura de preaquecimento que juntamente com a energia fornecida, processo e procedimento de soldagem podem ser modificados para reduzir a taxa de resfriamento.

Cary e Helzer (1979) indicam o carbono equivalente para soldáveis, como elemento importante no metal base.

Aço carbono comum, o qual tem um carbono equivalente não acima de 0,40% são considerados realmente soldáveis. Esse carbono equivalente pode ser aumentado para 0,45% contanto que o carbono não exceda a 0,22%, o fósforo não exceda a 0,06% e o aço não esteja acima de 19,1 mm de espessura. Usualmente quando o carbono equivalente excede 0,40%, controles especiais são requeridos. O tipo de metal de enchimento de baixo hidrogênio e calor elevado introduzido deve ser empregado, e preaquecimento ser requerido. Quando o carbono equivalente excede 0,60%, processo de baixo hidrogênio é exigido; e pré-aquecimento também é exigido se a espessura exceder a 19,1 mm (CARY e HELZER, 1979).

A fórmula do carbono equivalente segundo Cary e Helzer (1979) é:

$$C.E.= C\% + \frac{Mn\%}{6} + \frac{Ni\%}{20} + \frac{Cr\%}{10} + \frac{Mo\%}{10} + \frac{Cu\%}{40}$$

Conforme Cary e Helzer (1979, p.405), a voltagem tem menor efeito desde que ela varie ligeiramente comparada aos outros fatores. Em geral, mais calor fornecido reduz a taxa de resfriamento.

Em aços de relativa baixa temperabilidade é possível produzir uma zona termicamente afetada sem têmpera por aumento do calor fornecido. Em aços de alta temperabilidade a tendência para trincas e a máxima dureza será reduzida por uma taxa de resfriamento lenta. Existem limites usados para acúmulo de calor fornecido. Nesse caso o preaquecimento é usado para reduzir a taxa de resfriamento (CARY e HELZER, 1979).

2.4.1 Soldabilidade e ocorrências operacionais na solda de revestimento

A soldagem com eletrodo de revestimento duro pode gerar soldas com propriedades inadequadas, de baixo desempenho e de baixa produtividade, por conta do aparecimento de trincas e microtrincas visíveis.

Segundo Paranhos, Mello e Payão Filho (1998), a tensão do arco elétrico e a intensidade de corrente exercem grande influência sobre a microestrutura e, conseqüentemente, na resistência ao desgaste abrasivo de baixa tensão de ligas Fe-Cr-C, enquanto a velocidade de soldagem apresenta um efeito menor. O aumento da tensão e a redução da corrente levam a um incremento considerável dos elementos de liga sob o metal de solda. O aumento dos teores de C e Cr reduzem a possibilidade de formação de austenita primária e aumento da formação de microestrutura composta de carboneto primário do tipo M_7C_3 e eutético austenita-carbeto (M_7C_3), a microestrutura que apresenta maior resistência à abrasão de baixa tensão.

Bálsamo, Scotti e De Mello (1995), após a soldagem com eletrodos revestidos de diferentes teores de cromo e carbono e variando a energia de soldagem, afirmam que a energia de aporte durante o procedimento de soldagem não muda a microestrutura básica de uma liga de revestimento duro, mas afeta consideravelmente a sua morfologia, em particular, o tamanho médio da mesma, pela mudança na taxa de resfriamento.

No estudo de Carceller (2007) verificou-se que na primeira camada o aumento da energia de soldagem provoca uma redução da resistência ao desgaste abrasivo, mas na segunda e terceiras camadas o resultado é oposto, ocorrendo ainda, redução na rugosidade da superfície abrasada. Os materiais com menor resistência ao desgaste abrasivo apresentam um aumento da rugosidade à medida que vão deteriorando a superfície.

Ribeiro, Ventrella e Galego (2005) avaliaram o efeito do aporte térmico na diluição, na dureza e na perda de volume de revestimentos duros (desgaste abrasivo de baixa tensão) depositados em camada única com eletrodo revestido de liga ferro-cromo-carbono, cujos dados obtidos são apresentados pela Fig. 3.

Pela Figura 3 observa-se que a diluição do revestimento é diretamente proporcional ao aporte de calor utilizado, e que a dureza tem comportamento inverso, ou seja, enquanto a diluição aumenta com o aumento do aporte térmico, a dureza do depósito tende a cair. Como conseqüência da maior diluição do consumível e da menor dureza do revestimento, a resistência ao desgaste é reduzida com o aumento do aporte térmico, levando a uma maior perda de metal.

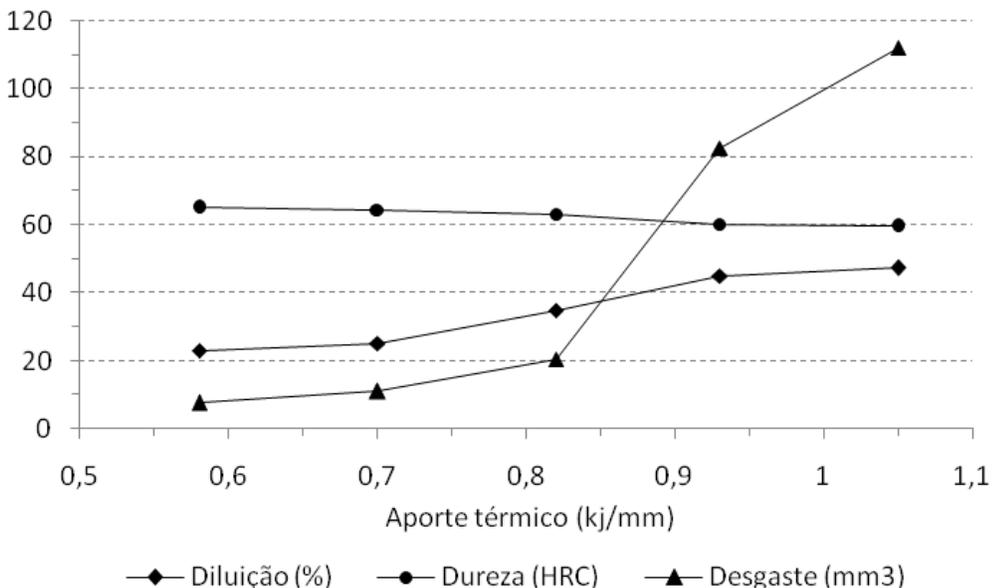


Figura 3 - Efeito do aporte térmico na dureza, na diluição e na perda de volume de revestimento duro de liga Fe-Cr-C (RIBEIRO, VENTRELLA e GALLEGO, 2005).

Buchely et al (2005) afirmam que os revestimentos ao alto cromo são mais susceptíveis ao surgimento de trincas de solidificação que os revestimentos ricos em tungstênio ou em carbonetos complexos, como M_7C_3 , Mo_2C ou NbC . Martins Filho (1995) verificou que os melhores resultados de resistência ao desgaste abrasivo de baixa tensão de revestimentos Fe-Cr-C-V foram obtidos pelos ensaios isentos de trincas em soldagem com menor aporte térmico.

Scotti e Rosa (1997) citam que os revestimentos duros são muito frágeis e que durante o processo de soldagem pode ocorrer o aparecimento de trincas. Estas trincas não são, necessariamente, indicadores de redução na resistência ao desgaste, podendo até ser favoráveis por reduzirem as tensões internas. As trincas são indesejáveis nos casos de revestimentos estanques ou sob esforços dinâmicos que levem à fadiga e, conseqüentemente, ao arrancamento do revestimento.

2.5 Processo de Soldagem Eletrodo Revestido

A soldagem a arco com eletrodo revestido é um processo que produz a coalescência entre metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico e a peça que está sendo soldada

(MARQUES et al., 2005).

O eletrodo que se funde é transformado em gotas, devido à ação do arco elétrico, que são transferidas sob esta forma para a poça de fusão. Estas gotas serão finas e numerosas, no caso de se soldar com correntes de alta intensidade, e apresentarão formatos de glóbulos maiores, no caso de baixas intensidades de correntes. O modo através do qual se processa a transferência do metal em fusão influi decisivamente na qualidade da solda. De maneira genérica, gotas menores promovem melhor transferência e, portanto, melhores uniões soldadas. O modo de transferência é função da corrente de soldagem, da composição do revestimento e do ponto de fusão do eletrodo (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982).

Alguns componentes do revestimento são inflamáveis e se transformam em gases, que servirão como redutores, tendo como principais funções do revestimento a estabilização do arco promovendo a transferência das gotas de material fundente de modo estável, a formação da escória e dos gases para a proteção da poça de fusão auxiliando no refino do metal depositado e a adição de elementos de liga ao metal depositado, nos casos necessários (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982).

A possibilidade de inúmeras formulações para o revestimento explica a principal característica do processo de soldagem com eletrodo revestido, que é a sua versatilidade em termos de ligas soldáveis, características operacionais e características mecânicas e metalúrgicas do metal depositado com um baixo custo e a simplicidade do equipamento necessário, e a possibilidade de uso em locais de difícil acesso ou abertos, sujeitos a ação de ventos, são outras características importantes (MARQUES et al., 2005).

A soldagem com eletrodo revestido é o processo de soldagem mais usado devido o processo poder ser feito em quase todos os lugares e em condições extremas. A soldagem com eletrodo revestido é usada extensivamente em fabricação industrial, estrutura metálica para edifícios, construção naval, carros, caminhões, comportas e outros conjuntos soldados (FBTS, 2001).

A Figura 4 mostra esquematicamente a soldagem com eletrodo revestido.

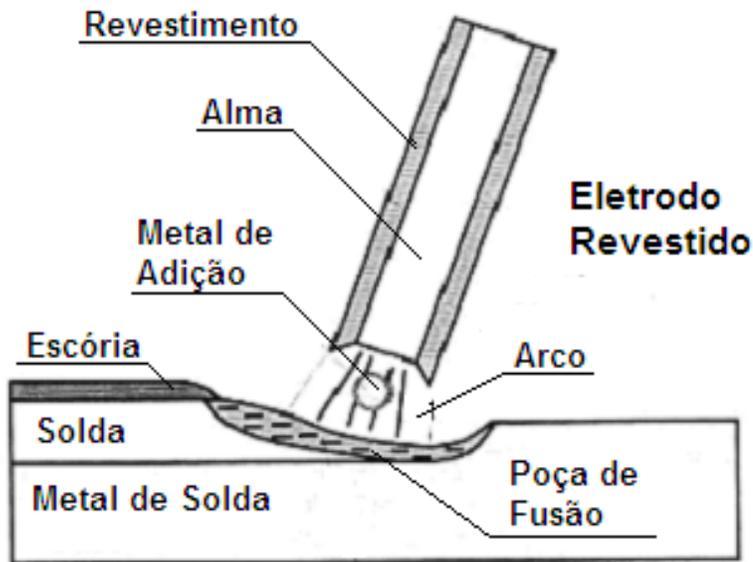


Figura 4 - Esquema de soldagem com eletrodo revestido (MODENESI e MARQUES, 2000).

2.5.1 Eletrodo revestido E7018 e E6-UM-60R

O termo consumível é aplicado aos produtos que são consumidos durante a execução de uma soldagem. Por exemplo, na soldagem manual com eletrodos revestidos é o eletrodo empregado, e na soldagem por arco submerso são o arame e o fluxo. Entretanto, usualmente o termo fica restrito aos itens controladores ou influentes nas propriedades mecânicas e na qualidade metalúrgica da junta soldada (FORTES, 2004).

Uma função primária dos consumíveis é proteger o metal fundido e aquecido no arco e na poça de fusão da atmosfera, cujo perigo provém do nitrogênio e do oxigênio que reagem com o metal fundido. Óxidos prejudicam o fluxo e a fusão do metal e influenciam na formação de inclusões; eles também consomem certos elementos de liga. O nitrogênio forma nitretos, que podem ser uma causa de fragilidade, bem como de porosidade (FORTES, 2004).

Os consumíveis possuem um efeito poderoso no modo como o metal é transferido do eletrodo para a poça de fusão. Na soldagem manual com eletrodo revestido, a presença de uma grande quantidade de rutilo (óxido de titânio – TiO_2) no revestimento promove uma transferência suave de pequenas gotas

de metal fundido, mas com um alto teor de carbonato de cálcio (CaCO_3) a transferência ocorre em grandes glóbulos que fazem curto-circuito com a poça de fusão (FORTES, 2004).

Um dos consumíveis utilizados neste trabalho é o eletrodo revestido E7018 que possui um revestimento tipo básico para aços de baixo e médio teor de carbono com um diâmetro de 3,25 mm e é usado em grande escala na indústria possibilitando deposição de material com alta qualidade e excelente resistência ao impacto. Na indústria é indicado para soldagem de aços fundidos, estruturas metálicas, vasos de pressão, trocadores de calor e peças metálicas com alto e baixo teor de carbono, respeitando as indicações dos fabricantes e seguindo processos de soldagem (ESAB, 2010).

Outro eletrodo utilizado neste trabalho é o eletrodo revestido E6-UM-60R DIN 8555 tipo básico para revestimento duro que possui um diâmetro de 3,25 mm e uma boa resistência a abrasão, boa resistência ao impacto e resistência ao calor de até 500 °C. Na indústria é indicado para soldagem de revestimentos de caçambas de pás carregadeiras, viradores de vagões, braços e pás de misturadores, chapas de desgaste para revestimento duro e em peças que irão sofrer qualquer tipo de desgaste por abrasão expostas ao desgaste por minérios, pedras, areia, solo, coque e outros tipos de materiais aumentando a vida útil de componentes mecânicos (ESAB, 2010).

2.6 Vantagens e Desvantagens do Processo de Soldagem Eletrodo Revestido

O processo de soldagem eletrodo revestido apresenta como principal limitação uma baixa produtividade, tanto em termos de taxa de deposição (entre 1,0 e 2,55 Kg/h para eletrodos de aço carbono, por exemplo), como em termos do fator de ocupação do soldador (porcentagem total do tempo de soldagem com arco de soldagem em operação), em geral inferior a 40% (MARQUES et al., 2005).

No processo eletrodo revestido é necessário que o soldador tenha um treinamento específico que se torna demorado e oneroso; particularmente para certas aplicações são necessários cuidados especiais com os eletrodos, principalmente com os do tipo básico, e o grande volume de gases e fumos gerados no processo, que podem ser prejudiciais à saúde, particularmente em ambientes fechados (MARQUES et al., 2005).

Algumas vantagens do eletrodo revestido é o menor custo do equipamento quando comparado a outros processos, maior variedade de consumíveis, sendo possível uma flexibilidade na soldagem em todas as posições e podendo chegar a locais de difícil acesso com seu maquinário portátil.

3 TRATAMENTOS TÉRMICOS NA REGIÃO DA SOLDA

A temperatura à qual o metal é aquecido, o período de tempo em que ele é mantido àquela temperatura e a taxa sob a qual ele é resfriado, todos esses parâmetros influenciam na estrutura cristalina do metal. Essa estrutura cristalina, normalmente denominada microestrutura, determina as propriedades específicas dos metais. Há vários modos de se manipular a microestrutura, seja na siderurgia ou no procedimento de soldagem. Dentre os métodos mais comuns de se manipular a microestrutura estão os tratamentos térmicos (FORTES, 2004).

Os tratamentos térmicos empregados neste trabalho serão o pré-aquecimento e o pós-aquecimento da região da solda, de modo a controlar os altos percentuais de martensita e evitar trincas e microtrincas na zona termicamente afetada e no cordão de solda.

3.1 Pré-aquecimento

Os metais, em sua maioria, são bons condutores de calor. Conseqüentemente o calor na região de soldagem é rapidamente escoado por toda a massa envolvida no processo, acarretando um resfriamento relativamente rápido. Em alguns metais esse resfriamento rápido pode contribuir para a formação de microestruturas prejudiciais na região de soldagem. O pré-aquecimento da junta a ser soldada é uma maneira de reduzir a taxa de resfriamento do metal. A temperatura de pré-aquecimento pode variar de 50°C a 540°C, sendo mais comumente aplicada na faixa de 150°C a 200°C (FORTES, 2004).

Durante a soldagem de aços de alto carbono ou de alta liga existe o perigo de que o depósito de solda e a zona termicamente afetada contenham altos percentuais de martensita, um constituinte duro do aço. Tais soldas possuem alta dureza e baixa ductilidade e podem mesmo vir a trincar durante o resfriamento. O objetivo do pré-aquecimento (e também do pós-aquecimento) é manter o teor de martensita da solda a um nível mínimo. De ambos os tratamentos resultam melhor ductilidade, baixa dureza e menor probabilidade de fissuração durante o resfriamento (FORTES, 2004).

A martensita forma-se realmente durante o resfriamento da solda e da zona termicamente afetada. A quantidade de martensita formada pode ser lim-

itada reduzindo-se a taxa de resfriamento da solda. O pré-aquecimento aumenta a temperatura do metal vizinho à solda, de tal modo que o gradiente de temperatura entre a solda e sua vizinhança fique reduzido. O resultado é que a zona de soldagem aquecida resfria-se mais lentamente, visto que a taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura entre as massas quente e fria (FORTES, 2004).

- O pré-aquecimento do metal a ser soldado reduz os riscos de:
- Elevados teores de martensita no metal soldado;
- Riscos de trincas por hidrogênio;
- Tensões de contração;
- Excesso de dureza na zona termicamente afetada (ZTA).

Se corpos de prova soldados sem tratamento térmico apresentarem baixa ductilidade ou dureza muito alta, é indicativo da necessidade de pré-aquecimento ou pós-aquecimento. Além da composição química, a rigidez da junta a ser soldada e o processo de soldagem também influenciam a necessidade de se realizar um pré-aquecimento (FORTES, 2004).

- A necessidade do pré-aquecimento aumenta com os seguintes fatores:
- Teor de carbono do material de base;
- Teor de ligas do material de base;
- Tamanho da peça;
- Temperatura inicial;
- Velocidade de soldagem;
- Diâmetro do consumível.

Quando a temperatura de pré-aquecimento correta for determinada é essencial que esta temperatura seja medida e mantida durante a operação de soldagem. Normalmente todas as aplicações que requerem pré-aquecimento requerem também resfriamento lento (FORTES, 2004).

3.2 Pós-aquecimento

Pós-aquecimento, dentro deste contexto, significa o aquecimento da junta soldada imediatamente após a solda ter sido realizada. É bem diferente de outros tratamentos executados após o resfriamento da solda tais como alívio de tensões, revenimento e recozimento (FORTES, 2004).

O pós-aquecimento tem a mesma função do pré-aquecimento que é manter a temperatura da peça em um nível suficientemente elevado de tal maneira que a junta soldada esfrie lentamente. Assim como no pré-aquecimento, o resultado é uma ductilidade maior na região da solda. O pós-aquecimento raramente é aplicado de forma isolada; é quase sempre conjugado com o pré-aquecimento. O pós-aquecimento é mais freqüentemente empregado em aços altamente temperáveis, mas algumas vezes é utilizado em aços menos temperáveis se for difícil a aplicação de um pré-aquecimento adequado devido à dimensão das peças sendo soldadas (FORTES, 2004).

4 MICROESTRUTURAS

As propriedades físicas e o comportamento mecânico de um material dependem da microestrutura, que está sujeita à observação microscópica direta, utilizando-se de microscópios óticos ou eletrônicos. Em ligas metálicas, a microestrutura é caracterizada pelo número de fases presentes, por suas proporções, e pela maneira pela qual elas estão distribuídas ou arrançadas. A microestrutura de uma liga depende de variáveis tais como elementos de ligas presentes, suas concentrações e o tratamento térmico da liga, isto é, a temperatura, o tempo de aquecimento, a temperatura do tratamento e a taxa de resfriamento até a temperatura ambiente (CALLISTER, 2002).

A quantificação de microestruturas do metal de solda é mais comumente realizada através de microscopia ótica. Vários sistemas têm sido introduzidos através dos anos para a classificação dos constituintes, cada um refletindo os pontos de vista e critérios de diferentes pesquisadores (GRONG e MATLOCK, 1986).

4.1 Classificações de Microconstituintes

De acordo com o IIW (1988), os microconstituintes do metal de solda, quando visualizados por microscopia ótica, podem ser classificados da seguinte forma (Figura 5): Ferrita Primária (PF), Ferrita Acicular (AF), Ferrita com Segunda Fase (FS), Agregado de Ferrita/Carboneto (FC) e Martensita (M).

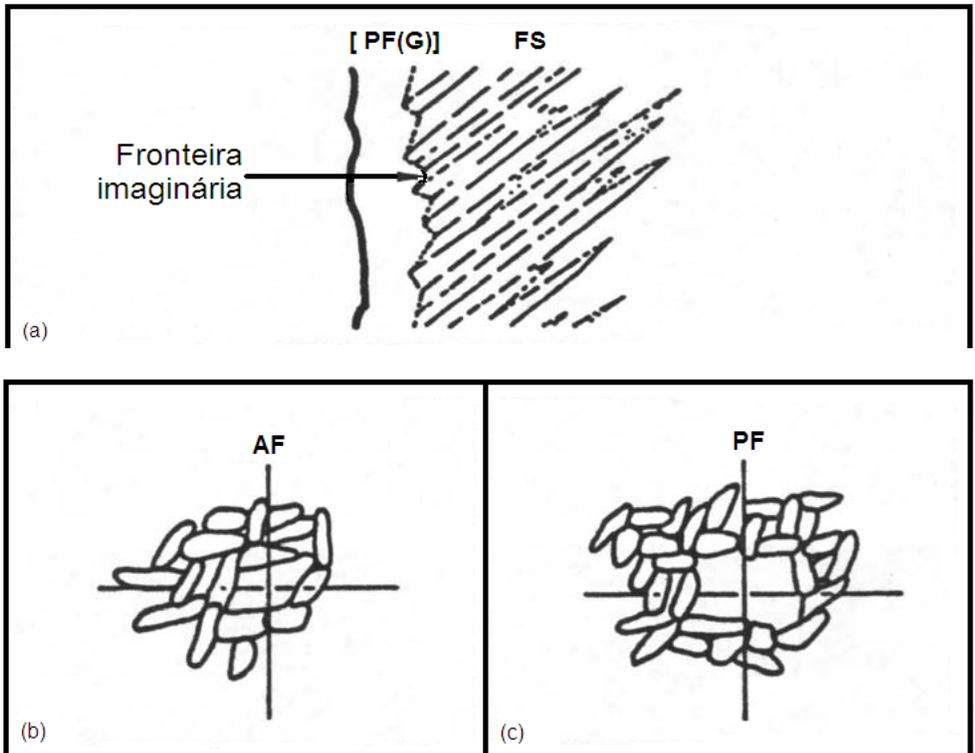


Figura 5 - Representação esquemática dos constituintes microestruturais (IIW, 1988): (a) Fronteira imaginária entre a ferrita poligonal de contorno de grão [PF(G)] e a ferrita com segunda fase (FS); (b) Ferrita acicular (AF): ferrita sob o retículo < 3x a largura média das ripas; (c) Ferrita poligonal (PF): ferrita sob o retículo > 3x a largura média das ripas.

A Ferrita Primária pode ocorrer em duas formas que podem ser contadas separadamente como constituintes se a sua definição for clara:

a) Ferrita de Contorno de Grão [PF(G)]: ferrita (veios ou grãos poligonais) associada aos contornos de grão da austenita anterior.

b) Ferrita Poligonal intraglanular [PF(I)]: grão de ferrita, geralmente poligonal, encontrado no interior do grão da austenita anterior e que é maior que o triplo da largura média das ripas da Ferrita Acicular ou da Ferrita com Segunda Fase que o circunda.

A Ferrita Acicular (AF) é constituída por pequenos grãos não alinhados localizados no interior do grão da austenita anterior (Figura 6). A região de AF muitas vezes contém ripas isoladas com alta razão entre comprimento e largura. A Ferrita com Segunda Fase (FS) pode ocorrer de duas formas (Figura 6):

a) Ferrita com Segunda Fase Alinhada [FS(A)]: quando duas ou mais ri-

pas de ferrita são paralelas e a sua relação comprimento:largura é maior que 4:1 serão classificadas como FS(A). Caso contrário será classificado como AF ou PF. Este constituinte ainda poderá ser identificado como placas laterais [FS(SP)], bainita [FS(B)], bainita superior [FS(UB)] ou bainita inferior [FS(LB)]. Entretanto, essas distinções normalmente não são possíveis utilizando apenas o microscópio ótico.

b) Ferrita com Segunda Fase não Alinhada [FS(NA)]: circunda ripas isoladas de AF ou de microfases que são aproximadamente eqüiaxiais e distribuídas aleatoriamente.

O Agregado de Ferrita/Carboneto (FC) (Figura 6): são estruturas finas de ferrita/carbonetos, compreendendo ferrita com interfase de carbonetos e perlita. Se o agregado pode ser identificado como perlita, ele será identificado como FC(P). Se a colônia é menor que as ripas adjacentes dentro dos grãos da austenita anterior, ela será tratada como uma microfase.

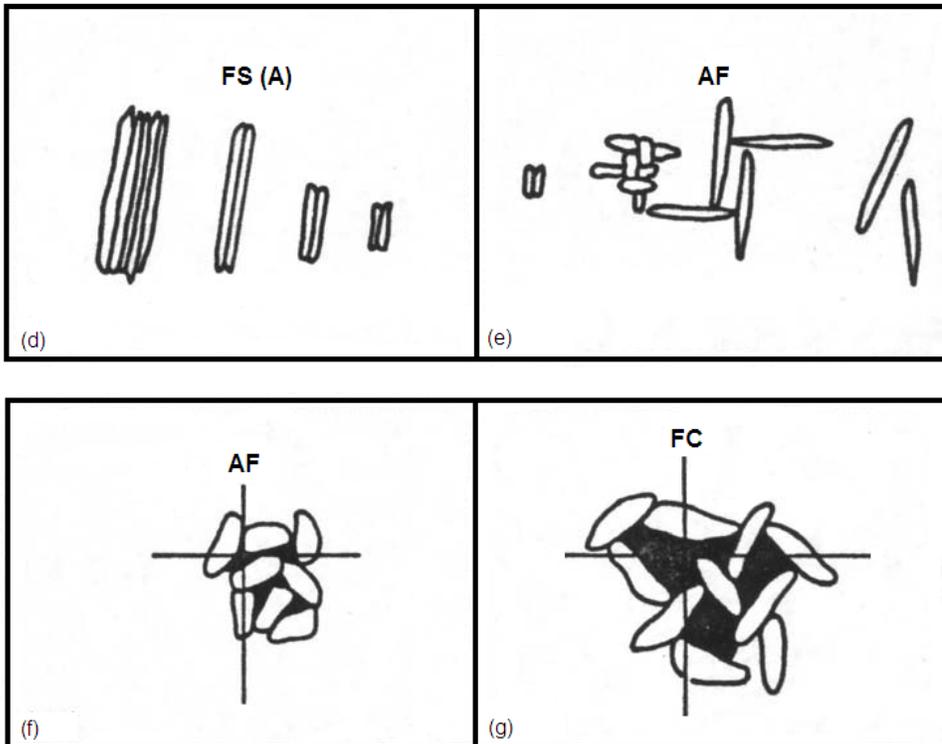


Figura 6 - Representação esquemática dos constituintes microestruturais (IIW, 1988): (d) Ferrita de Segunda Fase Alinhada [FS(A)]: duas ou mais ripas paralelas com relação comprimento: largura $> 4:1$; (e) Ferrita Acicular (AF): duas ripas paralelas com relação comprimento:largura $< 4:1$, ou ripas não alinhadas, ou ripas isoladas de alta relação comprimento:largura; (f) Área de colônia FC (Ferrita Carboneto) sob o retículo $<$ que a área da ripa de ferrita individual; (g) Área de colônia FC sob o retículo $>$ que a área da ripa de ferrita individual.

4.2 Controles da Formação da Microestrutura

A solidificação da poça de solda incorpora aspectos tanto de uma solidificação extrema, isto é, de uma fundição tradicional, bem como uma tecnologia de rápida solidificação (DAVID e VITEK, 1989).

É bem estabelecido que o comportamento da solidificação controla o tamanho e a forma do grão, a extensão da segregação e a distribuição de inclusões e defeitos tais como porosidade e trincas a quente. Portanto, as propriedades e integridade do metal de solda dependem do comportamento da solidificação e das características microestruturais resultantes (DAVID e VITEK, 1989).

A microestrutura final do metal de solda depende de interações complexas entre muitas variáveis importantes, tais como (GRONG e MATLOCK, 1986):

- microestrutura de solidificação;
- ciclo de resfriamento da solda;
- composição química do metal de solda;
- tamanho de grão da austenita anterior.

4.2.1 Microestrutura de solidificação

O processo de solidificação influencia tanto o tamanho quanto a forma do grão do material fundido. Além disso, o volume de segregação, tanto em macro quanto em micro escala, é determinado pela solidificação. As inclusões que se formam no material fundido serão incorporadas no material sólido durante a solidificação (SVENSSON, 1994).

A microestrutura do metal de solda é determinada parcialmente pela temperabilidade da liga (determinado principalmente pelas quantidades de carbono, manganês, molibdênio e boro) e parcialmente pelo tamanho e tipo de inclusões (SVENSSON, 1994).

A temperabilidade das ligas deve ser ajustada a fim de que altas quantidades de ferrita acicular sejam formadas. Entretanto, quantidade de carbono acima de 0,10% geralmente é evitada (SVENSSON, 1994).

Para que a quantidade de ferrita acicular seja maximizada, é importante que a quantidade de elementos microligantes, tanto na chapa quanto no consumível, sejam ajustados de modo que partículas deste tipo possam ser formadas, e que a razão entre os elementos químicos seja mantida próxima do valor

ótimo (SVENSSON, 1994).

4.2.2 Ciclo de resfriamento da solda

Um ciclo térmico de soldagem consiste, basicamente, em três fases: a etapa de aquecimento vigoroso do material no início do processo; a fase em que a temperatura máxima do ciclo é atingida; e a etapa de resfriamento gradual, até que a temperatura retorne ao valor inicial (WAINER et al., 1992).

A razão entre o gradiente de temperatura e a taxa de crescimento, G/R , governa o modo de solidificação. O produto do gradiente de temperatura pela taxa de crescimento, GR , por sua vez, governa a escala da estrutura da solidificação. Tem sido observado que o maior produto GR refina mais a célula solidificada ou a estrutura dendrítica. O produto GR é equivalente à taxa de resfriamento, visto que ambos têm a mesma unidade de graus centígrados por segundo (KOU, 1987).

Durante a soldagem, cada ponto de material processado passa por um ciclo térmico cuja intensidade será função de sua localização em relação à fonte de energia, o eletrodo. Esse ciclo térmico, portanto, representa as temperaturas que o ponto em estudo atinge em cada instante do processo (WAINER et al., 1992).

Em qualquer ponto do corpo, o conjunto de temperaturas é função das seguintes variáveis: intensidade da fonte de calor, propriedades termodinâmicas do material, temperatura inicial do sólido, velocidade de deslocamento da fonte móvel de energia e das coordenadas do ponto onde se deseja conhecer o valor da temperatura (WAINER et al., 1992).

A velocidade de resfriamento depende primordialmente do aporte de energia e, portanto, indiretamente, da velocidade do eletrodo e da temperatura inicial (preaquecimento) da junta. O controle após a soldagem (pós-aquecimento), embora não constitua realmente uma variável de processo, é muito importante para aliviar as tensões internas e, muitas vezes, recuperar os produtos decorrentes do resfriamento na zona de solda (WAINER et al., 1992).

Durante um ciclo térmico, o tempo de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura influi muito no desempenho da junta soldada, principalmente no que se refere às fraturas. Inúmeras expressões empíricas e nomográficas foram preparadas para estimar as velocidades de resfriamento em determinadas faixas de temperatura para vários processos de soldagem, e elas têm-se mostrado muito úteis na previsão das propriedades das juntas soldadas (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982).

Para soldagens de aço, o tempo de resfriamento de 800 para 500°C, $\Delta t_{8/5}$,

é amplamente aceito como um índice adequado para as condições térmicas sob as quais a austenita se transforma em ferrita. No caso de fluxo de calor tridimensional (soldagem de placas grossas), $\Delta t_{8/5}$ será aproximadamente proporcional ao aporte de calor líquido (GRONG e MATLOCK, 1986).

A microestrutura formada após a transformação da austenita em ferrita está diretamente relacionada com o período de resfriamento de 800 para 500°C.

Dependendo da composição química do metal de solda, a microestrutura muda tipicamente para martensita e/ou bainita em baixos $\Delta t_{8/5}$ (abaixo de aproximadamente 5s), para ferrita acicular ou ferrita acicular com ferrita de placas laterais e/ou ferrita de contorno de grão, em médias taxas de resfriamento e para ferrita poligonal e ou perlita, em altos $\Delta t_{8/5}$ (maiores do que ≈ 100 s) (GRONG e MATLOCK, 1986).

A microestrutura e as propriedades mecânicas, como resistência à propagação de trincas da zona termicamente afetada, dependem fundamentalmente do tempo de resfriamento em uma faixa de temperatura entre 800 e 500°C. As trincas a frio, nas quais o hidrogênio desempenha papel preponderante, são governadas pelo tempo de resfriamento na faixa de 800 a 300°C ou até mesmo 100°C (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982).

4.2.3 Composição química do metal de solda

A composição do metal de solda é controlada pelas reações químicas que ocorrem na poça de solda em elevadas temperaturas e é, portanto, influenciada pela escolha dos consumíveis de soldagem (isto é, combinação do arame metálico, fluxo e/ou gás de proteção), pela composição química do metal de base e pelas condições operacionais aplicadas (GRONG e MATLOCK, 1986).

Quando ocorrer a fusão do metal de solda com o metal de base do aço, seus componentes químicos sofrerão variações com a quantidade de calor utilizada para fundir o metal de base e assim ocorrendo reações como a do carbono, que deve ser mantido a níveis suficientemente baixos a fim de prevenir a formação extensiva de ripas de martensita.

O mesmo acontecendo com o oxigênio, que em teores específicos, é de particular interesse na composição microestrutural, visto que um alto número de inclusões de óxidos influencia fortemente a transformações da austenita em ferrita, tanto pela restrição do crescimento de grãos de austenita, como pelo fornecimento de locais favoráveis a nucleação de vários tipos de constituintes microestruturais, tais como ferrita acicular e de placas laterais (GRONG e MATLOCK).

4.2.4 Tamanho de grão da austenita anterior

O grão de austenita grosseiro se transforma em uma taxa muito menor, quando comparado com o grão de austenita fino, por causa da menor área de contorno de grão disponível para nucleação de ferrita. O tamanho de grão da austenita anterior está relacionado juntamente com a estrutura de grão colunar do metal de solda (GRONG e MATLOCK, 1986).

Entretanto, depois da solidificação, o crescimento do grão de austenita pode ocorrer durante o resfriamento em altas temperaturas na faixa da temperatura de solidificação, de cerca de 1200°C, onde a mobilidade dos contornos de grão é alta (GRONG e MATLOCK, 1986).

O volume de crescimento de grãos depende do aporte de calor, bem como do número da densidade e do tamanho da distribuição das partículas presentes nos contornos de grão da austenita (GRONG e MATLOCK, 1986).

O tamanho do grão de austenita anterior é uma função da quantidade de oxigênio no metal de solda. Para um dado ciclo térmico o tamanho do grão de austenita aumenta com a diminuição da concentração de oxigênio. O tamanho do grão da austenita anterior está diretamente relacionado com a quantidade de oxigênio e diminui para cerca de 100 μm com 100 ppm de O e, para aproximadamente 70 μm , com 500 ppm de O (GRONG e MATLOCK, 1986).

Algumas mudanças na microestrutura estão associadas com mudanças no tamanho do grão da austenita. Com menor tamanho de grão da austenita é mais fácil para o metal de solda se transformar em estruturas dominadas por ferrita poligonal, enquanto que com grãos de tamanho maior, a ferrita acicular é dominante (FARRAR e HARRISON, 1987).

Esta diferença em comportamento pode ser explicada em termos de densidade de locais de nucleação e superresfriamento usando a teoria clássica de nucleação (FARRAR e HARRISON, 1987).

A formação da ferrita de contorno de grão é mais favorecida em menores tamanhos de grão de austenita por causa da maior área de contorno de grão disponível para a nucleação de ferrita (GRONG e MATLOCK, 1986).

Por causa da austenita de granulação fina contendo uma alta densidade de locais favoráveis à nucleação primária heterogênea, uma alta taxa de nucleação de contornos de grão ocorre em uma quantidade relativamente baixa de super resfriamento e a maior parte da austenita transformam-se em produtos de alta temperatura (FARRAR e HARRISON, 1987).

A austenita de granulação grosseira, por outro lado, contém muito menos locais primários e, portanto requer um considerável superresfriamento para

obter a mesma taxa de nucleação. Isto significa que os centros dos grãos da austenita tornam-se favoráveis para nucleação heterogênea sobre locais secundários, que produzem produtos de transformação de menores temperaturas tal como a ferrita acicular (FARRAR e HARRISON, 1987).

5 DUREZA

A dureza de um material é um termo dificilmente definido que pode ter muitos significados, dependendo da experiência de quem o interpreta. Em geral, a dureza implica uma resistência à deformação, e para os metais é uma medida da sua resistência à deformação plástica ou permanente. Para quem está envolvido com ensaios mecânicos de materiais, a dureza significa a resistência à penetração de um material duro em outro, e para o engenheiro projetista ela representa uma quantidade específica facilmente medida que fornece algumas informações sobre a resistência de um metal ou seu tratamento térmico. Existem três tipos gerais de dureza dependendo da maneira em que o ensaio é realizado: (1) dureza de risco, (2) dureza de penetração e (3) dureza dinâmica ou de rebote. Apenas a dureza à penetração é de grande interesse para os metais usados em engenharia (DIETER, 1976).

A dureza é usada pelo engenheiro de projeto, mais frequentemente do que quaisquer outras das propriedades mecânicas, para especificar as condições finais de uma peça estrutural. Isto é devido, em parte, ao fato que os ensaios podem ser realizados sobre a peça acabada sem a necessidade de usinagem de um corpo de prova especial (DATSKO, 1997).

Existem diversas maneiras de se determinar a dureza de um material sendo a mais comum, para materiais metálicos, aquela que se estabelece, direta ou indiretamente, a resistência à penetração que o corpo de prova oferece a uma ponta esférica, cônica ou piramidal constituída de um material indeformável. Relaciona-se, então, a carga aplicada através da ponta com a forma e as dimensões da ponta e da impressão derivada no corpo-de-prova, obtêm-se um número que expressa, numa escala com unidades ou arbitrária relativa, a dureza do corpo ensaiado (BRESCIANI F., 1986).

Os métodos padronizados comumente adotados são: Brinell, Rockwell e Vickers. Podem-se estabelecer relações entre a dureza e outras propriedades mecânicas, contudo deve-se notar que a dureza é apenas uma propriedade da superfície do corpo ensaiado, não tendo, portanto, um comportamento de todo o volume (BRESCIANI F., 1986).

5.1 Dureza e Microdureza Vickers

Neste trabalho foi utilizado o ensaio de dureza Vickers para determinar a dureza do eletrodo E6-UM-60R, após soldagem, e mostrar sua resistência comparando-a com a do metal de base (aço SAE 1045).

O ensaio de dureza Vickers usa como penetrador um diamante de forma piramidal de base quadrada. O ângulo interno entre as faces opostas da pirâmide é de 136° . Devido à forma do penetrador, esse ensaio é frequentemente chamado teste de dureza de pirâmide de diamante. O número da dureza de pirâmide de diamante (DPH), ou número de dureza Vickers (VHN ou VPH), é definido como a carga dividida pela área superficial da penetração. Na prática, essa área é calculada a partir de medidas microscópicas do comprimento das diagonais de impressão (DIETER, 1976).

O ensaio de dureza Vickers tem uma larga aceitação para trabalhos científicos porque fornece uma escala de dureza continua para uma dada carga, desde materiais muito macios, com um DPH de 5, até materiais extremamente duros, com um DPH de 1.500. As impressões feitas por um penetrador piramidal são geometricamente similares, não importa qual o tamanho, e por isso o DPH deve ser independente da carga. Isso é normalmente obedecido, exceto para cargas muito pequenas. As cargas comumente usadas nesse ensaio estão na faixa de 1 a 120 kg, dependendo da dureza do metal a ser testado (DIETER, 1976).

O método de dureza Vickers tem uma variação que é o ensaio de microdureza com base na carga que varia de 1 a 1000 gf e no tamanho do penetrador de diamante. Este método é bem adequado para a medição da dureza de regiões pequenas e selecionado do corpo de prova (CALLISTER, 2002).

6 DESGASTE

6.1 Conceito de Desgaste

Dentre as muitas definições para desgaste encontradas na literatura, tem-se a da ASTM (1990), que define como sendo “a deterioração ou dano de uma superfície sólida, geralmente com perda de material, devido ao movimento relativo desta superfície em contato com outra ou com outras substâncias”.

Os fatores que interagem em um desgaste são muito complexos, dificultando o seu estudo, gerando, assim, muitos tipos de desgaste, ocorrendo situações em que um tipo de desgaste muda para outro, podendo ocorrer mais de um tipo ao mesmo tempo (EYRE, 1991).

O tipo mais comum de desgaste é o por abrasão, que segundo Zum Gahr (1987), é o desgaste provocado por partículas duras existentes entre duas superfícies que possuem movimento relativo entre si. Essas partículas podem estar soltas ou incrustadas em uma delas. Protuberâncias duras na(s) superfície(s) também podem provocar desgaste abrasivo.

O desgaste abrasivo pode ser dividido em abrasão a dois corpos e abrasão a três corpos, onde o “primeiro corpo” é a amostra, o “segundo corpo” é o contracorpo e o “terceiro corpo” é o abrasivo, como mostrado na Fig. 7 (GATES, 1998; TREZONA, ALLSOPP e HUTCHINGS, 1999; ADACHI e HUTCHINGS, 2003).

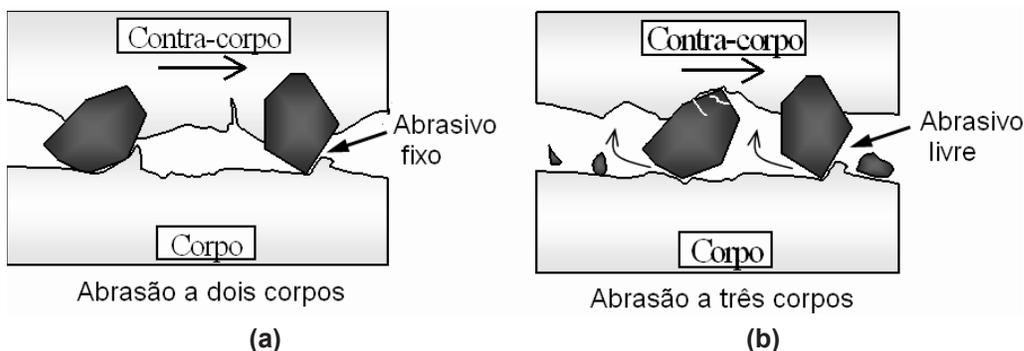


Figura 7 – Tipos de desgaste Abrasivo: (a) a dois corpos (b) a três corpos (GATES, 1998 – adaptado por LIMA, 2008).

Na literatura encontra outra subdivisão para desgaste abrasivo, subdividindo-o em três categorias: abrasão suave ou de baixa tensão (“low-stress abrasion”), abrasão severa ou de alta tensão (“high-stress abrasion”) e abrasão extrema ou por arranque (“gouging abrasion”) (HUTCHINGS, 1992; GATES, 1998; TREZONA, ALLSOPP e HUTCHINGS, 1999).

Na abrasão de baixa tensão (suave) ocorre um desgaste gradual do metal devido a ação de pequenas partículas abrasivas, produzindo uma superfície raiada ou polida, em geral, levando ao sulcamento da superfície (HUTCHINGS, 1992 e GATES, 1998).

Esse tipo de abrasão ocorre freqüentemente na superfície de equipamentos que direta ou indiretamente manuseiam terras, areias, minérios ou carvão, tais como, máquinas agrícolas, equipamentos de escavação, transporte, manuseio de minérios, etc. (BOLTON e DAVIES, 1980).

Segundo EYRE (1991), esse é o tipo de desgaste que mais ocorre nos equipamentos e peças das indústrias, sendo o responsável por mais de 50% dos fenômenos de desgaste ocasionados.

A Fig. 8a mostra o mecanismo de desgaste abrasivo de baixa tensão.

Na abrasão de alta tensão (severa) o abrasivo é forçado a penetrar entre as superfícies de dois metais. A Fig. 8b mostra como o abrasivo é forçado a penetrar entre as duas superfícies dos metais (EYRE, 1991).

Na abrasão por arranque (extrema) do impacto que as partículas submetem à superfície do metal, produzem a remoção de material. Em todos os casos, a superfície desgastada apresenta um aspecto de raiado ou rasgado, dependendo do dano produzido na mesma (EYRE, 1991). A abrasão por arranque é mostrada na Fig. 8c.

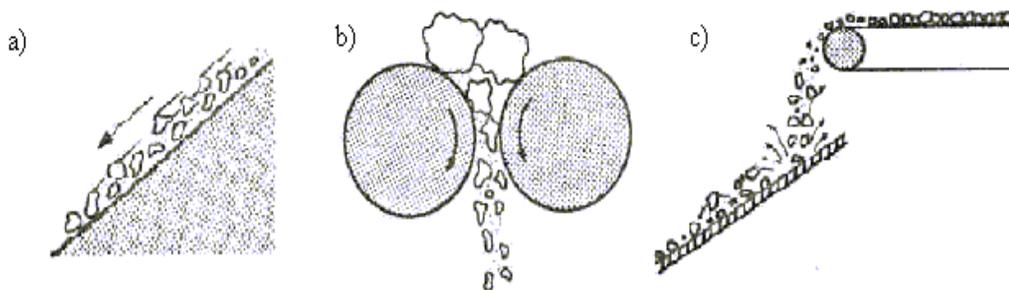


Figura 8 – Mecanismos de desgaste por abrasão: a) abrasão de baixa tensão; b) abrasão de alta tensão e c) abrasão por arranque (EYRE, 1991 – adaptado por LIMA, 2008).

Os processos de interação entre o abrasivo e a superfície desgastada são definidos pelos “micromecanismos de desgaste”, ou simplesmente “mecanismos de desgaste” (HUTCHINGS, 1992; STACHOWIAK e BATCHELOR, 2001). Esses micromecanismos de desgaste abrasivo podem ser dúcteis (microsulcamento e microcorte) ou frágeis (microtrincamento ou lascamento) (EYRE 1991).

No microsulcamento (Fig. 9a e 9b) a interação entre a partícula e o abrasivo ocorre em condições dúcteis, ocasionando o deslocamento total do volume de material, formando saliências nas laterais do sulco devido a deformação plástica. Em um primeiro instante não há perda efetiva de material, mas, com a interação simultânea e sucessiva de várias partículas, as condições de desgaste podem levar à perda de material (HUTCHINGS, 1992; EYRE, 1991; STACHOWIAK, 2001).

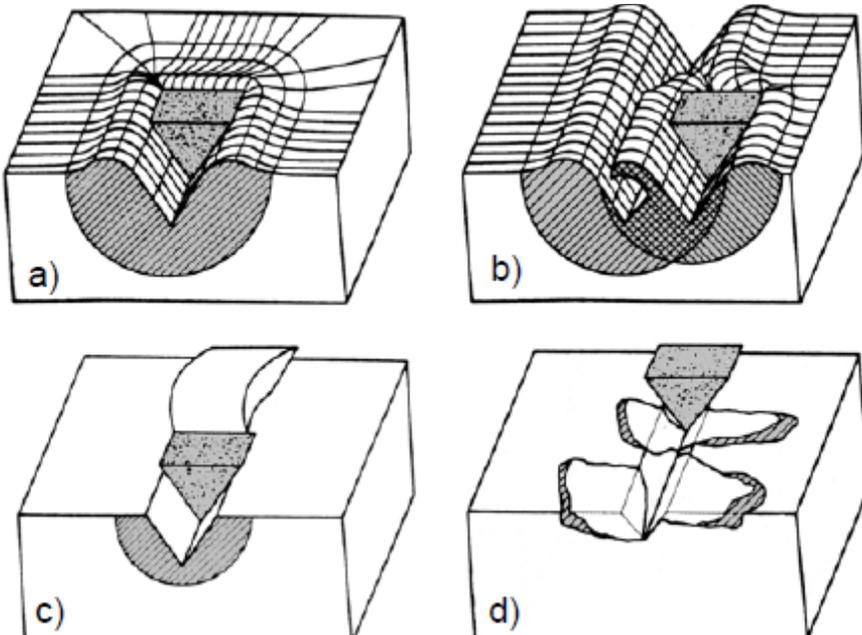


Figura 9 – Ilustração esquemática dos principais micromecanismos de desgaste abrasivo: microsulcamento (a e b); microcorte (c) e microtrincamento (d) (ZUM GAHR, 1998 – adaptado por LIMA, 2008).

O mecanismo do tipo microcorte ou microriscamento ocorre quando as condições de desgaste não permitem grandes níveis de deformação plástica do material (Fig. 9c). O corte do material pelo abrasivo provoca a perda de massa. Quando o microcorte puro é favorecido pelas condições de operação, o volume de material perdido é igual ao volume do risco produzido (HUTCHINGS, 1992; STACHOWIAK, 2001).

Quando as partículas impõem altos níveis de concentrações de tensão, especialmente na superfície de materiais duros, ocorrerá o microtrincamento (Fig. 9d). Nesse tipo de mecanismo ocorre o destacamento de grandes fragmentos, os quais podem ser maiores que a dimensão do próprio risco devido à formação e a propagação de trincas durante o evento (HUTCHINGS, 1992; STACHOWIAK, 2001).

Buchely et al. (2005) realizaram ensaios de desgaste em equipamento Roda de Borracha para avaliação dos micromecanismos de desgaste. A Figura 10 mostra as trilhas de desgaste dos corpos de prova de revestimento duro ensaiados. A Fig. 10a mostra a trilha de desgaste de uma liga de ferro-cromo-carbono (60Fe-35Cr-4,3C), onde observa-se que os mecanismos de desgaste são constituídos de microcorte e microsulcamento. A Fig. 10b mostra um corpo de prova confeccionado com uma liga de carbonetos complexos (57Fe-23Cr-4,2C-3,5W-5,4Nb-4,1Mo), onde predominou o microcorte pela ausência de segunda fase de carbonetos massivos na microestrutura, A Fig. 10c mostra um corpo de prova confeccionado com uma liga rica em tungstênio (67,4Fe-26W-4,5C-2,1Mn), onde observa-se carbonetos do tipo MC quebrados pela passagem das partículas abrasivas, mostrando o mecanismo por microtrincamento.

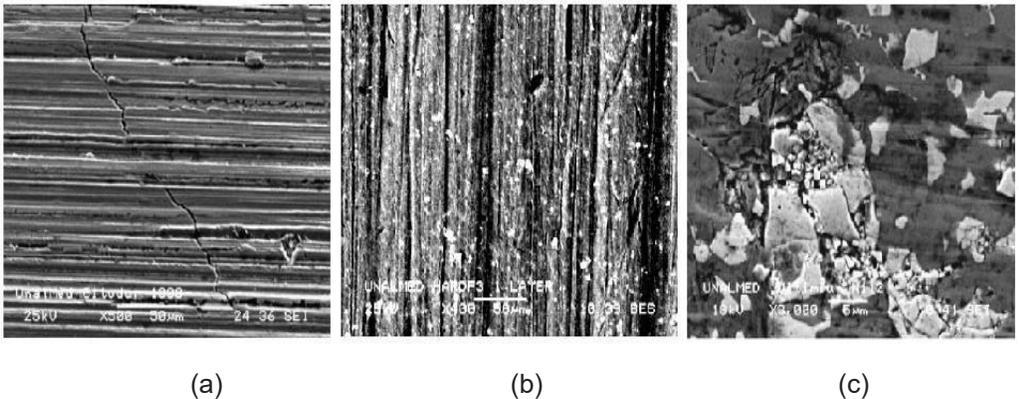


Figura 10 – Micromecanismos de desgaste em (a, b) liga de ferro-cromo-carbono e (c) liga de carbonetos complexos (BUCHELY et al., 2005 – adaptado por LIMA, 2008).

6.2 Avaliação de Desgaste

Existe uma grande variação dos métodos e dificuldade de controlar certos fatores de ensaio de desgaste abrasivo, gerando, na maioria das vezes, uma dificuldade na comparação de resultados experimentais, não havendo um ensaio único universal (NOBLE 1984).

Foram idealizados e desenvolvidos vários ensaios para simular os tipos de desgaste. Dentre eles pode-se citar: o Britador de Mandíbulas para ensaios de abrasão por goivagem, o Roda de Borracha para ensaios de abrasão de baixa tensão e o Pino sobre Disco para ensaios de abrasão de alta tensão (NOBLE, 1984).

Normalmente a avaliação do desgaste abrasivo é realizada via perda de massa, entretanto, ensaios recentes utilizam a variação de volume do material desgastado.

6.3 Abrasômetro Roda de Borracha (“Rubber Wheel Testing”)

A norma ASTM G65-00 normaliza o ensaio de abrasão com Roda de Borracha, sendo este o mais utilizado para ensaios de abrasão a baixa tensão.

O princípio de funcionamento deste ensaio consiste em introduzir areia, com tamanho de grão e composição controlados, entre o corpo de prova padronizado e um anel de borracha de dureza determinada, provocando o esmerilhando do corpo de prova, e causando o riscamento do mesmo (ASTM G 65-00, 2000).

Os corpos de prova são pesados antes e após o ensaio para quantificar o desgaste através da perda de massa. Devido à diferença de densidade dos materiais, converte-se em perda de volume, em milímetros cúbicos (ASTM G 65-00, 2000), o que pode ser feito pelo uso da Eq. 2.1 e da Eq. 2.2, possibilitando a comparação.

$$P_{vol} = \frac{P_{massa}}{\delta} \cdot 1000 \quad \text{Eq. 2.1}$$

$$P_{va} = P_{vol} \cdot \frac{D_{pad}}{D_{uso}} \quad \text{Eq. 2.2}$$

Onde:

P_{vol} = Perda de volume (mm³);

P_{massa} = Perda de massa (g);

δ = Densidade do material (g/cm³);

P_{va} = Perda de volume ajustado;

D_{pad} = Diâmetro do disco padrão (228,6mm);

D_{uso} = Diâmetro do disco em uso (mm).

A Fig. 11a mostra, esquematicamente, o equipamento normalizado pela ASTM G 65-00, enquanto a Fig. 11b, a configuração do equipamento construído por Stevenson e Hutchings (1996).

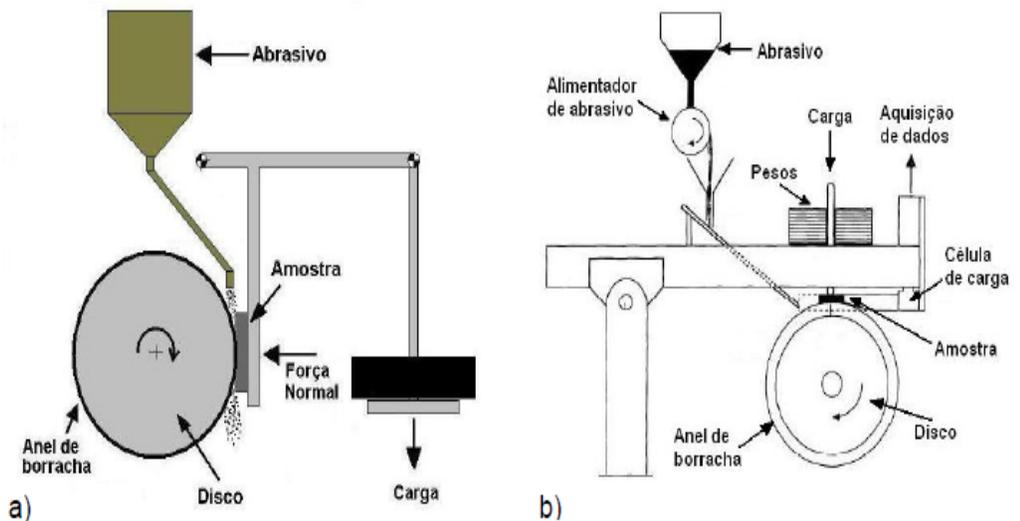


Figura 11 – Abrasômetro Roda de borracha: (a) esquema padronizado pela ASTM (ASTM G 65, 2000) e (b) equipamento construído por Stevenson and Hutchings (1996) – adaptado por Lima (2008).

Mais detalhes sobre desgaste pode ser visto em LIMA (2008).

7 MATERIAIS E MÉTODOS

7.1 Corpos de Prova

No desenvolvimento deste trabalho, foram confeccionados corpos de prova utilizando o aço SAE J403 1045 - 2001 e soldados com o processo de soldagem eletrodo revestido na posição plana e utilizando os eletrodos E7018, como metal de enchimento, e o eletrodo E6-UM-60R, como metal de revestimento e enchimento, com diâmetro de 3,25 mm ($\frac{1}{8}$ ""). Os consumíveis de eletrodo revestido utilizados para a soldagem do aço SAE J403 1045 neste trabalho foram baseados em informações do fabricante e da norma N-133 da PETROBRÁS (2005). As Tabelas 2 e 3 mostram, respectivamente, a composição química básica dos eletrodos E7018 e E6-UM-60R.

Tabela 2 - Análise química do Eletrodo Revestido E7018 (ESAB, 2010)

Composição Química do Eletrodo E7018		% Valor Típico
Carbono (C)		0,08
Manganês (Mn)		1,31
Silício (Si)		0,52

Tabela 3 - Análise química do Eletrodo Revestido E6-UM-60R DIN 8555 (ESAB, 2010)

Composição Química do Eletrodo E6-UM-60R		% Valor Típico
Carbono (C)		0,7
Manganês (Mn)		0,4
Silício (Si)		3,7
Cromo (Cr)		2,65

A Tabela 4 mostra a composição química do aço SAE J403 1045 de acordo com o certificado de inspeção e controle do fabricante (COSIPA – Companhia Siderúrgica Paulista).

Tabela 4 - Análise química do aço SAE J403 1045 (COSIPA, 2001)

Composição Química do Aço SAE J403 1045 % Porcentagem	
Carbono (C)	0,46
Manganês (Mn)	0,70
Fósforo (P)	0,006
Enxofre (S)	0,006
Silício (Si)	0,231
Alumínio (Al)	0,025
Cobre (Cu)	0,005
Molibdênio (Mo)	0,000
Cromo (Cr)	0,018
Níquel (Ni)	0,013
Nióbio (Nb)	0,001
Vanádio (V)	0,001

A soldagem utilizando o processo eletrodo revestido foi realizada em laboratório com condições de soldagem adequadas para o estudo.

7.2 Usinagem, Soldagem e Preparação para Micrografias

Foram confeccionadas cinco peças com 267 mm de comprimento, 334 mm de largura e 19 mm de espessura, sendo a junta com chanfro em “V” com ângulo de 60°, como mostra a Fig. 10. Aplicou-se nas peças 1 passe de raiz no lado oposto com eletrodo E7018, ou com o eletrodo E6-UM-60R, conforme Tabela 5. Posteriormente foi aplicado 1 passe de enchimento na base do chanfro e 6 passes de enchimento, também, ou com eletrodo E7018 ou com o eletrodo E6-UM-60R, conforme Tabela 5, e 6 passes, em duas camadas de 3 passes cada, de acabamento.

Todas as cinco peças foram soldadas seguindo um procedimento de soldagem diferente como descrito na Tabela 5 e ilustrados nas Figuras 11, 13, 15, 17 e 19.

Foram extraídos de seus respectivos centros corpos de prova para análise metalográfica, ensaios de dureza, EDS e desgaste.

Após serem confeccionados, os corpos de prova foram polidos utilizando a seqüência de lixas 80, 120, 320, 360, 400, 600, 1200 e 2000, com polimento final realizado em uma politriz de unidade simples com pasta de diamante de $1\ \mu\text{m}$ e atacado com o reagente Vilela na região da solda para visualização da microestrutura.

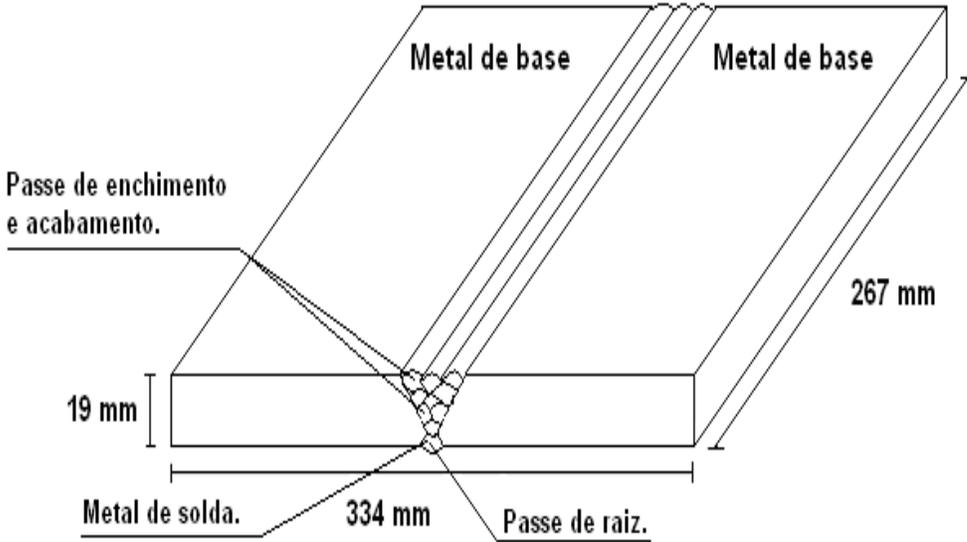


Figura 12 - Peça soldada para confecção dos corpos de prova (esquemático).

As micrografias dos corpos de prova foram obtidas em um microscópio óptico de modelo Olympus© BX51 conectado a um microcomputador com um programa Pró-Plus para capturar as imagens das regiões de Metal de Base (MB), Zona Termicamente Afetada Interface com Metal de Base (ZTAIMB), Zona Termicamente Afetada Interface com Metal de Solda (ZTAIMS) e Metal de Solda (MS) com um aumento de até 500X.

TABELA DE PARAMETROS DE SOLDAGEM

Corpos de Prova	Eletrodos	QTD de Cordões de solda						Temperatura de Pré-aquecimento na raiz °C	Temperatura entre passes °C		Temperatura de Pós-aquecimento no acabamento °C		Proteção com Raspa	Condição da solda	
		Raiz	Enchimento		Acabamento		1° Ench.		Demais Ench.	1° Ench.	Demais Ench.	1° Acab.			2° Acab.
			1° Ench.	Demais Ench.	1° Acab.	2° Acab.									
1° Método de soldagem	E7018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Trinca	
	E6-UM-60R	1	3	-	-	-	110 - 130	125	125	-	-	Não aplicado	-		
2° Método de soldagem	E7018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Trinca e Quebra	
	E6-UM-60R	1	3	-	-	-	110 - 130	125	175	-	-	Não aplicado	-		
3° Método de soldagem	E7018	1	1	-	-	-	110 - 130	50	-	-	-	Aplicado	-	Trinca e Quebra	
	E6-UM-60R	-	5	3	3	-	110 - 130	-	75	75	75	Aplicado	-		
4° Método de soldagem	E7018	1	-	-	-	-	110 - 130	-	-	-	-	-	-	Trinca	
	E6-UM-60R	-	1	6	-	-	110 - 130	50	50	-	-	Não aplicado	-		
5° Método de soldagem	E7018	1	1	5	-	-	110 - 130	50	50	-	-	Aplicado	-	Solda	
	E6-UM-60R	-	-	-	3	3	110 - 130	-	-	50	50	Aplicado	50		

Tabela 5 - Condições e parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos corpos de prova.

7.2.1 Primeiro método de soldagem

A Fig. 13 mostra a trinca ocorrida no termino do 4º cordão de solda ao longo do metal de adição. A Fig.14 mostra o corpo de prova e sua trinca visível a olho nu.

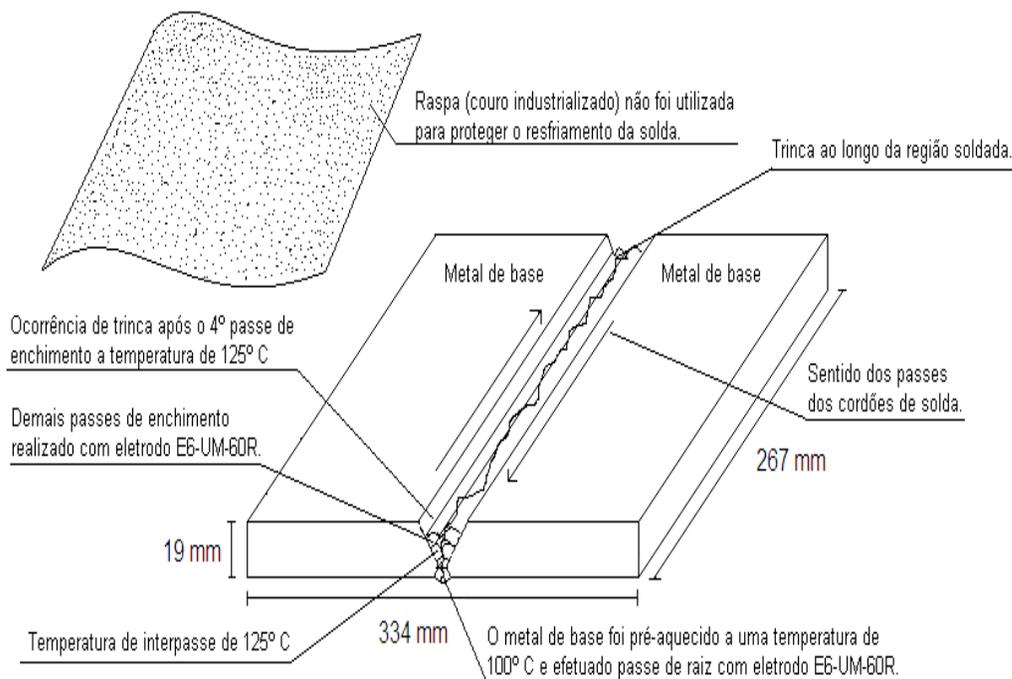


Figura 13 - Peça soldada com o primeiro método de soldagem (esquemático).

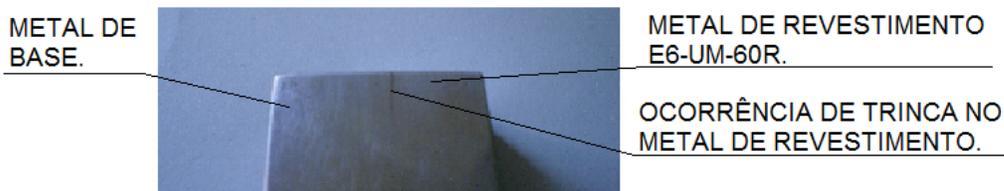


Figura 14 - Foto do corpo de prova com trinca visível e soldada com o primeiro método de soldagem.

7.2.2 Segundo método de soldagem

A Fig. 15 mostra a trinca da peça no sentido do cordão e ao longo do metal de adição na ZTA separando a peça em duas partes, o metal de base do cordão de solda. A Fig. 16 mostra o corpo de prova e sua trinca visível a olho nu.

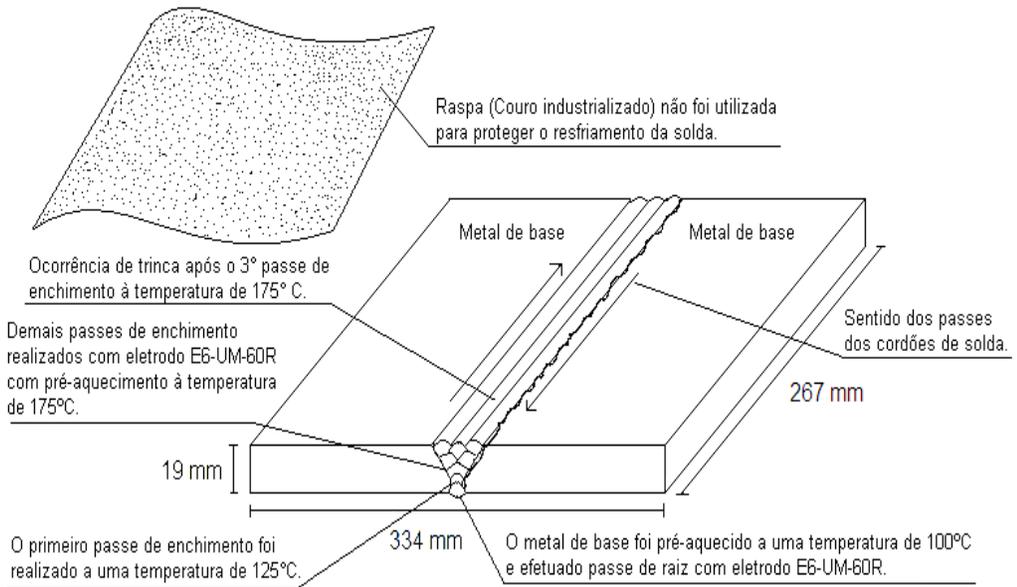


Figura 15 - Peça soldada com o segundo método de soldagem (esquemático).

METAL DE BASE.



METAL DE ENCHIMENTO E REVESTIMENTO E6-UM-60R.

TRINCAS E QUEBRA DO CORPO DE PROVA AO LONGO DA ZTA (ZONA TERMICAMENTE AFETADA).

Figura 16 - Foto do corpo de prova com trinca visível e soldada com o segundo método de soldagem.

7.2.3 Terceiro método de soldagem

A Fig. 17 mostra trincas ao longo do cordão de solda após o término da soldagem. A Fig.18 mostra o corpo de prova e sua trinca visível a olho nu.

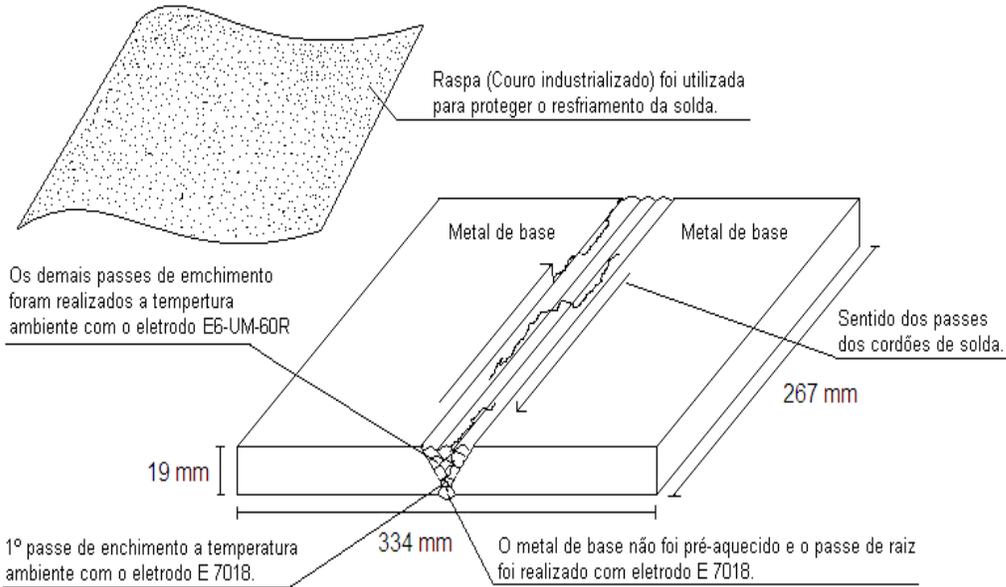


Figura 17 - Peça soldada com o terceiro método de soldagem (esquemático).

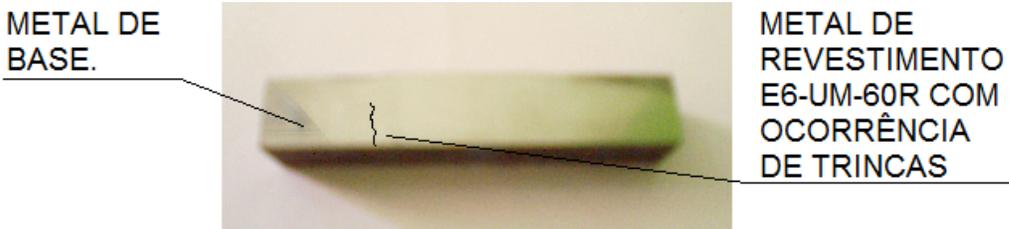


Figura 18 - Foto do corpo de prova com trinca visível e soldada com o terceiro método de soldagem.

7.2.4 Quarto método de soldagem

A Fig.19 mostra a trinca na peça após o 6° passe de enchimento partindo a peça ao meio. A Fig.20 mostra o corpo de prova e sua trinca visível a olho nu.

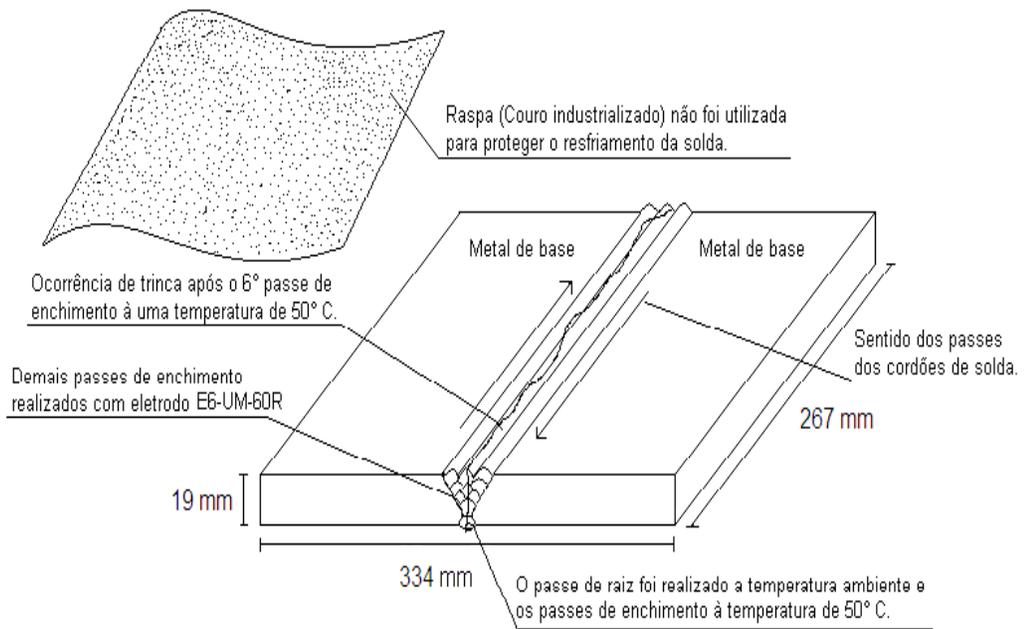


Figura 19 - Peça soldada com o quarto método de soldagem (esquemático).

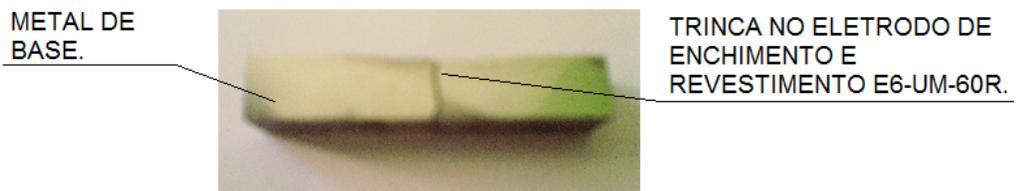


Figura 20 - Foto do corpo de prova com trinca visível e soldada com o quarto método de soldagem.

7.2.5 Quinto método de soldagem

A Fig. 21 mostra a peça após finalização com o eletrodo E6-UM-60R, aplicando os últimos passes de acabamento. A Fig. 22 mostra o corpo de prova sem ocorrência de trinca.

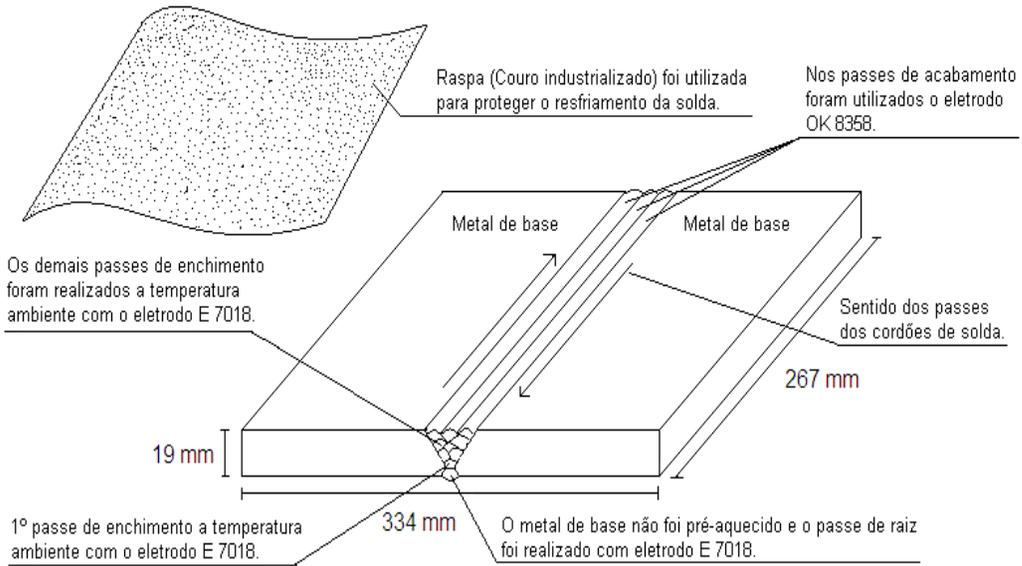


Figura 21 - Peça soldada com o quinto método de soldagem (esquemático).

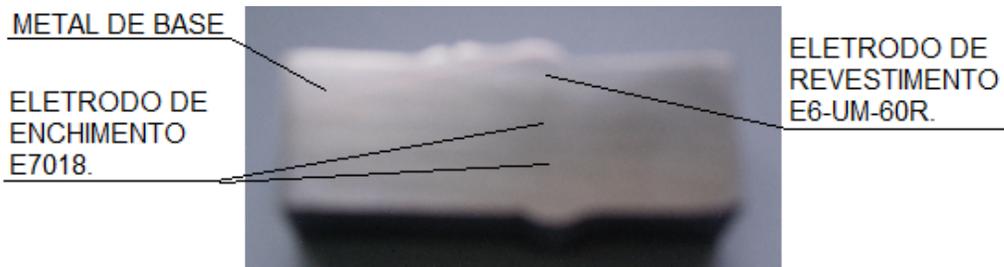


Figura 22 - Foto do corpo de prova soldado com o quinto método de soldagem.

7.2.6 Corpo de prova para ensaio de desgaste

Para ensaio de desgaste, da solda de revestimento, foram preparados 5 corpos de prova, com solda cordão sobre chapa, com duas camadas, sendo a chapa base de aço A36, simulando depósito sobre eletrodo macio.

Os corpos de prova foram confeccionados utilizando o eletrodo E6-UM-60R e os mesmos parâmetros de corrente e tensão da Tabela 5, utilizados nas demais soldagens.

7.3 Retirada e Usinagem dos Corpos de Prova

A retirada e usinagem dos corpos de prova para ensaios só foram possíveis na peça soldada com o quinto método. Foi utilizada uma plaina retificadora para deixar a peça plana com dimensões adequadas para iniciar seu lixamento e testes. A Fig. 23 mostra a plaina retificadora ZOCCA 500.



Figura 23 - Plaina Retificadora ZOCCA 500.

7.4 Macrografias

Após o lixamento, o polimento e o ataque químico, os corpos de prova foram fotografados mostrando as regiões de MB (Metal de Base), ZTA (Zona Termicamente Afetada) e MS (Metal de Solda) que são possíveis de serem visualizados após os processos.

7.5 Ensaios de Dureza e Microdureza Vickers

Foi realizado ensaio de microdureza Vickers em um equipamento SHIMADZU HMV 2000 com uma distância de 11mm, carga aplicada de 500gf e 4903N e tempo de aplicação de 10s sendo traçado nos corpos de prova um perfil de dureza horizontal imaginário na parte superior somente na região do metal de revestimento E6-UM-60R e em profundidade iniciando no metal de revestimento, zona termicamente afetada (ZTA) e o eletrodo de enchimento E7018 como mostra a Fig. 24, conforme a norma ASTM E 384. A Fig.25 mostra o equipamento utilizado para os ensaios de microdureza vickers.

O ensaio de dureza foi realizado em um equipamento HECKERT com uma pré-carga inicial de 30 Hv ou 294 N para se determinar a resistência do material em uma área ou seção maior sem que carbonetos, inclusões ou imperfeições interferissem nos resultados, como mostra a Fig.26.

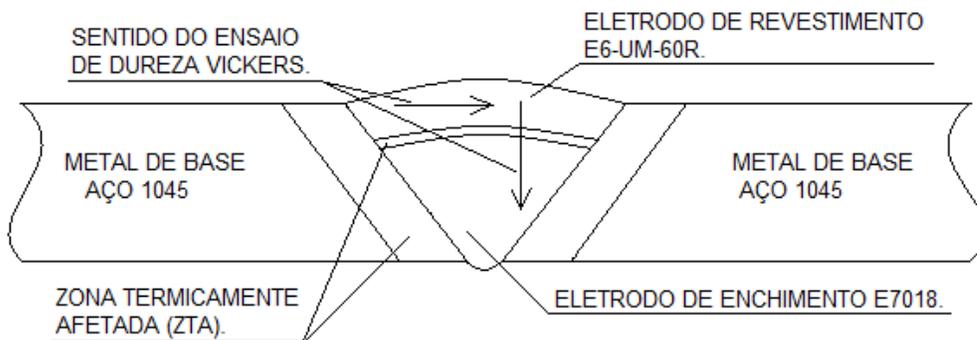


Figura 24 - Perfil do corpo de prova com linha de perfil de dureza esquemático.



Figura 25 - Equipamento SHIMADZU HMV2000 para ensaio de microdureza Vickers.



Figura 26 - Equipamento HECKERT para ensaio de dureza.

7.6 Ensaio de Desgaste com Roda de Borracha

Os ensaios de desgaste com roda de borracha foram realizados no LA-PROSOLDA da Universidade Federal de Uberlândia, conforme a norma ASTM G 65 - 2000

A Fig. 27 mostra um equipamento de desgaste por abrasão e seus componentes.

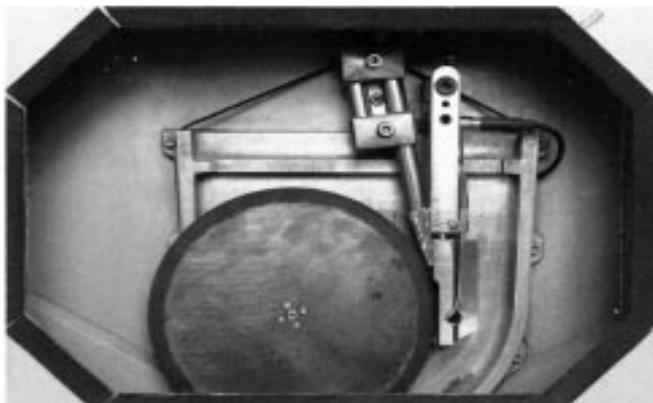


Figura 27 - Equipamento de desgaste por abrasão – Roda de Borracha (ASTM - G65, 2000).

7.7 Ensaio MEV e EDS

As fotos micrográficas de MEV foram obtidas em um equipamento LEO modelo 440 com detector OXFORD, operando com feixe de elétrons de 20 KV. Análise de energia dispersiva (EDS) foi realizada em um equipamento EDX LINK ANALYTICAL, (Isis System Series 200), com detector de SiLi Pentafet, janela ultrafina ATW II (“Atmosfere Thin Windows”), de resolução de 133eV à 5,9keV, acoplado a um microscópio eletrônico. Utilizou-se padrão de Co para calibração, feixe de elétrons de 20 kV, distância focal de 25 mm, “dead time” de 30%, corrente 2,82A e I “probe” de 950pA. Pertencente à Central de Análises Químicas Instrumentais (CAQI) do Instituto de Química de São Carlos (IQSC) da Universidade de São Paulo (USP), Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise. A Fig.28 mostra o equipamento que foi utilizado para realizar os ensaios MEV nos corpos de prova.

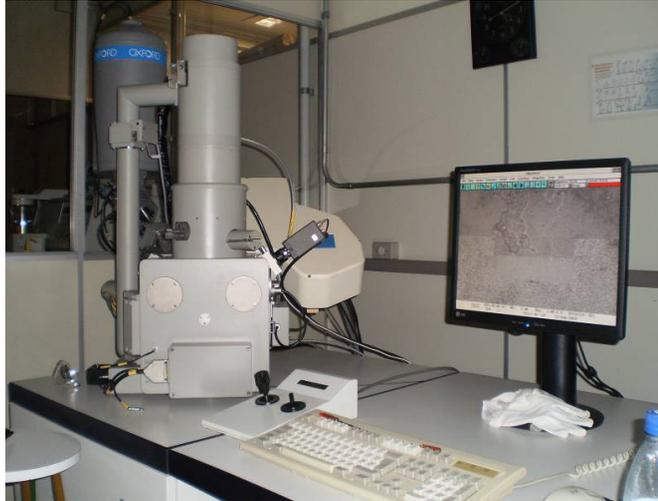


Figura 28 - Equipamento para ensaios MEV.

7.8 Ensaios Metalográficos

As imagens metalográficas foram obtidas utilizando um microscópio óptico Carl Zeiss, modelo Axiotech, ao qual estão acoplados uma câmera de vídeo Color View 12, e um microcomputador em ambiente Windows XP com um software Analysis FIVE (Soft Imaging System), pertencente ao Laboratório de Processamento Termomecânico e no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE/DEMA-UFSCAR), com ampliação de até 1000X. A Fig. 29 mostra o equipamento utilizado para os ensaios metalográficos nos corpos de prova.



Figura 29 - Equipamento para ensaios metalográficos.

8 RESULTADOS E DISCUSSÕES

8.1 Dureza

A Tabela 6 mostra a média das durezas no metal de base, o aço 1045, sentido horizontal no corpo de prova.

Tabela 6 - Resultado da dureza Vickers no aço 1045.

DUREZA VICKERS		
Metal de Base AÇO 1045	Tempo	10 s
	Carga	30 HV
	Newton	294 N
	Média para Dureza Vickers	207,33
	Desvio Padrão	1,8856
	Dureza Máxima	210
	Dureza Mínima	206

A Tabela 7 mostra a média das durezas no revestimento E6-UM-60R, sentido horizontal no corpo de prova, com a solda feita por simples deposição sobre a chapa A36.

Tabela 7 - Resultado da dureza Vickers no revestimento E6-UM-60R.

DUREZA VICKERS		
Metal de Revestimento E6-UM-60R	Tempo	10 s
	Carga	30 HV
	Newton	294 N
	Média para Dureza Vickers	535,4
	Desvio Padrão	24,04
	Dureza Máxima	580,5
	Dureza Mínima	528,5

A Tabela 8 mostra a média das microdurezas no eletrodo de revestimento E6-UM-60R, na solda realizada em chanfro, no sentido horizontal do corpo de prova como mostra a Fig.24.

Tabela 8 - Resultado da microdureza Vickers no eletrodo E6-UM-60R – sentido horizontal

MICRODUREZA VICKERS		
Metal de Revestimento E6-UM-60R.	Distância Total	11 mm
	Tempo	10 s
	Carga	500 g
	Newton	4903 N
	Média para Dureza Vickers	555
	Desvio Padrão	26,20
	Coefficiente de Variação	472
	Microdureza Máxima	613
	Microdureza Mínima	523

A Tabela 9 mostra a média das microdurezas no eletrodo de revestimento E6-UM-60R, na solda realizada em chanfro, sentido vertical, em profundidade no corpo de prova como mostra a Fig.24.

Tabela 9 - Resultado da microdureza Vickers no eletrodo E6-UM-60R – sentido vertical.

MICRODUREZA VICKERS		
Metal de Revestimento E6-UM-60R.	Distância Total	11 mm
	Tempo	10 s
	Carga	500 g
	Newton	4903 N
	Média para Dureza Vickers	528
	Desvio Padrão	35,01
	Coefficiente de Variação	6,63
	Microdureza Máxima	573
	Microdureza Mínima	471

A Tabela 10 mostra a média das microdurezas na ZTA (zona termicamente afetada) entre eletrodo de revestimento E6-UM-60R e o eletrodo de enchimento E7018, na solda feita em chanfro, sentido vertical em profundidade no corpo de prova como mostra a Fig.24.

Tabela 10 - Resultado da microdureza Vickers na ZTA.

MICRODUREZA VICKERS		
ZTA (Zona Termicamente Afetada)	Distância Total	11 mm
	Tempo	10 s
	Carga	500 g
	Newton	4903 N
	Média para Dureza Vickers	171
	Desvio Padrão	10,18
	Coefficiente de Variação	5,97
	Microdureza Máxima	189
	Microdureza Mínima	155

A Tabela 11 mostra a média das microdurezas no eletrodo de enchimento E7018, na solda realizada em chanfro, sentido vertical em profundidade no

corpo de prova como mostra a Fig.24.

Tabela 11 - Resultado da microdureza Vickers no eletrodo E7018.

MICRODUREZA VICKERS		
Metal de Enchimento E7018.	Distância Total	11 mm
	Tempo	10 s
	Carga	500 g
	Newton	4903 N
	Média para Dureza Vickers	144
	Desvio Padrão	5,33
	Coefficiente de Variação	3,69
	Microdureza Máxima	152
	Microdureza Mínima	133

Observando-se as Tabelas 6 a 11, verifica-se que a dureza do metal de revestimento proporcionou uma dureza 2,5 vezes maior do que a do metal de base (aço 1045), indicando que o desgaste do metal de revestimento deve ser muito menor do que o do metal de base.

Observa-se, também, que praticamente não ocorreu variação na dureza quando se aplicou o metal de revestimento na solda em chanfro e na solda sobre chapa (A36) e, pelos baixos valores de dureza encontrados na ZTA e no metal de solda depositado pelo eletrodo E7018, pode-se simular a deposição do metal de revestimento sobre chapa macia, sem prejuízo no resultado do ensaio de desgaste.

8.2 Desgaste

A Fig. 30 mostra os corpos de prova extraído do metal de base após os ensaios de desgaste por abrasão em roda de borracha.

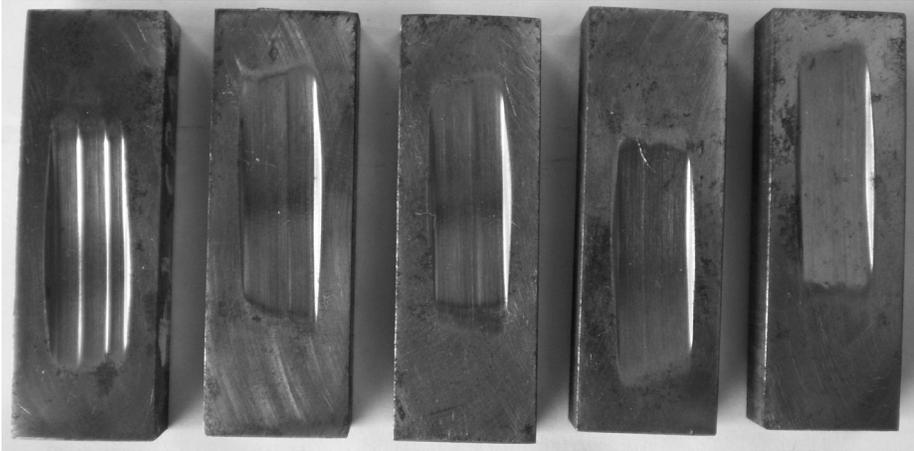


Figura 30 - Metal de base após desgaste Roda de Borracha.

A Fig. 31 mostra a micrografia da trilha do corpo de prova extraído do metal de base (aço 1045) após os ensaios de desgaste por abrasão roda de borracha. A Fig.33 mostra a micrografia da trilha do corpo de prova extraído da região soldada com eletrodo de revestimento E6-UM-60R após os ensaios de desgaste por abrasão roda de borracha. Observa-se que o tipo de desgaste ocorrido nas duas situações foi por microcorte, conforme o encontrado por Buchely et. al. (2005), mostrado na Fig.10.

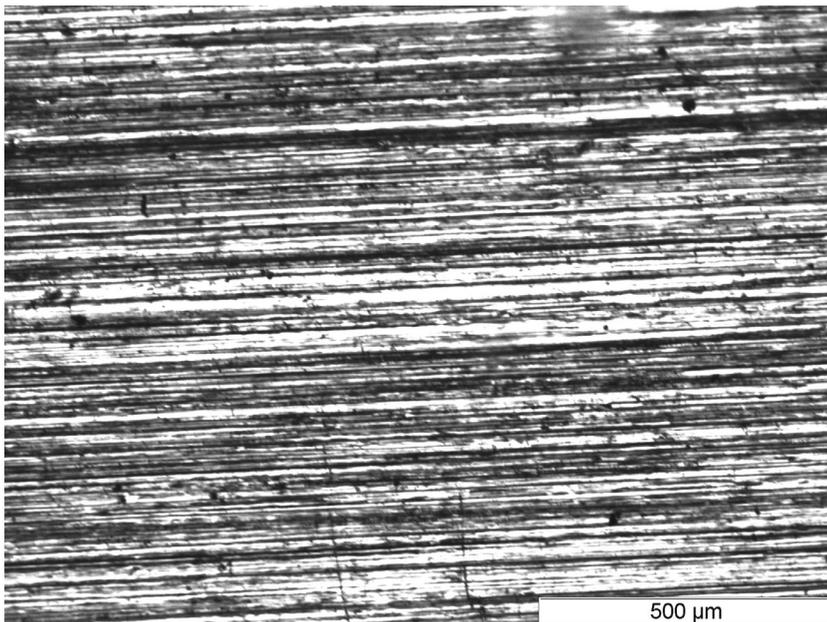


Figura 31 - Micrografia da região de desgaste no metal de base.

A Tabela 12 mostra a média do desgaste no aço SAE 1045.

Tabela 12 Resultado do desgaste no metal de base.

05 Amostras				
Primeiro Grupo (Tempo de pré-desgaste= 5 min)				
	C.P. #	Peso das amostras [g]		Diferença
		Após Pré-desgaste	Após Desgaste	
Metal Base	4_1	192,1588	188,9149	3,2439
	4_2	190,7275	187,1732	3,5543
	4_3	193,0915	190,1698	2,9217
	4_4	193,3137	190,4208	2,8929
	4_5	193,0201	189,8882	3,1319
			Média	3,1489

A Fig. 32 mostra os corpos de prova extraídos da região da solda de revestimento utilizando o eletrodo E6-UM-60R após os ensaios de desgaste por abrasão com roda de borracha.



Figura 32 - Região soldada com eletrodo E6-UM-60R após desgaste Roda de Borracha.

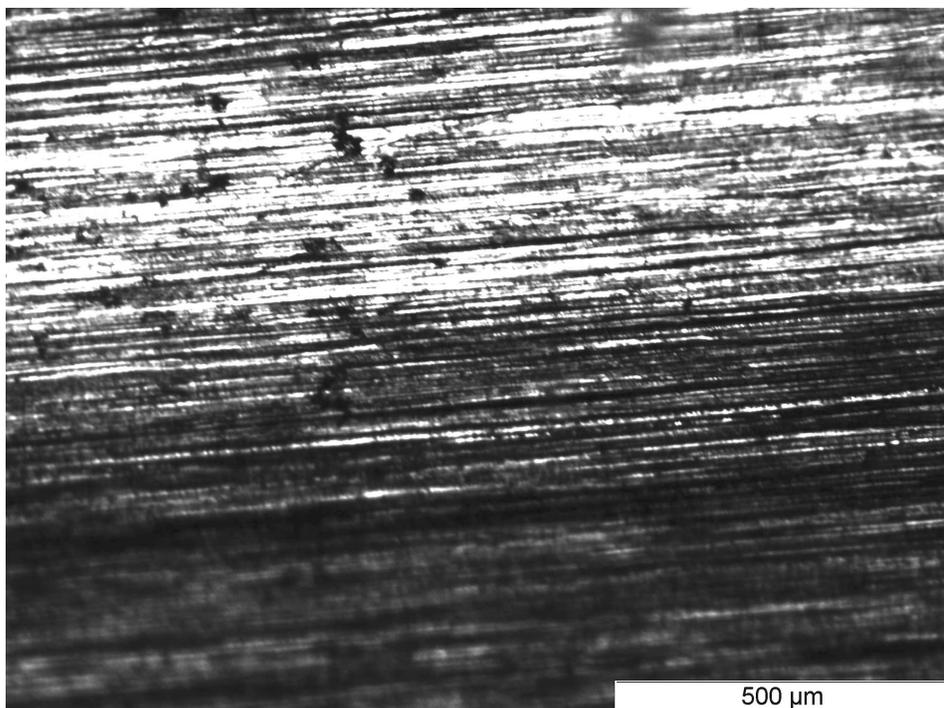


Figura 33 - Micrografia da região de desgaste no metal de solda E6-UM-60R.

A Tabela 13 mostra a média do desgaste no eletrodo de revestimento E6-UM-60R.

Tabela 13 Resultado do desgaste no metal de solda.

05 Amostras				
Terceiro Grupo (Tempo de pré-desgaste= 5 min.)				
	C.P. #	Peso das amostras [g]		Diferença
		Após Pré-desgaste	Após Desgaste	
Peças Soldadas	6_1	176,4163	173,6194	2,7969
	6_2	171,8584	168,9291	2,9293
	6_3	177,0048	174,1452	2,8596
	6_4	179,2900	176,7965	2,4935
	6_5	173,7336	171,4993	2,2343
			Média	2,6627

Observa-se nos resultados de desgaste (Tabelas 12 e 13) que a média do peso de material perdido pelo aço 1045 foi de 3,1489 g e o do metal de solda foi de 2,6627 g, mostrando que o desgaste da chapa é 18,3% maior do que o do metal de solda. Essa diferença pequena no desgaste também é visível nos corpos de prova (Figuras 30 e 32), onde não se observa diferenças acentuadas. Pela diferença de dureza, esperava-se um valor maior.

8.3 MEV, Micrografia e EDS

A Figura 34 mostra a microestrutura do metal de base realizado em microscopia eletrônica de varredura (MEV), observando-se uma microestrutura perlítica e ferrítica, típica deste aço. A Figura 35 mostra a microscopia ótica desse aço, onde se nota que ele foi fabricado por laminação.

A Figura 36 e a Tabela 14 mostram o resultado da análise dos componentes do aço 1045, observando-se que a composição mostrada refere-se a esse aço, conforme pode ser visto na Tabela 4.

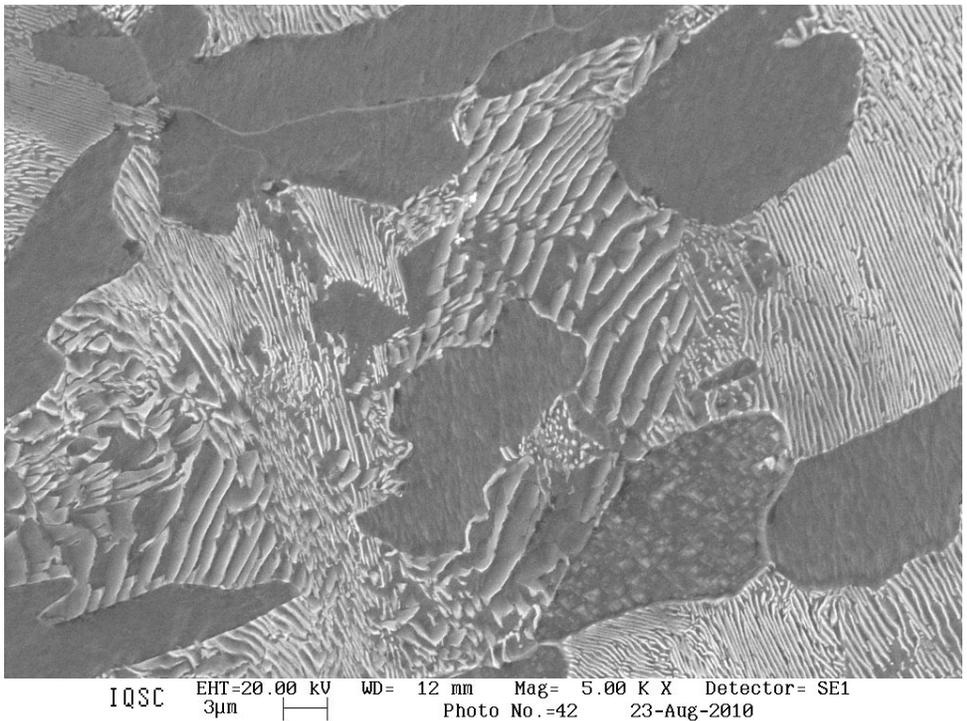


Figura 34 - Resultados do MEV no metal de base (aço 1045). Ataque – Vilela.

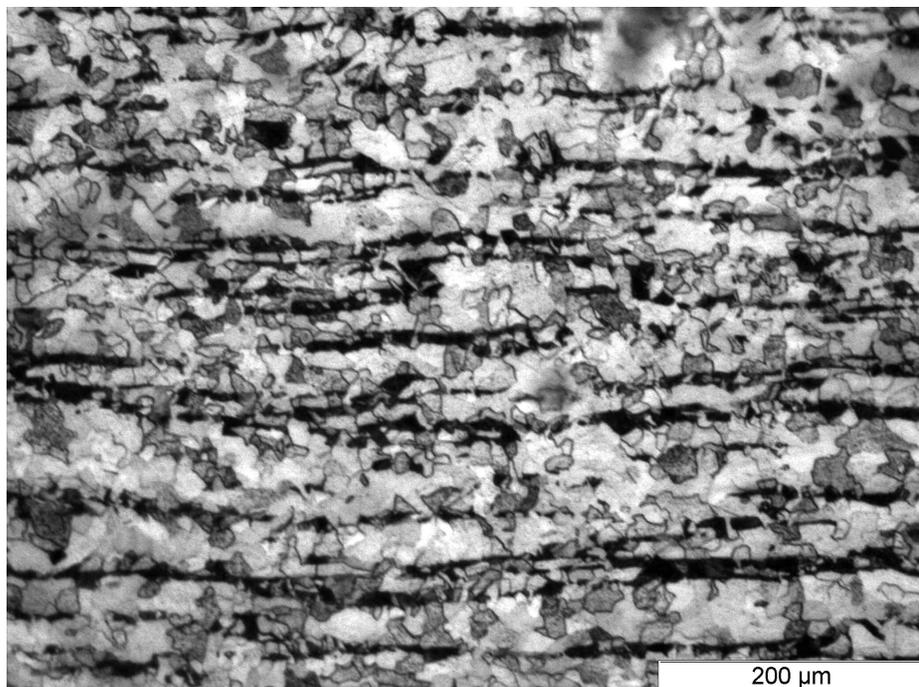


Figura 35 – Micrografia do metal de base (aço 1045). Ataque – Vilela.

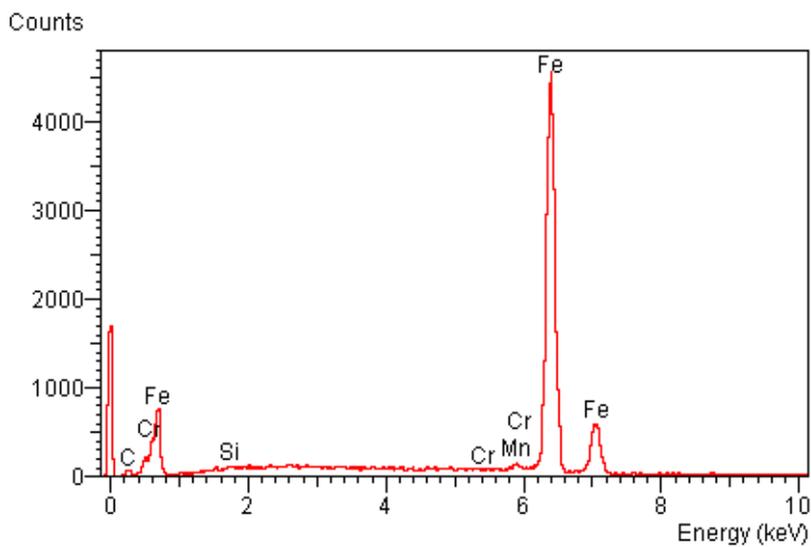


Figura 36 – Gráfico ensaio de EDS do metal de base.

Tabela 14 Resultados do EDS no metal de base.

METAL DE BASE AÇO 1045			
Composição química	Spect. Type	Element. %	Atomic %
C (k)	ED	3.86	15.68
Si (k)	ED	0.27	0.47
Cr (k)	ED	0	0
Mn (k)	ED	1.09	0.97
Fe (k)	ED	94.84	82.94

A Figura 37 mostra a microestrutura da ZTA realizada em microscopia eletrônica de varredura (MEV). A Figura 38 mostra a microscopia ótica dessa região.

A Figura 39 e a Tabela 15 mostram o resultado da análise dos componentes da ZTA, observando-se que ocorreu um aumento de carbono e silício e o aparecimento de cromo, mostrando que houve difusão desses elementos do metal de solda para a ZTA.

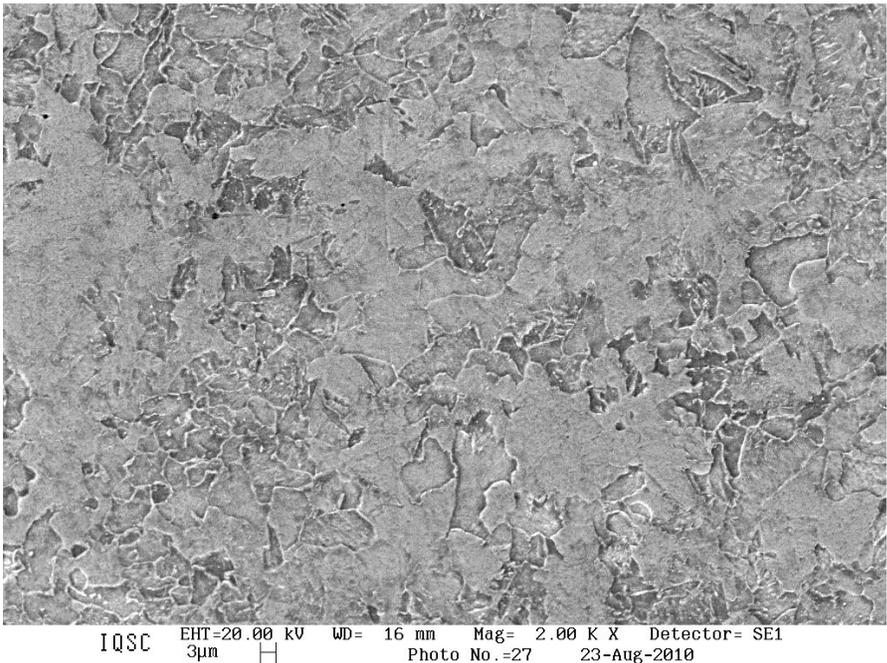


Figura 37 - Resultados do MEV na ZTA (Zona Termicamente Afetada). Ataque – Vilela.

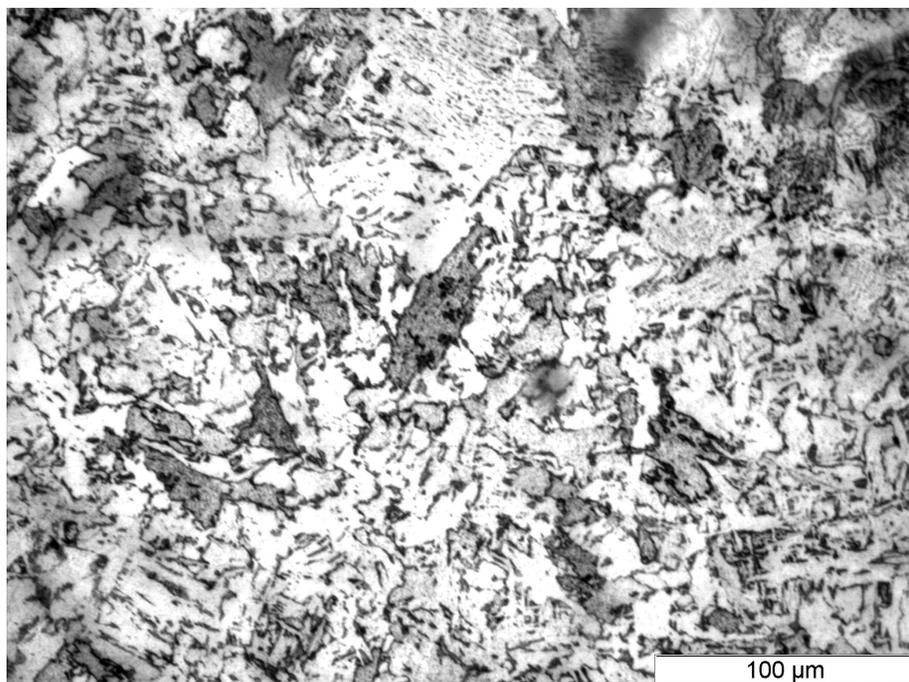


Figura 38 – Micrografia da ZTA. Ataque – Vilela.

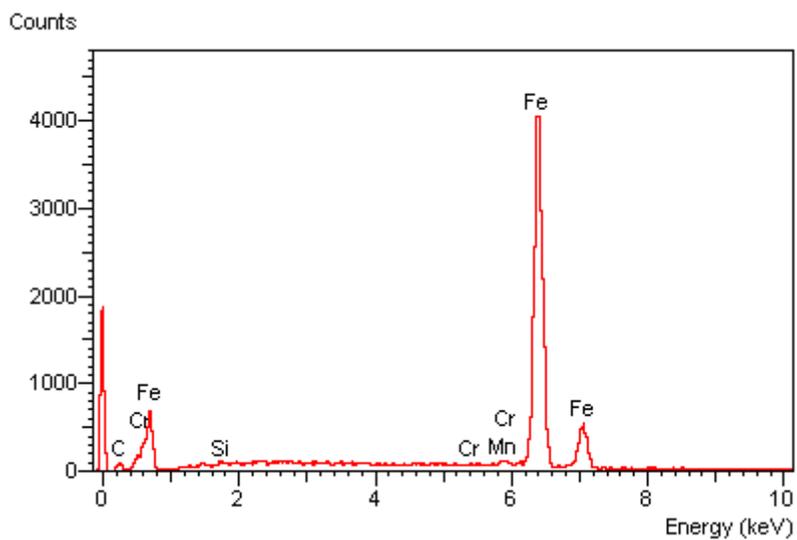


Figura 39 – Gráfico ensaio de EDS da ZTA.

Tabela 15 Resultados do EDS na ZTA (Zona Termicamente Afetada).

ZTA (Zona Termicamente Afetada)			
Composição química	Spect. Type	Element. %	Atomic %
C (k)	ED	5.42	20.97
Si (k)	ED	0.40	0.66
Cr (k)	ED	0.04	0.03
Mn (k)	ED	1.01	0.85
Fe (k)	ED	93.13	77.48

A Figura 40 mostra a microestrutura do metal de solda utilizando eletrodo E6-UM-60R realizado em microscopia eletrônica de varredura (MEV), observando-se uma microestrutura bainítica e martensítica em matriz ferrítica. A Figura 41 mostra a microscopia ótica desse aço, onde se nota essa mesma configuração.

A Figura 42 e a Tabela 16 mostram o resultado da análise dos componentes do metal de solda utilizando eletrodo E6-UM-60R, observando-se que o percentual de silício está bem abaixo do informado pelo fabricante, e os percentuais de carbono, manganês e cromo estão acima.

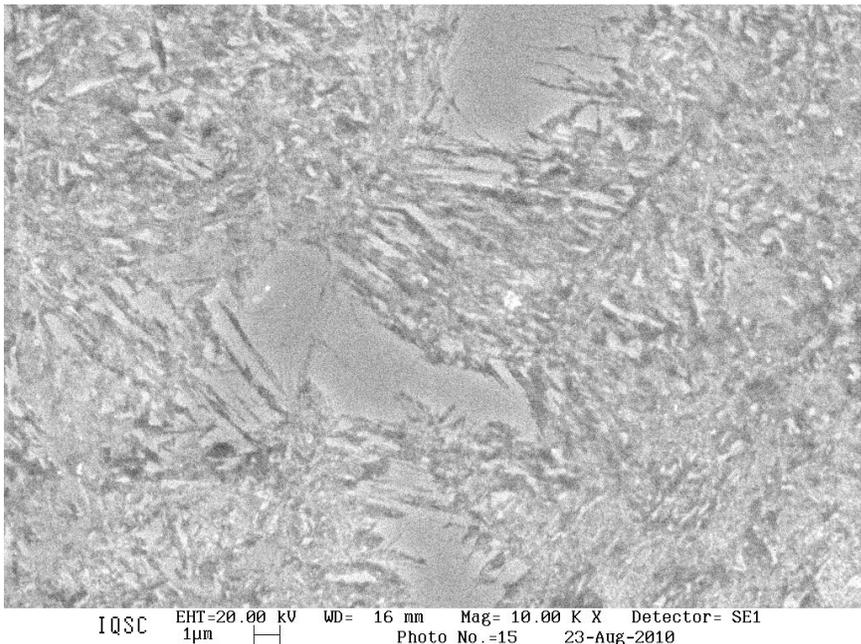


Figura 40 - Resultados do MEV no revestimento E6-UM-60R.

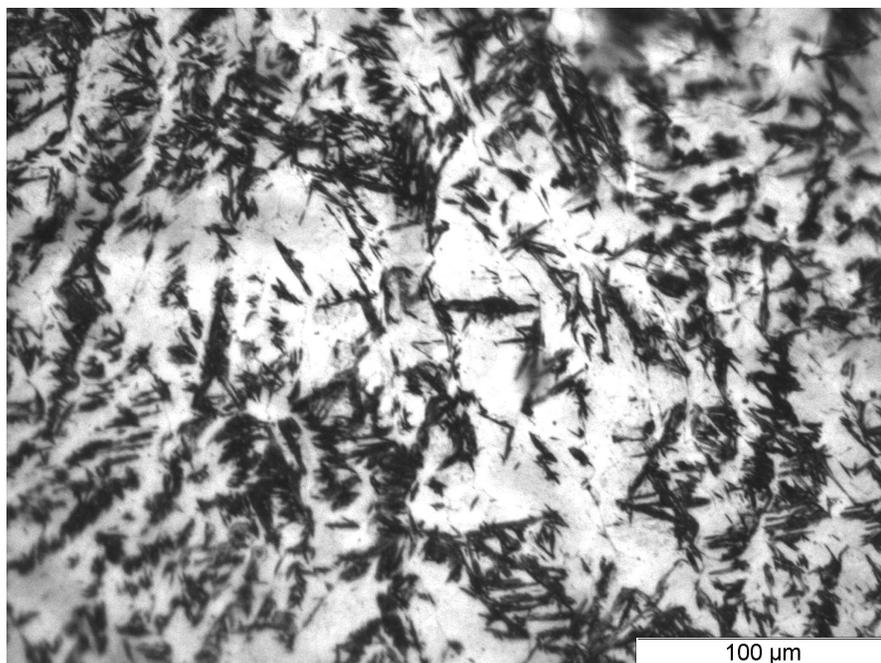


Figura 41 – Micrografia do metal de solda utilizando eletrodo de revestimento E6-UM-60R. Ataque – Vilela.

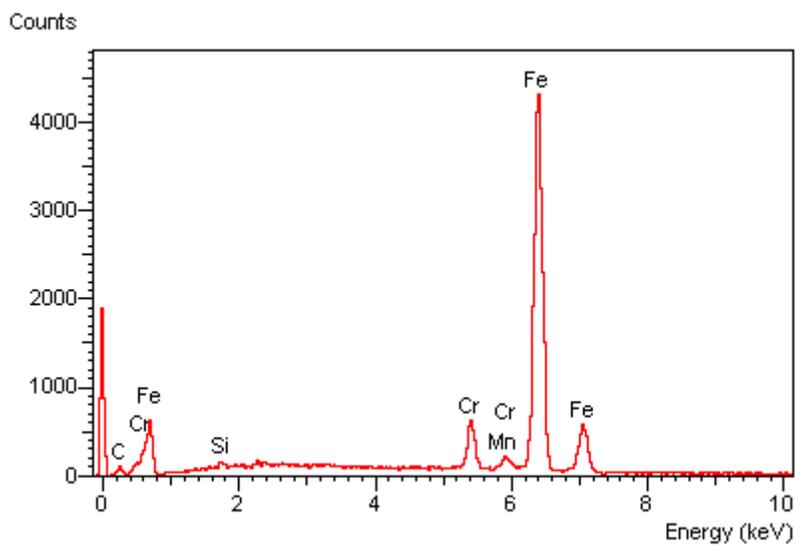


Figura 42 – Gráfico ensaio de EDS do metal de solda E6-UM-60R.

Tabela 16 Resultado do EDS no metal de solda E6-UM-60R.

METAL DE REVESTIMENTO E6-UM-60R			
Composição química	Spect. Type	Element. %	Atomic %
C (k)	ED	4.51	17.85
Si (k)	ED	0.47	0.79
Cr (k)	ED	6.32	5.79
Mn (k)	ED	0.97	0.84
Fe (k)	ED	87.74	74.74

Quando se compara os resultados de dureza e desgaste com as microestruturas pode se observar que a dureza maior do metal de revestimento é devido a microestrutura martensítica e, observa-se, também, que a microestrutura bainítica, por ser mais “macia”, influencia na pouca diferença de desgaste entre o metal de base e o metal de revestimento. Além do que, não houve a ocorrência de carbonetos no metal de solda, que geralmente influem propiciando um menor desgaste.

9 CONCLUSÕES

A realização dos cinco métodos de soldagem da solda em chanfro e a simulação da solda de deposição sobre chapa e seus comportamentos após finalização dos ensaios de dureza, microdureza, MEV, EDS e micrografias óticas permite chegar as seguintes conclusões.

9.1 Quanto aos Métodos de Soldagem

- O corpo de prova soldado com o primeiro método de soldagem mostrou trincas aparentes e visíveis a olho nu ao longo do metal de solda e microtrincas na ZTA (Zona Termicamente Afetada).
- O corpo de prova soldado com o segundo método de soldagem mostrou trincas aparentes e visíveis a olho nu entre o metal de solda e a ZTA (Zona Termicamente Afetada), sendo que a peça trincou e se separou completamente do metal de base.
- O corpo de prova soldado com o terceiro método de soldagem não houve ocorrência de trincas ao longo dos cordões de solda até a temperatura de 75° C, porém, quando a peça resfriou totalmente e iniciou a extração dos corpos de prova foi observado, a olho nu, trincas ao longo do cordão de solda após o lixamento, entre o metal de solda e a ZTA (Zona Termicamente Afetada), partindo-se ao meio no ato da usinagem.
- O corpo de prova soldado com o quarto método de soldagem mostrou trincas aparentes e visíveis a olho nu, sendo que a peça após a ocorrência da trinca no eletrodo de adição e revestimento trincou no sentido do cordão e ao longo do metal de adição se separando em duas partes.
- O corpo de prova soldado com o quinto método de soldagem mostrou a coalescência dos metais de adição e de revestimento onde não houve a ocorrência de trincas visíveis e nem quebra total da peça.

9.2 Quanto ao Ensaio de Dureza

- A dureza do metal de revestimento proporcionou uma dureza 2,5 vezes maior do que a do metal de base (aço 1045).
- Praticamente não ocorreu variação na dureza quando se aplicou o metal de revestimento na solda em chanfro e na solda sobre chapa (A36).
- Pelos baixos valores de dureza encontrados na ZTA e no metal de solda depositado pelo eletrodo E7018, pode-se simular a deposição do metal de revestimento sobre chapa macia, sem prejuízo no resultado do ensaio de desgaste.
- O tipo de desgaste ocorrido tanto no aço 1045 quanto no metal de revestimento foi por microcorte.
- O desgaste da chapa de aço 1045 é 18,3% maior do que o do metal de solda. Pela diferença de dureza, esperava-se um valor maior

9.3 Quanto aos Ensaios de MEV, Micrografia e EDS

- A microscopia eletrônica de varredura (MEV), do aço 1045 mostrou uma microestrutura perlítica e ferrítica, típica deste material.
- O ensaio de EDS do metal de base mostrou uma composição química típica deste aço.
- Pelo ensaio de EDS na ZTA, observou-se um aumento de carbono e silício e o aparecimento de cromo, mostrando a ocorrência de difusão desses elementos do metal de solda para essa região.
- O metal de solda utilizando eletrodo E6-UM-60R mostrou uma microestrutura bainítica e martensítica em matriz ferrítica.
- A dureza maior do metal de revestimento é devido a microestrutura martensítica.
- A microestrutura bainítica, por ser mais “macia”, influencia na pouca diferença de desgaste entre o metal de base e o metal de revestimento.
- Não houve a ocorrência de carbonetos no metal de solda, que geralmente influem propiciando um menor desgaste.

10 REFERÊNCIAS

ADACHI, K. and HUTCHINGS, I. M. Wear mode mapping for the micro-scale abrasion test. *Wear*. v. 255, p. 23 – 29, 2003.

ASTM. Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. ASTM G40-90a. p. 150-155, 1990.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO - ABAL. Introdução. 2017. Disponível em: www.abal.org.br/desenvsust/introducao.asp. Acesso em: 27/08/2010.

ASTM. Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus. ASTM G65-00, p. 231-243, 2000.

BÁLSAMO, P.S.S.; SCOTTI, A.; DE MELLO, J.D.B., Interpretación de la Microestructura de Recargues Duros Depositados por Soldadura Utilizando la Superficie de Líquidos de Diagramas Fe-Cr-C. *Rev. Soldadura*, 25 (4), CENIN, Madrid, p. 199-207, 1995.

BLAKE, P.D., Oxygen and nitrogen in weld metal, *Welding Research International*, Volume 9, number 1, pp. 23-56, 1979.

BOL. Trelças. 2010. Disponível em: www.estruturasmetálicas.vilabol/. Acesso em: 09/03/2010.

BOLTON, L.A; DAVIES, U.H. The Mecanisms of Wear. *Weld Surfacing and Hardfacing – The Welding Institute*, 1980.

BRESCIANI, F., E., Seleção de Materiais Metálicos, Editora da UNICAMP, Campinas, 1986.

BUCHELY, M. F.; GUTIERREZ, J. C.; LEÓN, L. M. & TORO, A. The Effect of Microstructure on Abrasive Wear of Hardfacing Alloys. *Tribology International*. v. 259, p. 52 - 61, 2005.

CALLISTER, W. D., *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*, Editora LTC, Rio de Janeiro, 2002.

CARCELLER, R. C. Influencia de los Parâmetros del Régimen de Recargue en La Morfología de los Depósitos de Acero e Fundición Blanca al Cromo y su incremento en la Resistencia al Desgaste Abrasivo. Instituto Superior Politécnico José Antonio Echeverría, Facultad de Ingeniería Mecánica, República de Cuba, Tesis de Doctorado en Ciencias Técnicas, 2007, 154 p.

CARY, H. B. and HELZER, Scott C., Modern Welding Technology, 6th ed., Pearson Prentice-Hall, 1979

DATSKO, J., Materials Selection for design and Manufacturing – Theory and Practice, Marcel Dekker, New York, 1997.

DAVID, S.A. and VITEK, J.M., Correlation between solidification parameters and weld microstructures, International Materials Reviews, Vol. 34, nº 5, pp. 213-245, 1989.

DIETER, G.E., Metalurgia Mecânica, Guanabara Dois, segunda edição, Rio de Janeiro – RJ, 1976.

ESAB, www.esab.com.br, acesso em abril de 2010.

EVANS, G.M., The effect of micro-alloying elements in C-Mn steel weld metal, in: Latin American Regional Congress, Apil, 1992

EYRE, T. S. Friction and Wear Mechanisms. ABM. II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. Uberlândia – MG. p. 263-306, dez. 1991.

FARRAR, R.A. and HARRISON, P.L., Review – Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview, Journal of Materials Science, Volume 22, pp. 3812-3820, 1987.

FBTS, Manual de Tecnologia de Fabricação e Soldagem, Centro de Tecnologia de Soldagem, Apostila, 2001.

FORTES, C., Metalurgia da soldagem – Revisão 1, abril de 2004.

GATES, J. D. Two-body and three-body abrasion: A critical discussion. Wear. v. 214, p. 139 – 146, 1998.

GRONG, O. and MATLOCK, D.K., Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals, International Metals Reviews, Vol.31, nº 1, pp.27-48,1986.

HUTCHINGS, I. M. Tribology: Friction and wear of engineering materials. CRC Press Inc., Boca Raton, USA, 273 p. 1992.

IIW – INTERNATIONAL INSTITUTE OF WILLIAMS, Guide to the Light Microscope Examination off Ferritic Steel Weld Metals, Doc. Nº IX-1522-88 IXJ-123-87 Revision 2, June, 1988.

KOCK, M. A. Dimensionamento de um silo metálico com fundo plano para armazenamento de soja. 2018. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. 2018.

KOU, S., Welding Metallurgy, John Wiley & Sons, United States of America,

1987.

LIMA, A. C., Estudo da Aplicação de Revestimento Duro por Soldagem com Arames Tubulares Quanto à Resistência ao Desgaste de Facas Picadoras de Cana-de-Açúcar, Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia - MG, 2008

LIU, S. and OLSON, D., The Role of inclusions HSLA Steel Weld Microstructures, *Welding Journal*, pp. 139s-149s, June, 1986.

MARQUES, P.V., MODENESI, P.J. e BRACARENSE, A.Q., Soldagem – Fundamentos e Tecnologia, Editora UFMG, Belo Horizonte, Minas Gerais, 2005.

MARTINS FILHO, A. S. Soldagem de Revestimentos com Arame Tubular. Universidade Federal de São Carlos. Dissertação de Mestrado. 93 p. 1995.

MODENESI, P. J. e MARQUES, P. V., Soldagem I – Introdução aos Processos de Soldagem, Apostila, Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica, Belo Horizonte - MG, Novembro, 2000.

MODENESI, P. J. Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas Universidade Federal de Minas Gerais Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2008.

NOBLE, D. N. Factors Which affect Abrasive Wear Resistance of Hardfacing Weld Deposits. A Review of the Literature. The Welding Institute, 26 p. out. 1984.

OKUMURA, T. e TANIGUCHI, C., Engenharia de Soldagem e Aplicações, LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora, Rio de Janeiro, 77 pp., 1982.

PARANHOS, R. P. R.; MELLO, R. S. T.; PAYÃO FILHO, J. C. Influência dos Parâmetros de Soldagem com Arco Submerso Empregando Fluxo Ligado e Arame de Aço-C nas Características de Revestimento de Ligas Fe-Cr-C Resistentes ao Desgaste Abrasivo. XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, XI Congresso Latino-Americano e V Ibero-Americano de Soldagem. Fortaleza – CE. 20 - 23 de set. 1998.

PETROBRAS, Norma de Soldagem N-133, Revisão J, Julho, 2005.

RIBEIRO, R.; VENTRELLA, V. A. e GALLEGOS, J. Avaliação do Desgaste Abrasivo de Revestimentos Soldados do Tipo Fe-C-Cr Utilizados na Indústria Surocoaleira. 60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Belo Horizonte - MG. 25 a 28 de junho de 2005.

SCOTTI, A. e ROSA, L. A. A. Influence of Oscillation Parameters on Crack Formation in Automatic Fe-B Hardfacing. *Journal of Materials Processing Technology*. p. 272-280, 1997.

SILVA, O.F. e PANNONI, F.D., Artigos técnicos - Exibição de noticiais – Aços estruturais, Abece Informa – Março/Abril 2005. Disponível em: <[http:// www.cbca-ibs.org.br/noticiais_exibe.asp?Codigo=329&Refresh=200624724](http://www.cbca-ibs.org.br/noticiais_exibe.asp?Codigo=329&Refresh=200624724)> Acesso em 18/08/2006.

STACHOWIAK, G. W. and BATCHELOR, A. W. Engineering tribology, Butterworth – Heinemann, 2^a edition, 744 p. 2001.

STEVENSON, A. N. J. and HUTCHINGS, I. M. Development of the Dry Sand/ rubber Wheel Abrasion Test. *Wear*, v. 195, p. 232-240, 1996.

SVENSSON. L.E., Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds, CRC Press, 240 pp., 1994.

TREZONA, R. I., ALLSOPP, D. N. and HUTCHINGS, I. M., Transition between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. *Wear*, v. 225 – 229, p. 205 – 214, 1999.

WAINER, E., BRANDI, S.D. et al., Soldagem – Processos e Metalurgia, Editora Edgard Blücher Ltda., São Paulo, Brasil, 1992.

ZHANG, Z. And FARRAR, R.A., Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals, *Welding Journal*, pp. 183s-196s, May, 1997.

ZUM GAHR, K. H. Microstructure and Wear of Materials. Tribology Series, v. 10, Elsevier Science Publishers, Amsterdam. 560 p. 1987.



Graduado em Engenharia Industrial Mecânica pelo Instituto Federal do Maranhão (2007) e Mestre em Engenharia de Materiais pelo Instituto Federal do Maranhão (2010) é atualmente Coordenador do Curso de Engenharia Mecânica na Universidade CEUMA, aonde além de conduzir ações de liderança, pesquisa e desenvolvimento tecnológico, ministra aulas nos Cursos de Engenharia: Mecânica, Produção, Elétrica, Ambiental, Civil e Computação. Desenvolveu atividades de ensino em curso profissionalizante do Centro de Ensino Médio e profissionalizante do Maranhão-CEMP. Foi professor dos Cursos de Engenharias Mecânica, Civil e Produção na DEVRY Brasil e Faculdade Pitágoras em São Luís-Ma. Possui experiência na área de Engenharia de Materiais e Metalúrgica, com ênfase em Soldagem. Participa de Grupo de Pesquisa em Engenharia Aeronáutica e Aeroespacial (GPEAA/UNICEUMA) certificado pelo UNICEUMA no DGP/CNPq que possui foco em construir e desenvolver tecnologias para participação das competições SAE Brasil de Aeromodelismo e BAJA

