

Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625

(Dissimilar Metal Welding of X-60 Steel with Inconel 625)

Norton Zanette Kejelin, Augusto José de Almeida Buschinelli, Carlos Enrique Niño Bohórquez.

¹Labsolda/EMC/UFSC, Florianópolis, Santa Catarina, Brasil.
norton@labsolda.ufsc.br, buschi@emc.ufsc.br, cenino@emc.ufsc.br

Resumo

Este trabalho apresenta uma avaliação do comportamento de soldas depositadas com eletrodos revestido E NiCrMo-3 (Inconel 625) sobre tubos de aço API 5L X-60, utilizando diferentes condições de corrente e velocidade. Foi observado que existem efeitos significativos dos parâmetros de sobre a geometria da solda depositada e, particularmente, sobre a diluição. Para toda a faixa de diluições obtidas, a microestrutura resultante no metal de solda foi austenítica, atendendo o requerimento de resistência à corrosão. Entretanto, exames metalográficos e de microdureza indicaram em alguns casos a presença de uma zona parcialmente diluída, situada na região de transição entre o metal de base e o metal de solda, composta por uma microestrutura martensítica, que pode prejudicar o comportamento estrutural da junta soldada. Os perfis de composição química obtidos através da técnica de microanálise indicam que a segregação na interface de transição entre o metal de base (aço ARBL) e o metal de solda (austenítico) é dependente dos parâmetros de soldagem empregados.

Palavras-chave: Soldagem de Metais Dissimilares, X-60, Inconel 625, Diluição, Zonas Parcialmente Diluídas.

Abstract: *This work presents an evaluation of dissimilar metal welds behavior deposited by SMAW processes at different welding current and travel speed conditions. E NiCrMo-3 (Inconel 625) was the filler metal selected for bead on plate depositions over 20 mm thickness API 5L X-60 steel pipes. Was observed that the weld characteristics (bead geometry and base metal dilution) are strongly dependent of welding parameters. For all welding parameters range employed, the maximum base metal dilution observed corresponds to 40% resulting in austenitic weld metal microstructure, assisting the corrosion resistance requirement. However, metallographic examinations and microhardness testing indicated for some cases the presence of a located critical martensitic microstructure layer at the transition region between the base and weld metal, that influences the structural behavior of the welded joint. The chemical microanalysis profiles determined trough fusion boundary indicated that the transition interface characteristics between the base metal (HSLA steel) and the weld (austenitic) metal is strongly dependent of welding parameters.*

Keywords: Dissimilar Metal Welds, X-60, Inconel 625, Dilution, Partially Diluted Zones.

1. Introdução

Tradicionalmente, nas indústrias de extração e processamento de petróleo, os componentes estruturais que exigiam resistência a corrosão e/ou temperatura eram fabricados em aços inoxidáveis duplex e aços inoxidáveis austeníticos. Atualmente está sendo empregado a nível mundial, o revestimento interno de tubulações de aço C-Mn com ligas a base de níquel para melhoria da resistência à corrosão. Essa aplicação está ganhando espaço principalmente por questões econômicas, uma vez que restringe a utilização de materiais nobres somente às regiões que demandam melhores propriedades, nesse caso, à superfície interna dos tubos. [1 – 23]

Em soldas circunferenciais para a união de tubulações de aços C-Mn revestidas com ligas de níquel (portanto, uniões dissimilares), ao mesmo tempo há que se garantir a sua integridade estrutural e a resistência à corrosão. Desta maneira, torna-se imprescindível a utilização de metais de adição com composição química similar à do revestimento interno, garantindo assim uma microestrutura adequada no metal de solda após a diluição do metal de base. [1 – 23]

Aços de alta resistência baixa liga (ARBL) apresentam elevada soldabilidade quando se utiliza como metal de adição uma liga de níquel, mesmo com processos de soldagem a arco que introduzam relativamente altos teores de hidrogênio na solda. Entretanto, a acentuada diferença de composição química entre estes materiais promove alguns fenômenos peculiares. Em muitos casos observa-se a ocorrência de falhas em estruturas dissimilares soldadas, sendo que a região crítica associada com o início destes eventos é aquela adjacente à linha de fusão. [1 – 23]

O principal problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares α - γ é a formação, ao longo da interface da linha de fusão, de regiões que podem atingir durezas superiores a 400 HV, o que indicam estarem constituídas de martensita e, portanto, serem frágeis. Estas regiões, com largura de dezenas de micrometros, possuem composições químicas intermediárias entre a do metal de solda e a do metal de base, as quais não podem ser previstas através de cálculos usuais de diluição. Neste trabalho estas zonas serão referenciadas como *zonas parcialmente diluídas* (ZPDs). [1 – 23]

Doody (1992) reportou os efeitos prejudiciais das ZPDs (por ele chamadas de “zonas de diluição intermediária”) sobre a resistência de juntas dissimilares soldadas à corrosão sob tensão em meio ácido. Classificou as morfologias das ZPDs como sendo “praias” (faixas estreitas ao longo da interface da linha de fusão), “baías” (áreas parcialmente circundadas pelo metal de base) ou “ilhas” (regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas). [2]

Para explicar a existência das ZPDs, Baeslack and Savage propuseram que os movimentos convectivos na poça de fusão não são intensos o bastante para misturar uma estreita camada fundida estagnada de metal de base (região que denominaram zona fundida não misturada), mas são responsáveis por enriquecer esta região com elementos de liga, de modo que pode aumentar localmente a sua temperabilidade. [1, 8]

Ornath *et al.*, em amostras obtidas por simples deposição de aço inoxidável Fe-18Cr-8Ni-7Mn sobre chapa de aço baixa liga, levantaram perfis de composição química e observaram a existência de um gradiente crescente de elementos de liga (provenientes do metal de adição), a partir da linha de fusão em direção ao centro do cordão de solda. De acordo com o modelo de solidificação com segregação, Ornath *et al.* verificaram que o gradiente crescente de composição química estende-se até uma certa distância da linha de fusão, a partir da qual, a composição química dos elementos de liga mantém-se constante. Propuseram que a segregação dos elementos de liga (nesse caso, Cr, Ni e Mn) no transiente inicial de solidificação é responsável pela formação deste gradiente de composição química. Dessa forma, a espessura da ZPD (que é função de δ) pode ser estimada mediante a equação 1, uma vez que a taxa de solidificação “R” é dependente das condições de soldagem, dentre as quais a energia de soldagem e a temperatura de preaquecimento. [8, 16]

$$\delta = \frac{D_L}{k.R} \quad \text{Equação (1)}$$

Onde: “ D_L ” é a difusividade na fase líquida para uma dada temperatura, “ k ” é o coeficiente de partição de soluto no equilíbrio, e “ R ” é a taxa de solidificação.

Outra linha de pesquisa bastante explorada, aborda a execução de tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS) em juntas dissimilares soldadas visando reduzir os níveis de dureza. Muitos autores [4, 7, 8, 9, 11, 14, 15, 21] observaram efeitos deletérios destes tratamentos como: precipitação de constituintes intermetálicos, crescimento e decarbonetação dos grãos do metal de base próximo à linha de fusão, responsáveis pela perda de tenacidade de juntas dissimilares submetidas ao TTPS. Além disso, é reportada a migração da interface da linha de fusão formando contornos de grão do tipo II durante a exposição da interface α - γ em altas temperaturas.

Este trabalho avalia os efeitos das variáveis de soldagem com eletrodo revestido sobre as características de soldas dissimilares obtidas pela deposição de metal de adição E NiCrMo-3 (Inconel 625) sobre tubo de aço API 5L X-60.

2. Materiais e Métodos

Neste trabalho foi utilizado como metal de base um tubo de aço API 5L – X60 de 254 mm de diâmetro e 20 mm de espessura. Corpos de prova semicirculares de 200 x 150 mm foram removidos do tubo e preparados para os ensaios de soldagem. A composição química deste aço, apresentada na tabela 1, indica ser um aço de baixo teor de carbono, microligado ao vanádio e nióbio. Apesar de não aproveitar todos os benefícios da laminação controlada, estes aços adquirem maiores valores de resistência mecânica e tenacidade quando comparados a aços comuns C-Mn devido ao refinamento dos grãos.

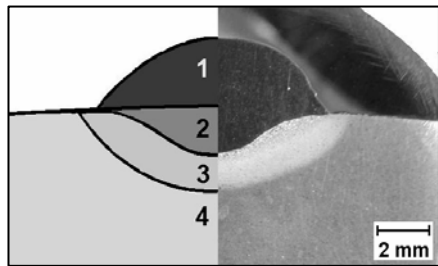
Tabela 1: Composição química dos metais de base e de solda empregados.

	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	V	Fe
API X-60	0,14	0,28	1,15	0,012	0,036	0,042	0,021	0,03	0,04	0,015	0,043	0,044	98,0
E NiCrMo-3	0,04	0,50	0,60	-	22,0	9,0	61,6	-	-	-	3,30	-	3,0

Para execução da soldagem dissimilar, foram utilizados eletrodos revestidos tipo básico de baixo hidrogênio E NiCrMo-3 (Inconel 625[®]) em diâmetros de 2,5 e 3,25 mm. Os eletrodos de 2,5 mm foram utilizados com corrente de soldagem de 50 A, enquanto que para eletrodos de 3,25 mm foram utilizadas correntes de 70 e 90 A. O eletrodo de Inconel 625 possui altos teores de níquel, cromo, molibdênio e nióbio conforme composição

química apresentada na tabela 1. Esta composição química, que fornece ao Inconel excelente resistência à corrosão e a altas temperaturas, propicia excelente soldabilidade quando utilizados metais de base ferrosos, muito embora as composições químicas de ambos sejam bastante diferentes entre si.

Ensaio de simples deposição sobre chapas foram realizados com correntes de soldagem de 50, 70 e 90 A em velocidades de soldagem de 8, 12, 16, 20 e 24 cm/min. Amostras das soldas depositadas em diferentes condições foram removidas e submetidas a preparação metalográfica. Macrografias foram obtidas utilizando lupa estereoscópica com aumento de 10X. A partir das macrografias foi calculada a diluição através da relação entre áreas (equação 2) mostrada no esquema da figura 1.



Onde:

- 1) Área de reforço (quantidade de metal de adição depositada que compõe a solda);
- 2) Área de penetração (quantidade de metal de base fundida que compõe a solda);
- 3) Zona afetada pelo calor;
- 4) Metal de base.

Figura 1: Macrografia de uma solda com indicação da nomenclatura empregada.

A medição de áreas foi realizada no aplicativo Autocad[®]. Segundo o Welding Handbook 1999 [24], a diluição pode ser definida como a quantidade de metal de base fundida (região 2 da figura 1) contida no metal de solda (soma das áreas representadas por 1 e 2 na figura 1). Neste trabalho, esta diluição será denominada “diluição global, D_G ”.

$$D_G = \frac{2}{1+2} \times 100\% \quad \text{Equação (2)}$$

O termo Zonas Parcialmente Diluídas foi cunhado com objetivo de explicitar o fenômeno físico de diluição incompleta que ocorre na interface da linha de fusão em algumas soldas dissimilares. Desta forma, quando se faz o cálculo de diluição mediante a equação 3, a partir da microanálise química das ZPD, observa-se uma alta diluição uma vez que a composição química das ZPD possuem acima de 80% de metal de base incorporado. Esta alta diluição associada às ZPD será então denominada de “Diluição Local”, (D_L).

$$\%X_{MS} = X_{MB} D_L + X_{MA} (1 - D_L) \quad \text{Equação (3)}$$

Onde: “X” é o elemento, “ D_L ” diluição local, “MS” metal de solda, “MA” metal de adição, e MB metal de base.

Como pode ser observado na macrografia da figura 1, o metal de solda é inerte ao ataque químico utilizado para revelar o metal de base e a ZAC, que nesse caso foi Nital 5%. Entretanto, caso fosse utilizado um reagente químico indicado para revelar deposições de Inconel 625, o metal de base acabaria corroído, impossibilitando a observação microscópica da interface ZAC/metal de solda. Desta forma, foi empregado um ataque eletrolítico (1,5 V por 5 – 10 s) com um eletrólito capaz de revelar o metal de solda sem comprometer a visualização do metal de base. O eletrólito consiste de uma solução de 5 g de $FeCl_2$, 2 ml de HCl e 99 ml de etanol.

As amostras, depois de observadas macroscopicamente, foram submetidas à caracterização microestrutural utilizando-se microscopia ótica, microdureza Vickers e microscopia eletrônica de varredura. Microanálise química por energia dispersiva (EDS) foi realizada para verificar a composição química das microestruturas.

3. Resultados e Discussões

Quando se solda o aço baixa liga X-60 com eletrodos de Inconel 625 (composições químicas mostradas na tabela 1), o metal de solda será totalmente austenítico até altos níveis de diluição global: 70 %, conforme pode ser observado no diagrama de Schaeffler mostrado na figura 2 (os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} do Inconel ficam fora do diagrama, o que é indicado através da seta). Esse valor global está acima do comumente obtido nos processos de soldagem a arco convencionais.

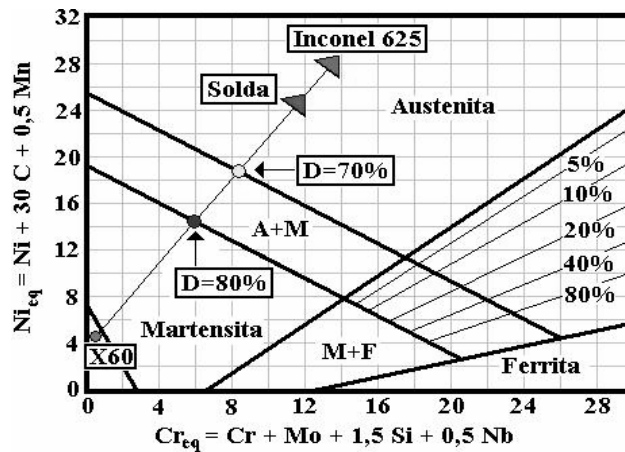


Figura 2: Diagrama de Schaeffler.

A figura 3 apresenta macrografias das soldas depositadas mediante as condições de soldagem especificadas no item 2. Na figura 3, a seguinte nomenclatura foi utilizada: os dois primeiros dígitos correspondem a corrente nominal de soldagem (90, 70 e 50 A), enquanto que os últimos dois dígitos representam a velocidade de soldagem (08, 12, 16, 20 e 24 cm/min). Pode ser observado que o emprego de baixa velocidade de soldagem (8 cm/min) resulta na formação de um cordão com excessiva convexidade, portanto, prejudicial para a fabricação da solda devido a efeitos de concentração de tensão na margem do cordão de solda, bem como a possível falta de fusão dos passes subsequentes.

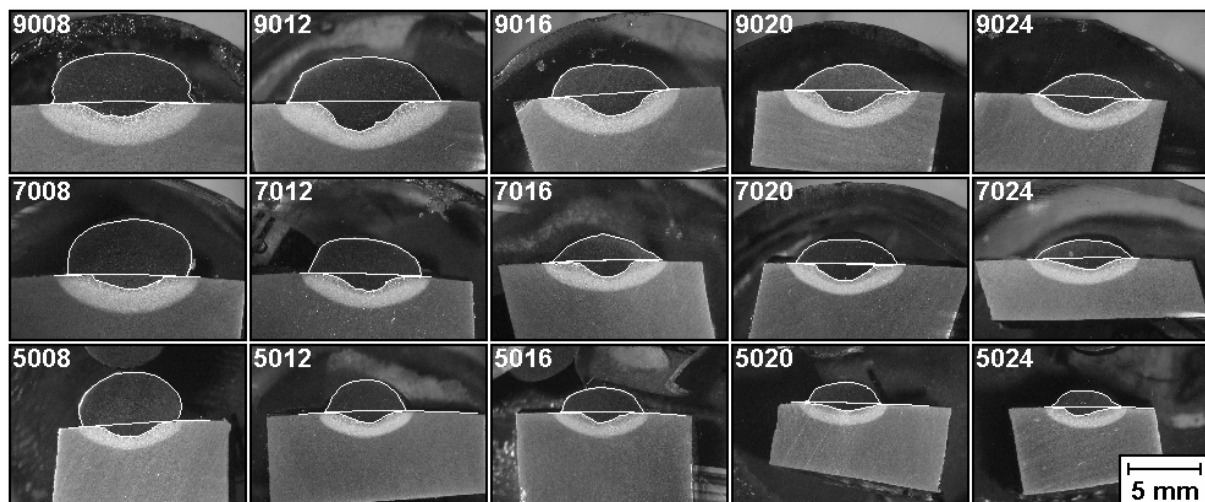


Figura 3: Macrografias das soldas depositadas. Linhas: mesma corrente de soldagem; colunas: mesma velocidade de soldagem. Ataque: Nital 2%.

Os gráficos da figura 4 mostram a variação da área de reforço em função da velocidade de soldagem para os três níveis de corrente empregados e a variação da área de penetração em função da velocidade de soldagem para os três níveis de corrente adotados. Pode ser observado que a área de reforço (fig. 4 esquerda) é diretamente proporcional a corrente de soldagem, e inversamente proporcional a velocidade de soldagem. Isto porque, mantendo-se a corrente de soldagem, define-se a taxa de fusão do eletrodo, e na medida em que se aumenta a velocidade de soldagem, tem-se um decréscimo na quantidade de material depositada por comprimento de solda, diminuindo a área de reforço.

A área de penetração (fig. 4 direita), como a área de reforço, também é inversamente proporcional a velocidade de soldagem, entretanto, seu decréscimo é muito menos intenso. Deve ser observado, que a quantidade de metal de base fundida (área de penetração) é muito maior para corrente de 90 A quando comparadas com as correntes de 70 A e 50 A, ou seja, no mínimo 50 % maior para toda a faixa de velocidade de soldagem utilizada.

O gráfico da figura 5 mostra a diluição global em função da velocidade de soldagem para as três correntes de soldagem empregadas. Pode ser visualizado que a diluição global (DG) é maior quando se trabalha com maiores correntes de soldagem para mesmas velocidades de soldagem. Esta figura também mostra que existe um

aumento da diluição global na medida em que é aumentada a velocidade de soldagem para mesmas correntes de soldagem.

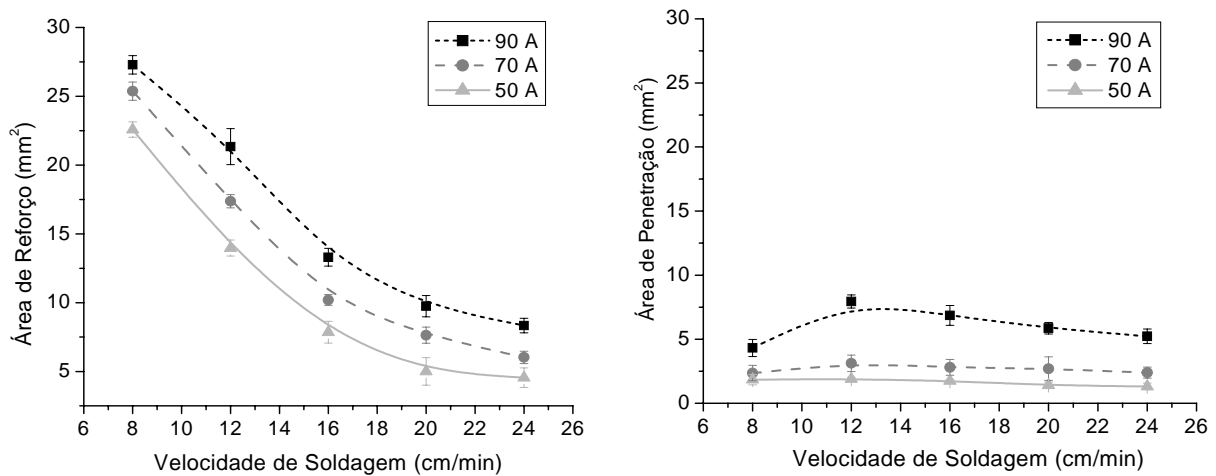


Figura 4: Variação das áreas de reforço (esquerda) e de penetração (direita) em função da velocidade de soldagem para os três níveis de corrente empregados.

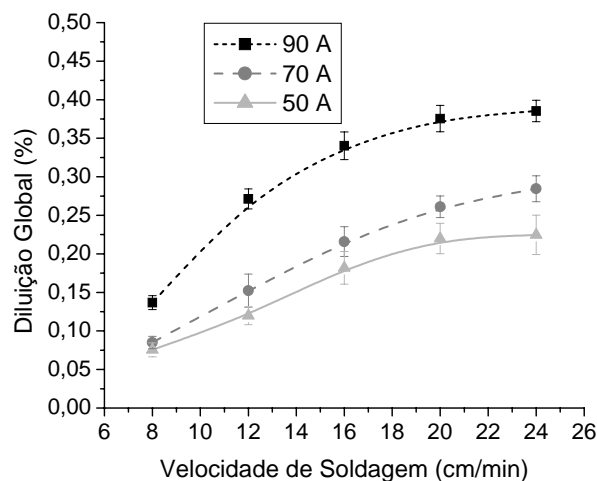


Figura 5: Diluição global em função da velocidade de soldagem para correntes de 90 A, 70 A e 50 A.

Pode ser observado na figura 5, que sob condições normais de soldagem, a máxima diluição global é de aproximadamente 40%, ou seja, bastante inferior ao limite de diluição máxima definido pelo diagrama de Schaeffler (figura 2) para o par X-60/Inconel 625, que é 70% para obtenção de uma solda completamente austenítica. Embora a diluição global não tenha se aproximado deste limite, o que se observou em alguns casos foi a formação zonas parcialmente diluídas, de alta dureza, situadas na interface entre o metal de solda e o metal de base, conforme pode ser observado na figura 6 a seguir obtida por microscopia eletrônica de varredura.

Foram feitas 4 medições de análise química pontuais a partir da linha de fusão em direção ao centro da solda. os valores obtidos em cada ponto estão apresentados na tabela 2. Os cálculos de diluição local através da equação 3 sobrepostos ao valor de Schaeffler equivalente (fig. 6 direita), sugerem que a microestrutura nessa região seja martensítica: valores de D_L superiores a 90% na ZPD. Valores de microdureza superiores a 440 HV comprovam a microestrutura martensítica.

Tabela 2: composição química medida por EDS.

Pontos	Distância à LF (μm)	Ni	Cr	Mo	Si	Mn	Fe
1	20	0,3	0,5	0,6	0,4	1,5	96,7
2	40	1,3	0,8	0,6	0,4	1,4	95,5
3	80	5,1	2,1	1,0	0,3	1,4	90,1
4	150	38,1	13,8	6,7	0,6	0,9	39,9

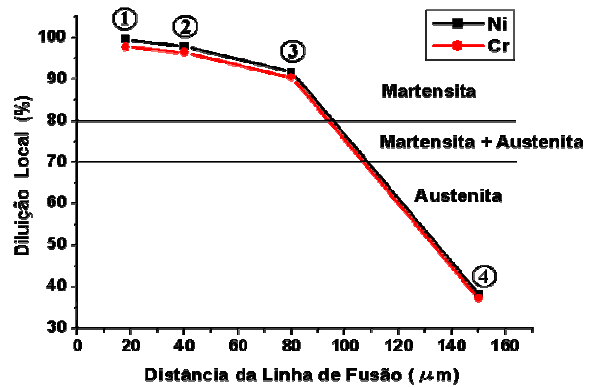
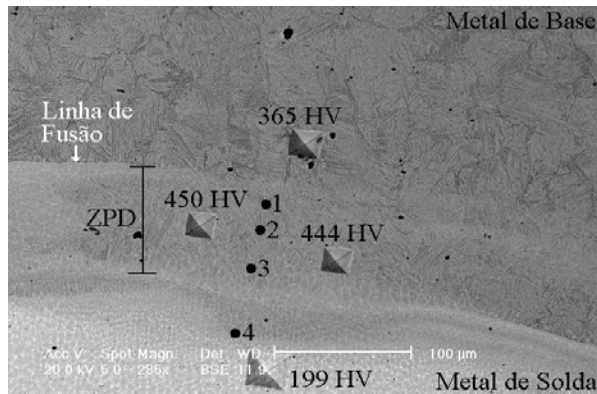


Figura 6: Formação de zonas parcialmente diluídas na interface da linha de fusão em uma solda depositada com corrente de soldagem de 90 A e velocidade de soldagem de 16 cm/min (direita). Esquerda: diluição local calculada em 4 pontos a partir da linha de fusão.

Ao se analisar a microestrutura das soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de corrente e velocidade de soldagem (figura 7), verifica-se que a formação de ZPD ocorre com mais frequência quando utilizadas correntes de soldagem mais altas, mesmo quando empregadas baixas velocidades de soldagem (que tendem de uma forma geral a diminuir a diluição global). Quando utilizadas correntes mais baixas (50 e 70 A), existe uma redução na formação de ZPD sobre a linha de fusão.

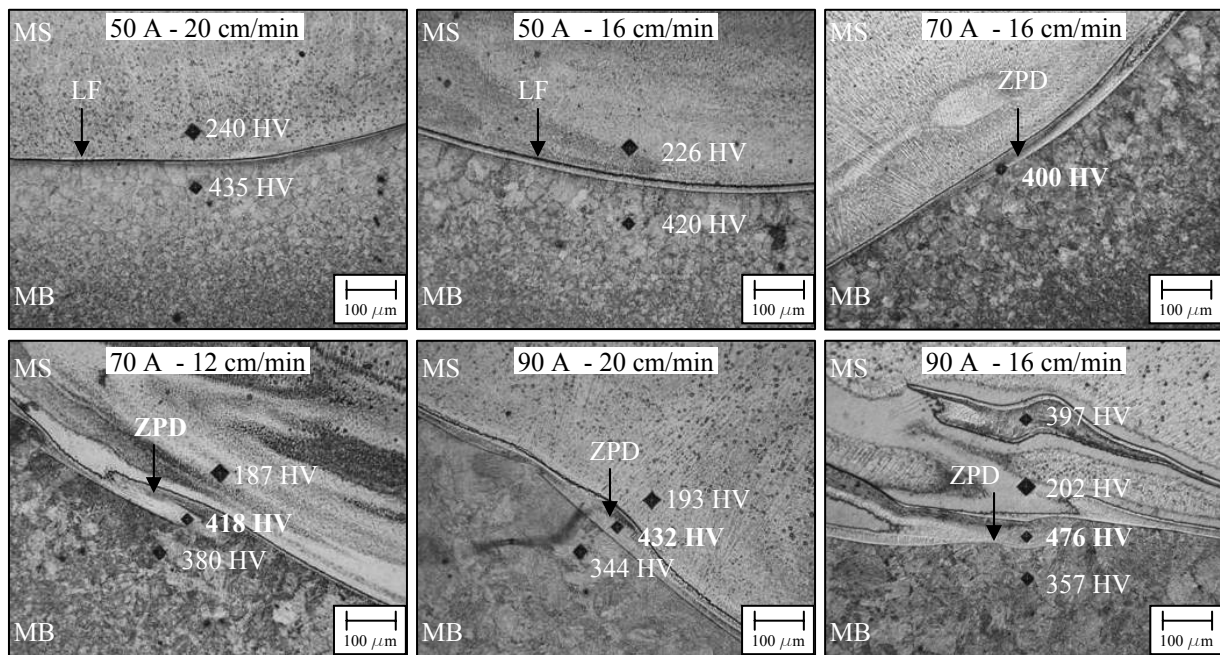


Figura 7: Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de corrente e velocidade de soldagem. Temperatura T_0 : 25 °C.

A figura 8 mostra perfis de composição química medidos através da interface da linha de fusão de soldas depositadas com correntes de soldagem de 50, 70 e 90 A. Ao se empregar uma corrente de soldagem de 50 A, tem-se como resultado uma baixa diluição global (D_G) associada com uma alta taxa de resfriamento (R). Desta maneira, a segregação de elementos de liga nos transientes iniciais de solidificação (portanto a partir da linha de fusão) fica limitada. Como resultado, a transição entre o metal de base e o metal de solda se faz através de um “degrau” de composição química, uma vez que a linha de fusão atua como uma interface bem definida entre o metal de base ferrítico e o metal de solda austenítico.

Quando se utiliza corrente de soldagem de 90 A, a transição entre o metal de base e o metal de solda se faz através de uma ZPD com significativa espessura (fig. 8 direita). Nesse caso, a ZPD é caracterizada por um “patamar” de composição química.

Utilizando-se corrente de soldagem de 70 A (fig. 8 centro), as ZPD quando formadas, não chegam a atingir a espessura obtida com 90 A. Nesse caso, a ZPD é caracterizada por uma “rampa” de composição química, devido ao fato da diluição global e a taxa de resfriamento serem intermediárias entre as obtidas com 50 e 90 A.

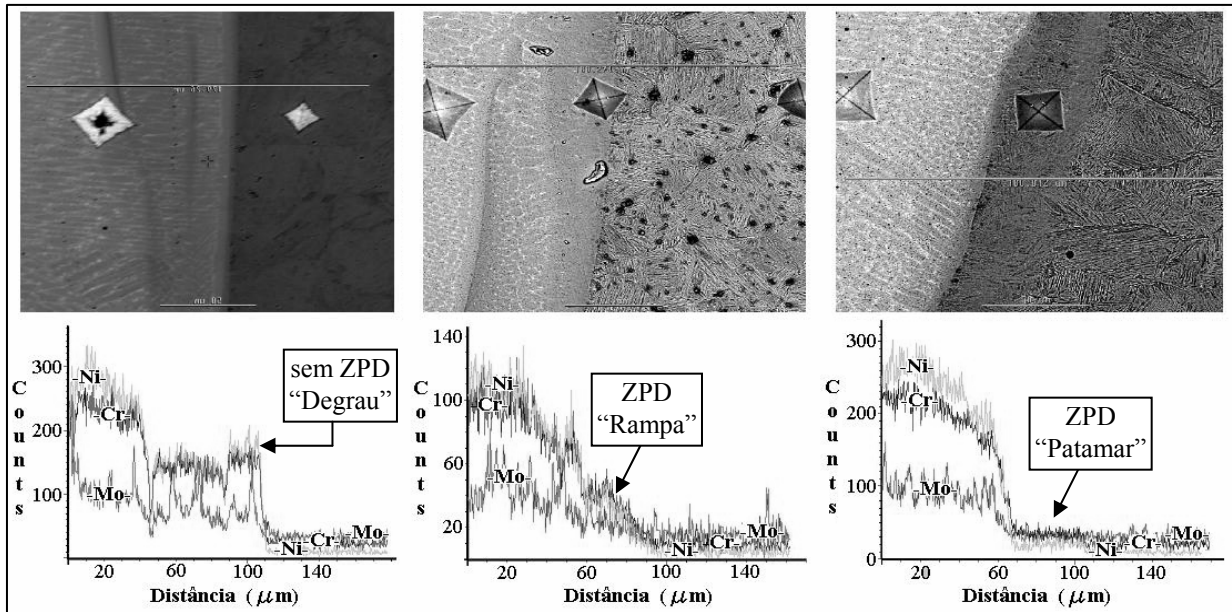


Figura 8: Perfis de composição química através da interface da linha de fusão de soldas depositadas com 50 A (esquerda), 70 A (centro) e 90 A (direita).

O uso de baixos valores de corrente de soldagem (50 e 70 A) resultou numa diminuição na ocorrência de ZPD quando comparada com corrente mais elevada (90 A). Entretanto, na medida em que se diminui a energia de soldagem, tem-se um aumento da taxa de resfriamento, aumentando os níveis de dureza da ZAC e consequentemente comprometendo a integridade da junta fabricada. O gráfico na figura 9 apresenta os levantamentos de dureza máxima na ZAC-GG para as condições de soldagem empregadas neste trabalho.

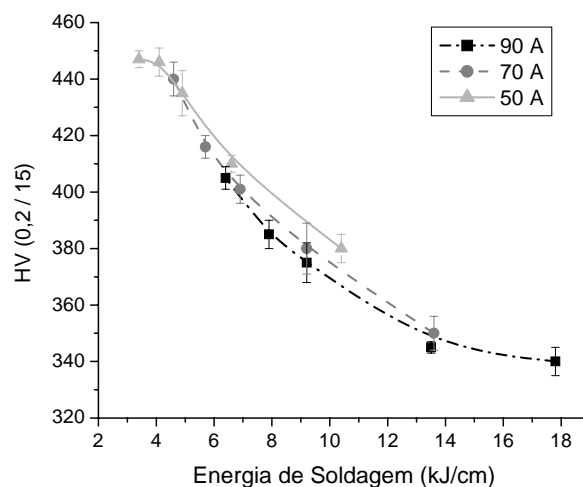


Figura 9: Níveis de dureza máxima obtida na ZAC-GG para deposições sobre tubo sem preaquecimento.

A utilização de preaquecimento não se apresentou como uma alternativa satisfatória no que diz respeito a obtenção de uma interface livre de ZPD, embora colabore para redução dos níveis de dureza máximos obtidos, inclusive na ZAC. ZPD foram também observadas com o uso de preaquecimento a 100 e 200 °C, conforme mostra a figura 10, sendo que com a utilização de preaquecimento em 200 °C, observou-se, inclusive, um aumento na ocorrência de ZPD. Os valores máximos de dureza obtidos na ZAC-GG com a utilização de preaquecimento são apresentados nos gráficos da figura 11.

Conforme apresentado, a utilização de baixas correntes de soldagem visando diminuir a ocorrência das ZPD tem como resultado a obtenção de uma ZAC-GG de alta dureza, uma vez que o preaquecimento não se mostrou eficiente em relação a redução das ZPDs. A utilização de TTPS no intuito de reduzir os níveis de dureza em juntas dissimilares soldadas, avaliada em trabalhos recentes, apresentou-se problemática, uma vez que a manutenção em altas temperaturas (superiores a 500 °C) proporcionavam a fragilização das soldas devido à precipitação de fases intermetálicas, crescimento de grãos e difusão de C através da interface da linha de fusão.

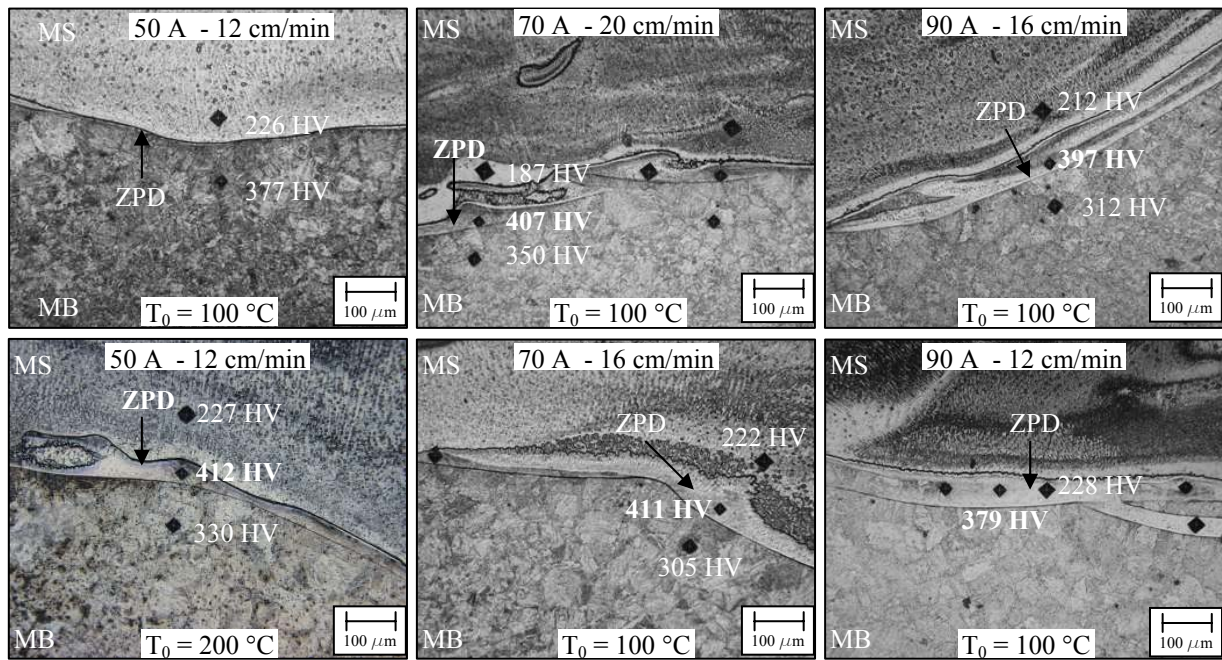


Figura 10: Efeitos do preaquecimento sobre a formação de ZPD para soldas depositadas em diferentes condições de corrente e velocidade de soldagem.

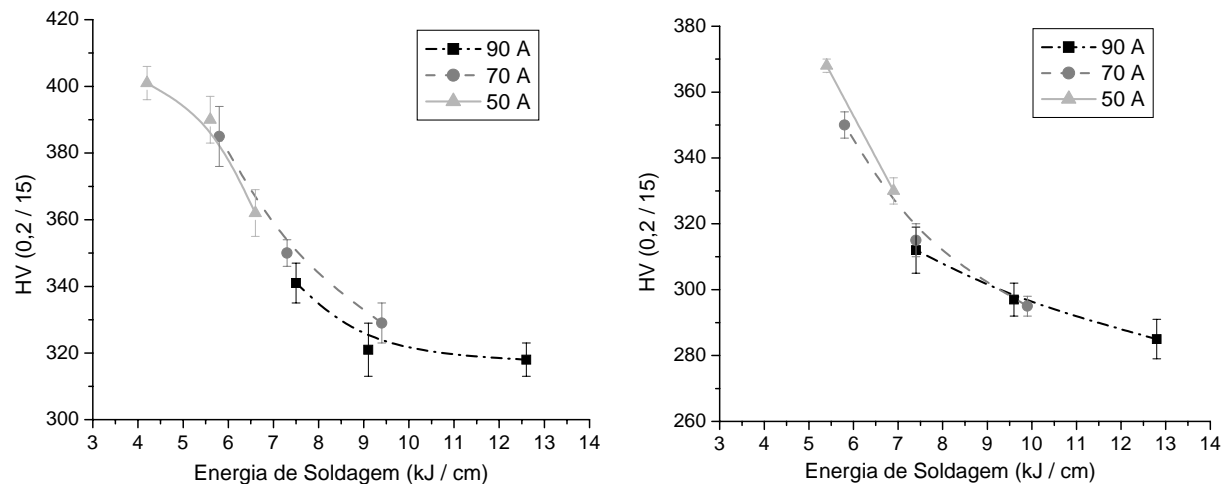


Figura 11: Níveis de dureza máxima obtida na ZAC-GG para deposições sobre tubo com preaquecimento de 100°C (esquerda) e 200°C (direita).

Uma metodologia proposta para redução dos níveis de dureza na ZAC sem o uso de TTPS se faz a partir da utilização da técnica da dupla camada [12]. Nesta técnica, é depositada uma segunda camada com maior energia de soldagem, submetendo a ZAC-GG da primeira camada a um novo ciclo térmico cuja temperatura de pico atingida é suficiente para promover o refinamento destes grãos grosseiros (normalização).

A figura 12 (esquerda) apresenta a macrografia de uma solda em que, após a execução do primeiro passe com baixa energia de soldagem (cordão longitudinal depositado com corrente de soldagem de 50 A), foi depositado um segundo passe de maior energia (nesse caso transversal ao primeiro com corrente de soldagem de 90 A) com intuito de promover o refinamento dos grãos da ZAC-GG do primeiro passe. A restrição deste procedimento é manter a ZAC-GG do segundo passe (cordão transversal) sobre o metal de solda do primeiro passe (cordão longitudinal), que por ser austenítico, não sofrerá endurecimento por transformação de fase.

A microestrutura obtida com o uso deste procedimento é mostrada na figura 12 (direita). Pode ser observado nesta micrografia, que o emprego de uma baixa energia de soldagem no primeiro passe de soldagem suprimiu os efeitos da formação das ZPDs formando uma interface da linha de fusão bem definida, enquanto que a deposição do segundo passe promoveu um refinamento na microestrutura da ZAC do metal de base, reduzindo a dureza desta região a valores semelhantes aos obtidos no metal de solda austenítico.

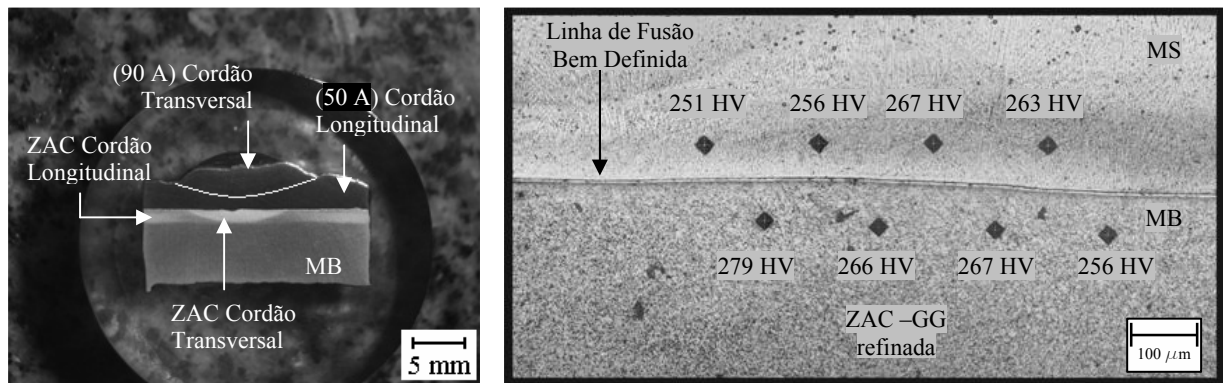


Figura 12: Interface da linha de fusão de uma solda dissimilar depositada com energia de soldagem de 4,8 kJ/cm e emprego da segunda camada com energia de 9,2 kJ/cm.

4. Recomendações para Execução de Soldas Dissimilares $\alpha - \gamma$

Num estudo recente, observou-se que o amanteigamento do aço X-60 com metal de adição similar E 9018 D1, antes da execução da soldagem dissimilar, é uma alternativa benéfica no sentido de reduzir a fragilização de interfaces $\alpha - \gamma$, pois obtém-se um substrato de menor teor de carbono permitindo maior diluição, de modo que, quando eventualmente formadas, as ZPDs possuíam níveis de dureza bastante inferiores quando comparadas à soldagem dissimilar diretamente sobre o X-60. Desta forma, recomenda-se, quando possível, a execução de soldas dissimilares $\alpha - \gamma$ através do procedimento esquematizado na figura 13 a seguir:

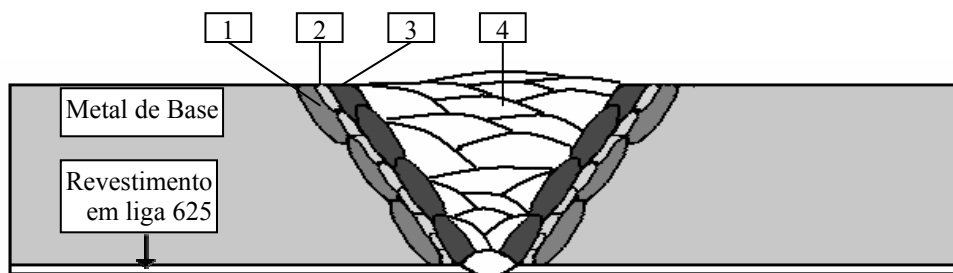


Figura 13: Esquema proposto para execução da soldagem dissimilar em dutos revestidos. Onde: 1) amateigamento com material similar ao metal de base X-60; 2) primeira camada de solda dissimilar (E NiCrMo-3) com a mínima corrente de soldagem possível; 3) segunda camada de E NiCrMo-3 com alta energia de soldagem e 4) soldagem de preenchimento da junta (máxima produtividade).

5. Conclusões

Neste trabalho, as avaliações para execução de soldas dissimilares foram feitas em termos absolutos de corrente e velocidade de soldagem. Isto porque, ficou bastante evidente que a corrente de soldagem exerce um papel fundamental nas quantidades de metal de base e de adição fundidas. Por consequência, as diluições globais observadas para uma mesma energia de soldagem com dois diferentes pares de velocidade e corrente de soldagem podem ser completamente diferentes.

Com base nos resultados obtidos, pode-se chegar às seguintes conclusões:

Aços API 51 X-60 quando soldados com eletrodos a base de níquel podem apresentar a formação de Zonas Parcialmente Diluídas constituídas por microestrutura martensítica de dureza superior a 450 HV localizadas ao longo da interface da linha de fusão. Foi observado que a formação destas regiões tem uma ligação direta com a corrente de soldagem utilizada. Portanto, torna-se recomendável a utilização de uma corrente de soldagem tão baixa quanto possível nos primeiros passes da soldagem dissimilar.

A seleção de baixa corrente de soldagem nos primeiros passes, que tem como consequência uma menor diluição de metal de base (diluição global) associada a uma alta taxa de solidificação, inibindo os movimentos de microsegregação nos transientes iniciais de solidificação, e pode até suprimir a formação de ZPDs. Porém, a baixa energia de soldagem destes passes iniciais impõe uma alta taxa de resfriamento à ZAC-GG, que por sua vez é endurecível durante o resfriamento. Portanto, uma segunda camada de alta energia de soldagem deve ser depositada visando o refinamento dos grãos da ZAC-GG, garantindo níveis de dureza aceitáveis na junta dissimilar fabricada.

6. Agradecimentos

Os autores agradecem a PETROBRAS / CENPES e ao CNPq pelo suporte financeiro.

Agradecem também ao Professor H. Kreye do HSU-Hamburg - Alemanha pela realização dos perfis de microanálises químicas - EDS.

7. Referências Bibliográficas

1. BAESLACK, W. A.; LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. **Unmixed Zones Formation in Austenitic Stainless Steel**. Welding Journal, June 1979.
2. DOODY, Thomas. **Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service**. Welding Journal, March 1992.
3. EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. Butterworths Monographs in Materials, London, 1991.
4. FOLKHARD, Erich. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien New York, 1988. 279p.
5. HENKE, Sérgio L. **Desenvolvimento de Procedimento de Soldagem do Aço Inoxidável Martensítico Macio Tipo CA-6NM sem Tratamento Térmico Posterior**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1998.
6. IRSID. **Courbes Durete Parametre de Refroidissement en Conditions de Soudage Recueil Etabli a L'IRSID**. Publication de L'institute de Recherches de la Siderurgie Française, 1977.
7. KEJELIN, Norton.Z.; BUSCHINELLI, A.J.A.; POPE, Alexandre M. **Effects of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar metal Welds**. Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering – COBEM, Ouro Preto – MG, novembro de 2005.
8. KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. John Wiley e Sons, 2nd ed. New Jersey, United States, 2003.
9. LUNDIN, C. D. **Dissimilar Metal Welds – Transition Joints Literature Review**. Welding Journal, February 1982.
10. MONDENESI, Paulo J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. Escola SENAI “Nadir Dias Figueiredo”. Centro Nacional de Tecnologia em Metalurgia. Osasco – SP, 2001.
11. NELSON, W. T. LIPPOLD, J. C. **Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds – Part 2: On Cooling Transformations**. American Welding Society. October, 2000.
12. NIÑO, C. E. **Especificação de procedimentos de reparo por soldagem sem tratamento térmico posterior: efeito de revenimento produzido pelos ciclos térmicos**. 2001. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis.
13. **Norma Petrobrás N-133**. Setembro 2002.
14. OLDEN, Vigdis *et. al.* **The Effect of PWHT on the Material Properties end Micro Structure in Inconel 625 and Inconel 725 Buttered Joints**. Proceedings of OMAE 2003: the 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Artic Engineering. Cancun, Mexico 8-13 June 2003.
15. OMAR, A. A. **Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds**. Welding Journal, February 1998.
16. ORNATH, F. *et. al.* **Weld Pool Segregation During the Welding of Low alloy Steels with Austenitic Electrodes**. Welding Journal, November 1981.
17. POPE, Alexandre M. **Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aços Dissimilares**. I IENSOLD_Encontro Técnico de Soldagem. Rio de Janeiro, 2004.
18. REBELLO, J. M. Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. **Soldagem & Materiais**, Rio de Janeiro, v. 1, p. 1-11, 2004.
19. ROWE, M. D. Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boudary of Dissimilar Welds. **Welding Journal, February 1999**.
20. SANTOS, L.A. **Condução de Calor na Soldagem com Pulsação Térmica**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.
21. WANG, Zhihui. **Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metal Joints**. Welding Journal, August 1993.
22. **WELDING HANDBOOK – MATERIALS AND APLICATIONS – PART 1**. v.3 – 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. 526 p.
23. **WELDING HANDBOOK – MATERIALS AND APLICATIONS – PART 2**. v.4 – 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. 621 p.