

ANÁLISE MICROESTRUTURAL EM CHAPAS DE AÇO COM TEOR CRESCENTE DE CARBONO, SOLDADAS PELO PROCESSO GMAW.

Mateus Ribeiro de Oliveira, jrosa68@outlok.com¹

Adilson Rubens Pereira Junior, jrosa68@outlok.com²

Emerson Augusto Raimundo, emersonaugustoray@gmail.com³

Lucio Garcia Veraldo Junior, lucioveraldo@gmail.com⁴

Jorge Luiz Rosa, jlrosa@demar.eel.usp.br⁵

^{1,2,3}Fatec – Pindamonhangaba-SP - Brasil

^{3,4,5}Centro Universitário Salesianos – UNISAL – Lorena-SP - Brasil

Resumo: A soldagem é um dos processos mais utilizados na atualidade, devido à grande versatilidade e necessidade de aplicação, neste contexto o aço carbono é o material com maior utilização na soldagem e o mais utilizado industrialmente. Para se melhorar os estudos e aplicações do aço carbono na soldagem o presente trabalho analisou como o teor crescente de carbono influencia na microestrutura e na largura da ZTA do aço carbono soldado pelo processo GMAW. Os ensaios microestruturais foram realizados no metal de solda para avaliar as fases formadas para cada teor de carbono, Os resultados revelados pela microestrutura foi que com o aumento do teor de carbono os materiais apresentaram maiores quantidades de perlita e menor quantidade de ferrita, maior crescimento de grão e maiores variações da microestrutura tanto da ZTA quanto do metal de adição. No estudo também foi analisado a energia líquida de soldagem, microdureza, taxas de resfriamento e como a temperatura de pré-aquecimento recomendada varia para cada teor de carbono equivalente.

Palavras-chave: Soldagem GMAW. Aço carbono. Microestrutura.

MICROSTRUCTURAL ANALYSIS OF STEEL PLATES WITH INCREASING CARBON CONTENT, WELDED BY GMAW PROCESS.

Abstract. The welding is one of the processes more used today, due to the great versatility and need to apply, in this context carbon steel is the material with greater use in welding and the most used industrially. To improve the studies and carbon steel welding applications, the present study examined how increasing carbon content influence on microstructure and the width of the ZTA of welded carbon steel by the GMAW process. The microstructural tests were conducted on weld metal to evaluate the phases formed for each carbon content. The results revealed that the microstructure was increased with carbon materials showed larger amounts of pearlite and ferrite minor amount, increased grain growth and larger variations of ZTA microstructure as the metal addition. The study also examined the net energy welding, microhardness, cooling rates and the recommended pre-heating temperature varies for each equivalent carbon content.

Keywords: GMAW Welding; Carbon Steel; Microstructure.

1. INTRODUÇÃO

O aço carbono é um dos materiais mais produzidos pelo homem, pela facilidade de controlar sua microestrutura, por ter boa soldabilidade e propriedades usuais desejadas. O processo de soldagem mais utilizado atualmente para a soldagem deste material é o processo GMAW devido a suas inúmeras vantagens.

Estudar bem como este processo interfere nas propriedades dos aços carbono é muito importante, pois quanto maior o controle do processo, menor o risco de comprometer uma máquina ou componente e assim menores são as chances desses acidentes provocarem perdas de vida e desastres ambientais. Os aços são fortemente influenciados por ciclos térmicos e mecânicos, a intensidade destas influências é geralmente em função do teor de carbono ou outros elementos de liga, sendo necessário o estudo destas variáveis no processo.

O presente trabalho será baseado em como o teor crescente de carbono influenciará uma junta soldada pelo processo GMAW e quais medidas devem ser tomadas para se obter uma solda de boa qualidade.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Para Nunes e Kreischer (2010), Chiaverini (2008) e Malynowskyj (2007) aço é uma liga de ferro e carbono, contendo no máximo 2 % de carbono e alguns elementos como silício, fósforo enxofre entre outros, que são residuais do processo de beneficiamento do aço.

Segundo Nunes e Kreischer (2010) o aço carbono até 1% de carbono é o material mais utilizado na sociedade moderna, pela facilidade de construção e soldagem, por características mecânicas e pelo baixo custo, para Marques, Modenesi e Bracarense (2009) os aços compreendem o material mais usado pelo homem, devido à abundância de matéria prima, controle de sua estrutura, etc.

Segundo Malynowskyj (2007) o aço carbono pode ser classificado conforme a quantidade de carbono existente em sua composição. Nesta classificação de acordo com Modenesi (2011) os aços carbono se agrupam em baixo, médio e alto teor de carbono, conforme representado abaixo.

1- Aços com baixo teor de carbono têm em sua composição uma variação entre 0,10 e 0,25 % de carbono, 0,25 e 1,5% de manganês, um teor máximo de 0,04% de fósforo e 0,05% de enxofre. Este aço de acordo com Nunes e Kreischer (2010) possui ótima tenacidade, ductilidade, usinabilidade e soldabilidade. São utilizados em componentes de carcaças de veículos automotores, perfil de uso geral, chapas para tubos pontes e edificações, vasos e tanques para baixas pressões, arames e pregos, chapas zincadas para cobertura e fechamentos e chapas estanhadas.

2- Aços de médio teor de carbono apresentam composição similar ao aço de baixo teor de carbono, variando apenas o teor de carbono entre 0,3 e 0,5 % e manganês entre 0,6 e 1,65 %. Esses aços apresentam boa ductilidade, tenacidade e soldabilidade, sendo eles aplicados em rodas de trilhos ferroviários, engrenagens, chapas para tubos, vasos e tanques, peças para máquinas resistentes a abrasão, componentes estruturais de alta resistência e vergalhões para construção civil.

3- Aços de alto carbono possuem teor de carbono entre 0,50 e 0,95 % e teor de manganês entre 0,3 e 1,0%, sendo a composição similar ao aço de baixo e médio carbono. Este aço possui baixa ductilidade, sendo aplicado em matrizes, ferramentas, laminas de serra, molas, peças para máquinas altamente resistentes à abrasão e componentes estruturais de alta resistência.

2.1 TRATAMENTO TÉRMICO

Conforme ESAB (2004) a estrutura cristalina dos metais é afetada pela temperatura em que é aquecido, pelo tempo de permanência nesta temperatura e pela taxa de resfriamento. A mudança na estrutura determina as propriedades do material, existindo diversas maneiras de controlá-la, sendo as principais os tratamentos térmicos.

De acordo com ESAB (2004) os tratamentos térmicos não são usados em aços de baixo carbono e aços estruturais, entretanto podem ser utilizados para facilitar a usinagem, baixando a dureza ou ainda para evitar distorções.

De acordo com a Perez (2007) como os metais são geralmente bons condutores de calor, durante a soldagem podem ocorrer resfriamentos severos que provocam em alguns casos formação de microconstituintes indesejados na solda, para solucionar este problema é utilizado pré-aquecimento que reduz as taxas de resfriamento e consequentemente a formação de estruturas frágeis. A temperatura de pré-aquecimento pode variar de 50 a 540° C, porém é usual e mais comum a utilização na faixa entre 150 a 200° C.

Na soldagem de aços de alta liga ou aços de alto teor de carbono podem ocorrer à formação de altos percentuais de martensita, o que é inconveniente, pois a martensita é um microconstituente que possui alta dureza, baixa ductilidade e baixa tenacidade que podem provocar fissurações durante o resfriamento. Para reduzir estes problemas é utilizado pré-aquecimento que aumenta a temperatura do metal vizinho, baixando as taxas de resfriamento e consequentemente diminuindo a formação de estrutura frágil na solda (PEREZ, 2007).

Conforme ESAB (2004) a necessidade desses tratamentos é função do teor de carbono e de elementos de liga (composição química), tamanho das peças, velocidade de soldagem, diâmetro do consumível, rigidez da junta, processo de soldagem e temperatura inicial. O pré-aquecimento reduz o risco de trincas por hidrogênio, tensões de contração e a dureza na zona termicamente afetada.

De acordo com ESAB (2004) para se determinar a temperatura de pré-aquecimento é necessário conhecer a composição química do material. Quanto maiores os teores de carbono, elementos de liga, espessura e tamanho, maior será a temperatura de pré-aquecimento. Um método simples de determinar esta temperatura é por meio da Equação 1 do carbono equivalente (Ceq) que segundo o instituto IIW é dada por:

Equação 1: Fórmula do carbono equivalente

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$

(1)

Conforme Handbook para o cálculo da temperatura (T) de pré-aquecimento pode ser utilizada a Equação 2.

Equação 2: Temperatura de pré-aquecimento

$$T = 210 * C_{eq} - 25^{\circ}$$

A ESAB (2004) também sugere valores de temperaturas de pré-aquecimento em relação ao teor de carbono equivalente, o que pode ser visto na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**

Tabela 1. Temperatura de pré-aquecimento recomendada x Ceq

Carbono equivalente Ceq (%)	Temperatura de pré-aquecimento recomendada
< 0,30	Opcional
0,31 - 0,45	100°C - 200°C
0,45 - 0,60	200°C - 250°C
> 0,60	250°C - 300°C
Aços ferramenta, aços mola, aços de composição desconhecida	~ 300°C

2.2 SOLDAGEM

O processo de soldagem de acordo com Brandi (2010) foi impulsionado durante a segunda guerra mundial devido à grande fabricação de navios e aviões soldados. Nos dias atuais ela é aplicada de acordo com Pedrosa, Yadava e Ferreira (2010) em grande escala nas indústrias, sendo assim, surgem altos investimentos neste setor para a realização de pesquisas e desenvolvimento nos processos visando facilitar a seleção dos métodos mais adequados para cada aplicação. Os processos de soldagem para Brandi (2010) vêm evoluindo ao longo do tempo, tal evolução é necessária para atender a soldagem de novos materiais ou mesmo para aperfeiçoar e melhorar a característica de soldabilidade, pois nada adianta desenvolver um material se não for possível soldá-lo.

A soldagem é utilizada para fabricar produtos, estruturas metálicas, aviões e veículos espaciais, navios, locomotivas plataformas marítimas, reatores nucleares e periféricos, trocadores de calor, utilidade doméstica, componentes eletrônicos entre outros.

A classificação de soldagem para Brandi (2010) é dada pela natureza da união, onde existe a soldagem no estado sólido, cujos processos são reconhecidos como soldagem por explosão e soldagem por atrito. A soldagem por fusão engloba a soldagem por resistência, soldagem acetilênica e a arco que correspondem aos processos: eletrodo revestido, arco submerso, TIG, GMAW, soldagem por plasma, por eletroescória, por feixe de elétrons e soldagem a laser.

A soldagem é considerada muitas vezes como um método de união de peças, mas para Nunes e Kreisler (2010) muitos processos de soldagem podem ser utilizados como deposição em uma superfície, por exemplo, para recuperação de peças desgastadas ou até mesmo para a formação de um revestimento para uma determinada aplicação.

Existem muitos tipos de classificação para soldagem, hoje em dia ela pode ser entendida como sendo “Processo de união de materiais baseado no estabelecimento de forças de ligação química de natureza similar às atuantes no interior dos próprios metais, na região de ligação entre os materiais que estão sendo unidos” (MARQUES, MODENESE e BRACARENSE, 2009, pg18).

Os processos MIG (*Metal Inert Gas*) e MAG (*Metal Active Gas*) de acordo com Brandi (2010) são classificados como processo de soldagem a arco elétrico com gás de proteção (GMAW - *Gas Metal Arc Welding*), eles utilizam como fonte de calor um arco elétrico estabelecido entre um arame consumível e a peça a ser soldada.

Neste processo conforme ESAB (2005) o arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão. A velocidade do arame está relacionada com a corrente, quanto maior a velocidade de alimentação maior

a corrente de soldagem. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo, tal fluxo é normalmente aferido através de um instrumento denominado fluxômetro. Na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**1 é observado o modelo esquematizado do processo GMAW.

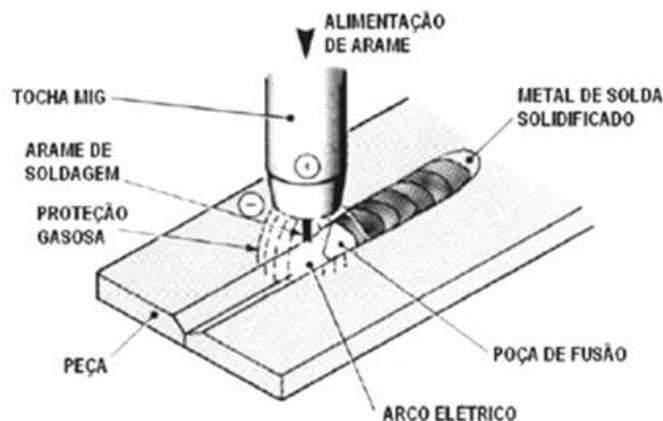


Figura 1. Processo de Soldagem GMAW: MIG/MAG.
Fonte: ESAB

3. MATERIAS E MÉTODOS

Os materiais de base utilizados neste desenvolvimento foram chapas de aço carbono AISI 1010, 1045 e 1070 que passaram pelo processo de normalização antes de serem efetuadas as soldas.

Os aços foram soldados com junta de topo e para cada teor de carbono foram utilizadas duas chapas com dimensões aproximadas de 100 x 200 x 4,7625 mm, destas chapas soldadas foram retirados 4 corpos de prova para tração de cada conjunto soldado.

Foi utilizado como consumível de soldagem o arame sólido ER70S6 com diâmetro 1,2mm, a composição química representada na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**

Tabela 2. Composição arame ER70S6

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
0,06	1,4	0,8	0,025	0,035	0,15	0,15	0,15	0,03	0,5
-	-	-							
0,15	1,8	1,15							

Fonte: Marques, Modenesi, Bracarense (2009).

A proteção gasosa utilizada foi à mistura 80% CO₂ e 20% Argônio com vazão de 12 litros por minutos e com transferência globular.

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, ilustra a máquina de solda e o cilindro de gás, bem como seus componentes.

Figura 2. Processo de Soldagem GMAW



A soldagem foi executada puxando com um ângulo da tocha aproximado de 20°, fazendo com que haja diluição elevada, ou seja, o material base tem grande participação no metal de solda. Os parâmetros utilizados na soldagem dos materiais estão representados na **Erro! Fonte de referência não encontrada.2).**

Tabela 2. Parâmetros de soldagem

Parâmetros	Aço 1010	Aço 1045	Aço 1070
Gás	20% Ar e 80% CO ₂	20% Ar e 80% CO ₂	20% Ar e 80% CO ₂
Corrente (A)	185	185	185
Tensão (V)	23	23	23
Velocidade de alimentação do arame (m/min.)	5	5	5
Tempo de Soldagem 1º cordão (s)	47,47	51,93	51,93
Tempo de Soldagem 2º cordão (s)	47,44	56,27	56,27
Velocidade de soldagem 1º cordão	4,21	3,85	3,85
Velocidade de soldagem 2º cordão (mm/s)	4,22	3,55 mm/s	3,55
Pré- aquecimento 1º cordão (°C)	93,5	121°C	124
Pré- aquecimento 2º cordão (°C)	167	185 °C	185

Como procedimento para o preparo das amostras de microscopia ótica, foi seguidos os seguintes passos: Primeiramente o material foi cortado e embutido em resina sintética denominada baquelite, da marca AROTEC. Posteriormente, as amostras embutidas foram lixadas em lixas d'água com granulometrias respectivas de 180, 240, 320, 400, 600, 1200 e 1500 mexes, seguido de polimento com pasta de diamante de 3 µm e alumina de 0,3 µm.

No lixamento, após ser verificado no estetoscópio que as amostras estavam totalmente com as ranhuras proveniente da respectiva lixa, as amostras foram lavadas e submetidas à próxima lixa de menor granulometria, ao trocar de lixa as ranhuras deixadas pela lixa anterior foram mantidas perpendiculares ao sentido de lixamento seguinte.

Ao passar pelo último lixamento as amostras foram polidas com pasta de diamante, neste polimento as amostras foram mantidas em uma mesma posição, já no polimento seguinte com alumina as amostras foram rotacionadas em sentido contrário ao giro do pano de polimento. As amostras foram polidas até ficarem isentas dos riscos deixado pelo lixamento ou outro eventual meio, além serem vistas no estereoscópio com aspecto completamente escuro.

Para revelar a microestrutura dos aços foi utilizado o ácido nítrico com concentração igual a 2%, as amostras preparadas pelo polimento foram imersas nesta solução, que por sua vez corroeu o contorno de grão (evidenciando uma maior reatividade nessa região) e revelou a microestrutura das amostras.

Foi observado que quanto maior o teor de carbono mais rápido é o ataque. Mostrando que quanto maior é o teor de carbono mais rápido é o ataque. Um fato semelhante foi constatado em laboratório ao ser feito um trabalho sobre a influência do teor de carbono na corrosão de aços utilizando água do mar (salina), no caso o aço com maior teor de carbono experimentou maiores taxas de corrosão.

As amostras após serem atacadas foram levadas ao microscópio óptico para analisar as fases, estruturas, morfologia e tamanho de grão no metal de solda, verificando o comportamento da zona fundida, da ZTA e do metal base.

4. RESULTADOS

Na Tabela 3-5, é mostrado os valores do calculo da energia líquida de soldagem, da dimensão teórica da ZTA e espessura relativa.

Tabela 3. Energia líquida de soldagem

	Aço 1010	Aço 1045	Aço 1070
1° Cordão	763 J/mm	834 J/mm	834 J/mm
2° Cordão	761 J/mm	900 J/mm	900 J/mm

Tabela 4. Dimensão teórica da ZTA

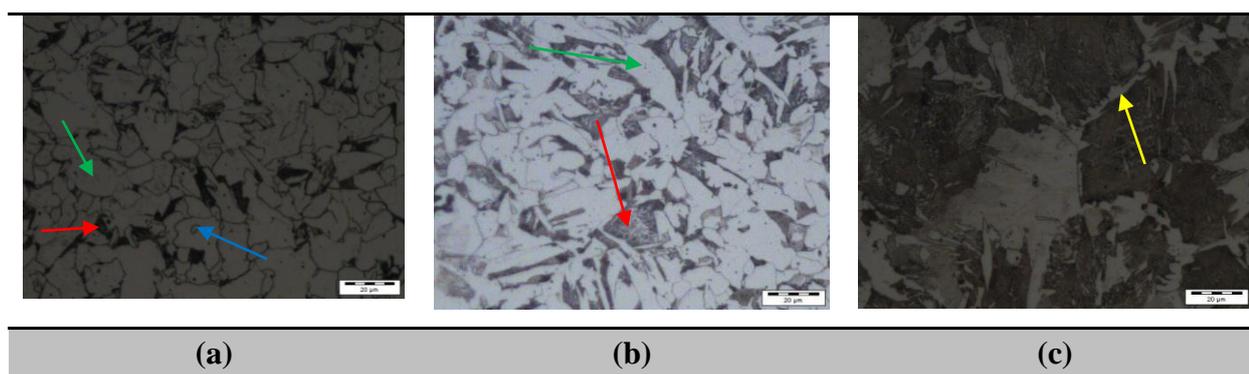
	Aço 1010	Aço 1045	Aço 1070
1° Cordão	13 mm	15,4 mm	16,8 mm
2° Cordão	16 mm	20,1 mm	20,11 mm

Tabela 4. Dimensão teórica da ZTA

Aço 1010	Aço 1045	Aço 1070
0,3	0,22	0,2

As imagens da **Erro! Fonte de referência não encontrada.**3 a seguir mostram a análise microestrutural por microscopia óptica das amostras dos aços AISI 1010, 1045 e 1070 do metal de adição do primeiro cordão ampliado a 500x.

Figura 3. Metal de adição do primeiro cordão de solda dos aços AISI: (a) 1010, (b) 1045 e (c) 1070



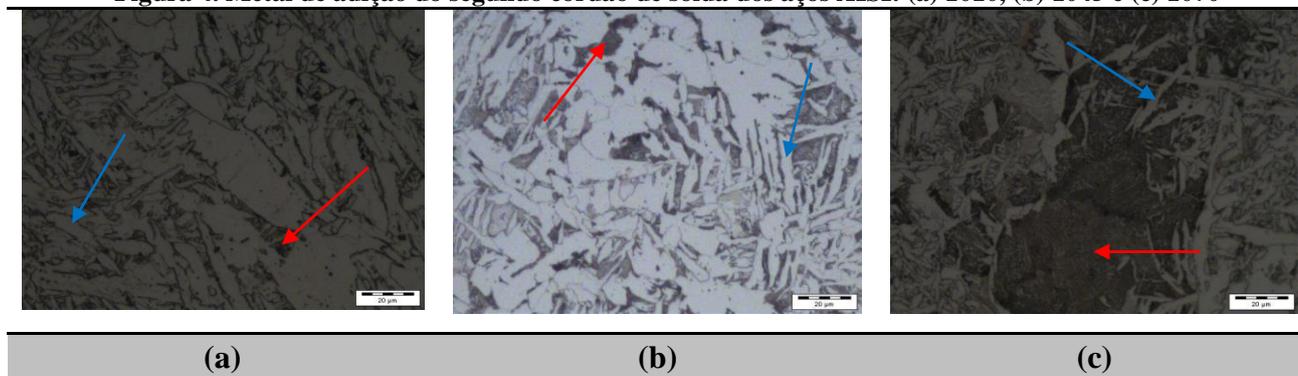
O material de adição do primeiro cordão de solda do aço AISI 1010 é observado na **Erro! Fonte de referência não encontrada.3** (a), que apresentou de acordo com Colpaert (2008) grande quantidade de ferrita primária indicada pela seta verde e pouca perlita (lamelas de ferrita + cementita), indicada pela seta vermelha. A fase indicada pela seta azul é denominada ainda de acordo com Colpaert (2008) como ferrita idiomórfica nucleada dentro do grão da Ferrita primária. A ferrita primária desta região apresentou dureza média de 258 HV, menor que a do segundo metal de adição, significando que o primeiro material de adição experimentou um resfriamento mais lento que o outro caso. Entre os dois cordões de solda é perceptível uma variação na morfologia da estrutura evidenciando um resfriamento diferente.

No aço AISI 104, mostrado na **Erro! Fonte de referência não encontrada.3** (b) se observou boa quantidade de ferrita primária de microdureza média de 247 HV, entretanto a quantidade desta fase é ligeiramente menor que as formadas no aço AISI 1010, em contrapartida a quantidade de perlita aumentou.

O material de adição do primeiro cordão utilizado na soldagem do aço AISI 1070 é mostrado na **Erro! Fonte de referência não encontrada.3** (c), nela a fase que se apresenta com maior incidência é a perlita que possui microdureza média de 336,5 HV, sendo indicada pela seta vermelha. A presença da fase ferrítica foi percebida nos contornos de grãos como Ferrita alotriomórfica indicada pela seta amarela e a ferrita pró eutetóide representada pela região mais clara.

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.4** apresenta a microestrutura do metal de adição do segundo cordão de solda com uma ampliação de 500x no microscópio óptico.

Figura 4. Metal de adição do segundo cordão de solda dos aços AISI: (a) 1010, (b) 1045 e (c) 1070



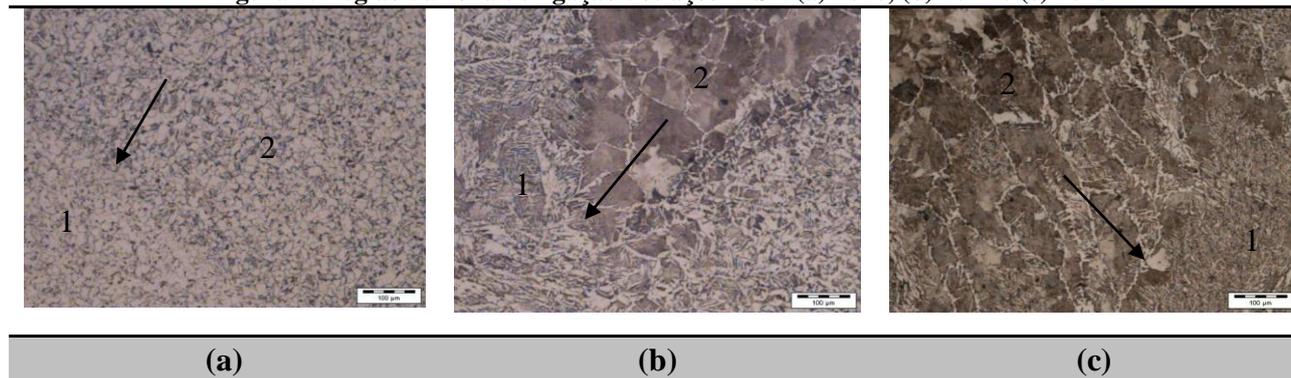
A **Erro! Fonte de referência não encontrada.4** (a) do metal de adição do segundo cordão mostra que o metal de adição possui em sua estrutura grande quantidade de ferrita em formas de ripas que para Colpaert (2008) é denominada ferrita acicular que esta indicada pela seta azul. Ainda foi possível evidenciar a fase perlítica em menor quantidade sendo mostrada pela seta vermelha. A ferrita acicular que neste e caso é a fase predominante obteve uma microdureza média de 269 HV. Esta estrutura por passar menos tempo em temperaturas mais elevadas apresentou um aspecto de ripas que é característico de um resfriamento mais rápido.

No aço AISI 1045 como pode ser visto na **Erro! Fonte de referência não encontrada.4** (b) possui grande quantidade de ferrita acicular no metal de adição com microdureza média de 336,5 HV sendo ela indicada pela seta azul, entretanto, houve um aumento da perlita.

No aço AISI 1070 foi encontrado menor quantidade de ferrita acicular e maior incidência de perlita, **Erro! Fonte de referência não encontrada.4** (c) em relação ao encontrado no aço 1045. Os valores médios da microdureza na fase perlítica foram de 313 HV. Neste metal de adição também foi observado certa variação de concentração de perlita, formando algumas colônias desta fase em meio a ferrita acicular.

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.5** mostra a região da zona de ligação dos aços AISI 1010, 1045, 1070 com ampliação de 100x, onde é representada por “1” material de adição, por “2” metal base e a seta que indica a zona de ligação.

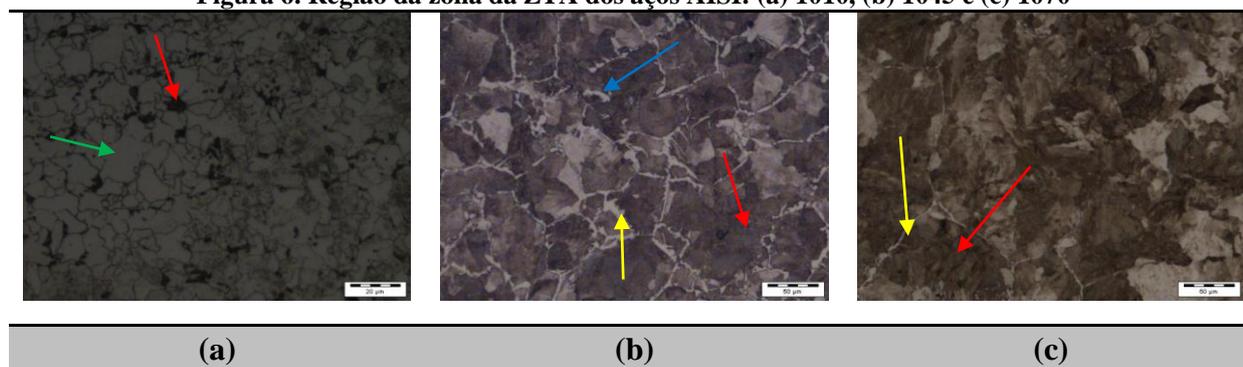
Figura 5. Região da zona de ligação dos aços AISI: (a) 1010, (b) 1045 e (c) 1070



Na **Erro! Fonte de referência não encontrada.5** (a) que faz referência ao aço AISI 1010 foi observado que não houve grandes variações da microestrutura e da homogeneidade dos grãos, já nas amostras das **Erro! Fonte de referência não encontrada.5** (b) e (c) com maior teor de carbono foi observada uma maior variação na microestrutura principalmente a respeito do tamanho de grão. Isso já era esperado, pois quanto maior o teor de carbono do aço maior é a tendência de haver crescimento de grão.

A microestrutura da Zona Termicamente Afetada (ZTA) dos aços AISI 1010 com ampliação de 500x e os aços AISI 1045 e 1070 com resolução de 200x é apresentada na **Erro! Fonte de referência não encontrada.6**.

Figura 6. Região da zona da ZTA dos aços AISI: (a) 1010, (b) 1045 e (c) 1070



Nesta região mostrada pela **Erro! Fonte de referência não encontrada.5** (a) do aço AISI 1010, pode ser visto a zona termicamente afetada pelo calor, que possui uma pequena variação de granulometria em relação ao metal base, nela também é observada grande quantidade de ferrita primária indicada pela seta verde e pouca perlita. A dureza média apresentada pela ferrita foi de 201 HV e a dureza média na fase perlítica de 247 HV.

Na **Erro! Fonte de referência não encontrada.5** (b) do aço AISI 1045, foi percebido um maior aumento de grão se comparadas ao aço AISI 1010, neste aço a fase predominante é a perlita, sendo perceptível diminuição da fase ferrítica. De acordo com Colpaert (2008) é possível caracterizar a formação de ferrita idiomórfica dentro de alguns grãos sendo esta indicada pela seta azul. Nos contornos de grãos houve a formação da ferrita alotriomórfica com microdureza média de 225 HV apontada pela seta amarela e perlita fase mais escura com microdureza média de 386,75 HV.

No aço AISI 1070, **Erro! Fonte de referência não encontrada.5** (c), foi possível perceber que houve um grande crescimento de grão que na ZTA, principalmente na região de grãos grosseiros. Neste aço ainda é possível perceber que diminui a formação da ferrita alotriomórfica (PFG) nos contornos de grãos. A Perlita (P) é a fase predominante neste aço. A microdureza média da perlita nesta região foi de 378,37 HV.

5. CONCLUSÕES

Por meio deste trabalho foi possível concluir que quanto maior o teor de carbono equivalente maior foi à temperatura de pré-aquecimento recomendada para evitar a formação de certa quantidade de fase frágil (martensita), também foi notado que quanto mais se elevou o teor de carbono das chapas houve maior crescimento de grãos e aparecimento de perlita na microestrutura, por outro lado decaiu a quantidade de ferrita.

Como na microestrutura destes aços não apresentaram fases frágeis e por meio do ensaio de tração realizado para garantir a qualidade da solda, foi possível observar que pode ser utilizado um mesmo arame para soldar aços com diferentes teores de carbono, mesmo que a resistência mecânica deste arame seja inferior ao aço com maior teor de

carbono, como é o caso do arame ER70S6 que possui resistência mecânica de 540 MPa utilizado para soldar o aço AISI 1070 que possui resistência mecânica de 700 MPa, Isso é possível porque a resistência do arame pode se elevar caso haja uma diluição suficiente para fornecer elementos contidos no metal base (no caso o carbono) para o metal de adição fazendo com que o arame adquira melhores propriedades mecânicas.

Assim foi percebido que o carbono é um elemento que realmente tem forte influência nas propriedades dos materiais.

6. REFERÊNCIAS

ÁQUILA, V. **Processos de soldagem TIG - Apostila**. Salvador: Escola de Soldagem L&A, 2012.

ÁQUILA, V. **PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG E ARAME TUBULAR - Apostila**. Salvador: Escola de Soldagem L&A, 2012.

BORGES, M. C. C. F. **Metalurgia da Soldagem**. Pindamonhangaba: Faculdade de Tecnologia, 2013. Anotações de aula "Diluição".

BRACARENSE, A. Q. Gas metal arcwelding, **Infosolda**, p.1-27, 2003.

BRANDI, S. D. Processo MIG/MAG. In: WAINER, E. BRANDI S. D. MELLO, F. D.H. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. 2 ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2010.

BRANDI, S. D. Transferência metálica em soldagem com arco elétrico. In: WAINER, E. BRANDI S. D. MELLO, F. D.H. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. 2 ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2010.

CAMPOS, W. R. C. GOMES, F. J. O. GONÇALVES, T. N. SOARES, B. A. Caracterização microestrutural de solda dissimilar – aço inoxidável austenítico AISI 304 com adição de liga de INCONEL 625. **Revista Tecnologia Metalúrgica de Materiais e Mineração**, vol. 6, n. 1, p. 19-23, jul./set. 2009.

CANTARIN, T. N. **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem "GTAW"**. 2011, Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear e Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, p. 146, 2011. Disponível em 03 set. 2014. <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/85/85134/tde-03042012-111604/pt-br.php>>.

CARDOSO, M. L. MASCARENHAS, F. P. Laboratório de Soldagem: **Soldagem MIG/MAG**. Belém: Universidade Federal do Pará, 2011.

CARVALHO, C. E. R de. **Metalurgia da soldagem – Apostila**. Ouro Branco: IFMG - Instituto Federal de Minas Gerais, 2012

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 2008.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. Edgard Blücher. São Paulo. 2008.

ESAB, **Apostila de soldagem MIG/MAG**, 2005.

ESAB, Catálogo de consumíveis. Disponível em: < http://www.bibli.fe.unicamp.br/download/apostila_abnt.pdf >. Acesso em: 22 nov. 2014.

FOGAGNOLO, J. B. **Introdução a processos e metalurgia da soldagem**. São Paulo: UNICAMP, 2011.

FORTES, C. **Metalurgia da soldagem**. 2004. 93p. Apostila ESAB.

ASM, Metals Handbook – Welding Brazing and Soldering, American Society for Metals, 8 ed. Vol. 6.

HÖHN, R. P. Transferência por curto circuito In: **Estudo da sensibilidade dos processos MIG/MAG e arame tubular auto-protetido para a soldagem em operação de dutos**. 2010, Dissertação (Engenharia dos Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, p.57,2010. Disponível em: 03 set. 2014 <http://www.emc.ufsc.br/control/arquivos/estagio/geral/arquivo_316-Rafael_Perez_Hohn..pdf>.

K.EASTERLING, **INTRODUCTION TO THE PHYSICAL METALLURGY OF WELDING**, BUTTERWORTHS, 1983.

KEJELIN, N. Z. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas Parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares**. 2006, Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, p. 108, 2006.

MALYNOWSKYJ, A. Fabricação de aço líquido em conversor a oxigênio. In: **Introdução à Siderurgia**. São Paulo: ABM, 2007.

MARQUES, P. J. MODENESI, P. V. **Soldagem I: Introdução aos Processos de Soldagem**. Belo Horizonte: UFMG – Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. Fundamentos da metalurgia da soldagem. In: **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3.ed. Belo Horizonte: UFMG, 2009.

MARQUES, P. J. MODENESI, P. V. SANTOS, D. B. Metalurgia física dos aços In: **Introdução a metalurgia da soldagem**. Belo Horizonte: UFMG – Universidade Federal de Minas Gerais, 2012. Disponível em 21 abr. 2014. <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf>>.

MOREIRA, Alcindo F. **Influência da atmosfera protetora no cordão de solda obtido através dos processos de soldagem GMAW e FCAW**. 2008, UNESP – Universidade Estadual Paulista. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), p.146, 2008. Disponível em: 21 abr. 2014 <http://base.repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/94492/moreira_af_me_ilha.pdf?sequence=1&isAllowed=y>.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. Belo Horizonte: UFMG – Universidade Federal de Minas Gerais, p.26, 2011. Disponível em 14 fev. 2014 <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/soldabilidade.pdf>>.

NUNES, L. de P; KREISCHER, T. A.: Tratamentos Térmicos. In: **Introdução à Metalurgia e aos Materiais Metálicos**. 1. ed. Rio de Janeiro: Interciência, 2010. 376p.

PAREDES, R.S.C. **Ciclos térmicos envolvidos na soldagem**. Curitiba. 8p. Apostila do Departamento de Engenharia Mecânica - Universidade Federal do Paraná.

PEDROSA, I. R. V., YADAVA, Y. P., FERREIRA, R. A. S. Influência do gás de proteção nos parâmetros de soldagem e nas propriedades mecânicas das juntas soldadas pelo processo GMAW. In: **Congresso nacional de engenharia mecânica**, 6., Campina Grande. Anais. Campina Grande: ABCM, 2010.

PEREZ, F. R da C. Tratamentos térmicos In: **A influência de pré-aquecimento e tecimento na microestrutura e propriedades mecânicas na soldagem Mig/Mag robotizada de aços SAE 8620 com ABNT LN28**. 2007, Dissertação (Mestrado em Engenharia mecânica), UNESP Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Bauru, p113, 2007. Disponível em: 10jun. 2014. <http://www.dominiopublico.gov.br/pesquisa/DetalheObraForm.do?select_action=&co_obra=143561>.

SILVA, A. L. V. da C. e; MEI, P.R: **Aços e ligas Especiais**. 3d. São Paulo: Editora Blucher, 2010.

TANIGUCHI, C. Transferência de calor na soldagem. In: WAINER, E., BRANDI, S.D., HOMEM DE MELLO, F. D. **Soldagem: processos e metalurgia**. 7. Ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2010.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluídos no seu trabalho.