

ESTUDO COMPARATIVO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE SOLDAS DO AÇO X-80 FEITAS PELOS PROCESSOS ELETRODO MANUAL, POR GRAVIDADE (NORMAL E SUBAQUÁTICO) E ARAME TUBULAR ROBOTIZADO¹

Angel Rafael Arce Chilque²
Alexandre Queiroz Bracarense³
Juscelino Mendes Prado⁴
William Rodrigues Soares⁴
Luciana Muniz de Andrade⁵
Patrícia Sheilla Costa⁵
Rafael Vieira Soares⁴

Resumo

Um estudo comparativo da soldagem do aço X80 para gasodutos foi efetuado utilizando os processos ao arco elétrico manual com eletrodo revestido (básico e celulósico), por gravidade (normal e sub aquático) e arame tubular robotizado. O estudo apresenta as possibilidades de obtenção de boas juntas soldadas quando se utilizam os diferentes processos de soldagem em determinadas condições. A qualidade das juntas soldadas foi avaliada através de estudos metalográficos e ensaios mecânicos. Os resultados do estudo permitem definir procedimentos específicos de soldagem do aço API 5L – X80, em melhores condições técnicas e econômicas.

Palavras-chaves: Aço ARBL X80; Soldabilidade; Gasoduto; Metalurgia da soldagem.

COMPARATIVE STUDY OF THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WELDS OF THE X80 STEEL WELDED BY THE SMAW, BY GRAVITY (MANUAL /SUBAQUATIC), AND FCAW ROBOTIZED

Abstract

A comparative study of the welding of X80 pipeline steel was conducted using coated electrodes (basic and cellulosic) manually and with help of a gravity system (in air and under water) and tubular wire using a robot. The study shows the possibilities of obtaining good welds when using different welding processes under certain conditions. The quality of the welded joints was evaluated by mechanical tests and metallographic studies. The results allowed to define specific procedures for welding the API 5L - X80 steel in better technical and economic conditions.

Key words: HSLA X80 Steel; Weldability; Pipelines; Welding metallurgy.

¹ Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Eng. Metalúrgico, Dr. es Sc., Professor da Faenge, Universidade do Estado de Minas Gerais (UEMG), Brasil.

³ Físico, PhD., Professor do Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Brasil.

⁴ Graduado em Engenharia Metalúrgica, UFMG, Brasil.

⁵ Graduanda em Engenharia Metalúrgica da UEMG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Os aços X80, de incrementada resistência para dutos de transporte, é resultado da mudança microestrutural para ferrita/ferrita acicular mediante o uso do processo tradicional TMCP nas ligas a base de C-Mn-Si-Mo-Nb. Segundo Stalheim e Siciliano⁽¹⁾ uma liga alternativa na base de C-Mn-Si-Cr-Nb projetada com (Nb 0,08-0,11) que produz a mesma microestrutura ferrita/ferrita acicular com um mínimo ou nenhum teor de Mo, vem sendo satisfatoriamente utilizada em dutos. Esta liga ressalta a propriedade básica do Nb de retardar a recristalização a temperaturas superiores às normalmente empregadas na laminação no processo TMCP, daí o termo da liga designada – HTP - *High Temperature Processing*, produzindo a desejada microestrutura ferrita/ferrita acicular com excelente resistência mecânica e tenacidade características.⁽²⁻⁴⁾ Ainda DeARDO⁽⁴⁾ E Bhadeshia⁽⁵⁾ esquematicamente indicam que o aumento da resistência mecânica dos aços de grau API X60 até X100 é proporcional ao aumento da tenacidade quando as estruturas variam de ferrita+perlita → ferrita+bainita → bainita.

Nas soldagens dos aços para dutos API 5L tradicionais (X60, X65 e X70), emprega-se normalmente o processo ao arco elétrico manual com eletrodo celulósico tipo AWS-7010 e 8010, por apresentarem boa penetração, facilidade de soldagem em diferentes posições, além de fornecer propriedades mecânicas compatíveis com as do metal de base. Entretanto, este tipo de eletrodo possui elevado teor de hidrogênio, o que a princípio o desqualifica para a soldagem de aços de maior resistência mecânica como é o caso do X80.

Adicionalmente, dado o elevado volume de soldas previstas para a soldagem de dutos é importante considerar a introdução racional de processos de soldagem semi-automáticos e automáticos na soldagem principalmente das juntas circunferenciais. Uma alternativa na soldagem do passe de raiz circunferencial é o processo TIG orbital, com o que se obtém soldas de qualidade melhorada. Para os passes de enchimento e de acabamento, o uso do processo arame tubular automatizado e robotizado, é fortemente desejável tanto pela qualidade da solda como pela maior produtividade que o processo oferece.

Ainda, para tais efeitos, é preciso a elaboração e otimização de procedimentos de soldagem para ambos os processos. A consideração dessas tecnologias inovadoras deve ser acompanhada de estudos de caráter metalúrgico e de soldabilidade, alguns destes aspectos são abordados neste trabalho para o aço X80, incluindo estudos sobre, a zona afetada pelo calor (ZTA) e a zona fundida (ZF).

2 MATERIAL E MÉTODOS

A Tabela 1 apresenta as propriedades químicas do metal de base, aço API 5L X80 e dos consumíveis. A resistência a tração (direção transversal) = 683 MPa; O Limite de escoamento = 561 MPa; a Ductilidade = 34%; A relação Limite de escoamento/ limite de ruptura = 0,82; A resistência ao impacto charpy a -20°C = 143 J apresentando 100% fratura dúctil (Obs: dados cedidos pela USIMINAS).

A partir da Tabela 1 pôde-se determinar o Carbono Equivalente = 0,425%, do MB, sugerindo que o mesmo não seria muito sensível à fissuração a frio. O valor da soma V+Nb+Ti = 0,097% não é muito elevado da mesma forma que Pcm = 0,193% e Cehsla = 0,2251%. Todos indicando, em princípio, uma baixa sensibilidade à fissuração a frio.

Tabela 1. Composição química do aço X80 e dos consumíveis

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE BASE, DE CONSUMÍVEIS																
Material Depositado	Corpos de Prova	Processo	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	W	V	Nb	Ti
E-9018-M Eletrodo Básico	CP01/CP03 *	Manual/ Mecanizado (gravidade)	0.067	0.428	1.129	0.023	0.013	1.556	0.084	0.170	0.035	0.000	0.000	0.014	0.004	0.021
			0.079	0.432	1.092	0.023	0.013	1.594	0.084	0.164	0.034	0.003	0.000	0.014	0.002	0.024
			0.069	0.395	1.039	0.023	0.013	1.618	0.082	0.175	0.035	0.002	0.000	0.014	0.003	0.024
			0.072	0.418	1.087	0.023	0.013	1.589	0.084	0.170	0.035	0.002	0.000	0.014	0.003	0.023
E-8010-G Eletrodo Celulósico	CP02	Manual	0.111	0.140	0.569	0.013	0.010	0.826	0.028	0.329	0.038	0.007	0.000	0.006	0.000	0.007
			0.106	0.146	0.582	0.012	0.009	0.858	0.027	0.316	0.037	0.006	0.000	0.007	0.000	0.007
			0.108	0.143	0.575	0.013	0.010	0.842	0.027	0.32	0.038	0.006	0.000	0.007	0.000	0.007
E-91T8-K8 Arame Tubular	CP05	Robotizado	0.079	0.418	1.929	0.015	0.005	0.639	0.044	0.025	0.021	0.517	0.063	0.018	0.016	0.072
			0.079	0.418	1.929	0.015	0.005	0.639	0.044	0.025	0.021	0.517	0.063	0.018	0.016	0.072
E-111-T1 Arame Tubular	E111	Robotizado	0.079	0.343	1.146	0.013	0.014	2.241	0.036	0.381	0.001	0.002	0.000	0.019	0.007	0.038
			0.079	0.343	1.146	0.013	0.014	2.241	0.036	0.381	0.001	0.002	0.000	0.019	0.007	0.038
Material de Base																
API 5L X80-PSL2			0.07	0.23	1.72	0.019	0.002	0.01	0.13	0.19	0.01	0.035	-	0.021	0.063	0.013

Como material de adição foram escolhidos o eletrodo celulósico E-8010–G com diâmetros de 3,25 mm e 4 mm; O eletrodo básico E-9018–M com diâmetros de 3,25 mm e 4 mm; Arame Tubular Auto-protegido foi o E91T8-K8/E621T8-K8 (OK Tubrod98A) com diâmetro de 2 mm e o arame tubular E111-T1 com 1,2 mm de diâmetro. Todas as soldas foram monitoradas e feitas medidas de temperatura, tempo, corrente (Amperagem) e tensão (voltagem), além de medidas de velocidade de soldagem e do arame de adição na soldagem com arame tubular. Os passes de raiz foram feitos com eletrodo básico E9018–M exceto no CP02 (celulósico); no E111-T foi utilizado o processo TIG com arame ER-80S-G de 2,4 mm de diâmetro.

Os corpos de prova foram preparados de acordo com as normas ASME IX e API 1104. As dimensões dos corpos de prova foram de 125 mm x 250 mm com espessura de 17,3 mm. Considerou-se a soldagem feita sempre na direção transversal à direção de laminação. O corte e o Bisel das chapas foram feitos com chama Oxi- acetileno e com acabamento por esmerilhamento. Os tipos de junta e chanfro selecionados foram de topo com chanfro em V de 65°. A abertura de raiz foi de 3 mm e face de raiz ou nariz de 1,5 mm a 2 mm. As soldas manuais foram realizadas na posição vertical ascendente e nos processos mecanizado e robotizado na posição plana.

A Tabela 2 sumariza o programa de testes de soldagem realizados com os diferentes processos de soldagem bem como algumas das características de soldagem.

Tabela 2. Programa de testes de soldagem em chapas de aço X80

Tipo	Eletrodo	Energia média	Temperatura pré-aquecimento	Temperatura interpasses	CP
MANUAL	Básico	1500 J/mm	≈100°C	<250°C	01
	Celulósico	1620 J/mm	<100°C	<250°C	02
MECANIZADO (Gravidade)	Básico	750 J/mm	NR	NR	03
ROBOTIZADO	Arame Tubular (2,0 mm)	1000J/mm 544 J/mm (chanfro K)	<100°C <250°C	<100°C <250°C	04 09
		650 J/mm 582 J/mm (chanfro K)	<100°C <250°C	<100°C <250°C	05 08
MECANIZADO (Gravidade) Subaquática	Básico	1040 J/mm	NR	NR	07
		1600 J/mm (chanfro K)	NR	NR	06
		1397 J/mm (chanfro K)	NR	NR	10
ROBOTIZADO	Arame Tubular (1,2 mm)	1092 J/mm	<100°C	<220°C	E111T

Obs: NR = Não realizado.

As macrografias e micrografias ópticas das seções transversais das juntas soldadas dos corpos de prova foram feitas utilizando microscópio Olympus fazendo uso de ataque com Nital a 2%. O ensaio de micro-dureza Vickers foi feito no microdurímetro Shimadzu, utilizando 100 g de carga durante 15 seg. O estudo das fraturas de ensaio charpy e tração foram feitos utilizando o microscópio eletrônico de varredura. Os ensaios mecânicos de tração foram realizados em máquina calibrada. Este estudo pretende obter elementos de aplicabilidade de determinados procedimentos de soldagem do aço API 5L–X80, de modo a obter juntas soldadas com boas propriedades mecânicas e em boas condições econômicas.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Estudo da Junta Soldada Incluindo a ZTA

A Figura 1 apresenta as macrografias de 2 corpos de prova (CP03 e CP07). Pela figura pode-se observar a disposição dos cordões filetados no chanfro em V, bem como as diferentes zonas da junta soldada em passes múltiplos. Nas fotos estão registradas ainda as linhas onde foram efetuadas as medidas de dureza. Evidencia-se ainda alguns defeitos de soldagem (poros) no corpo de prova da soldagem sub-aquática (CP07).

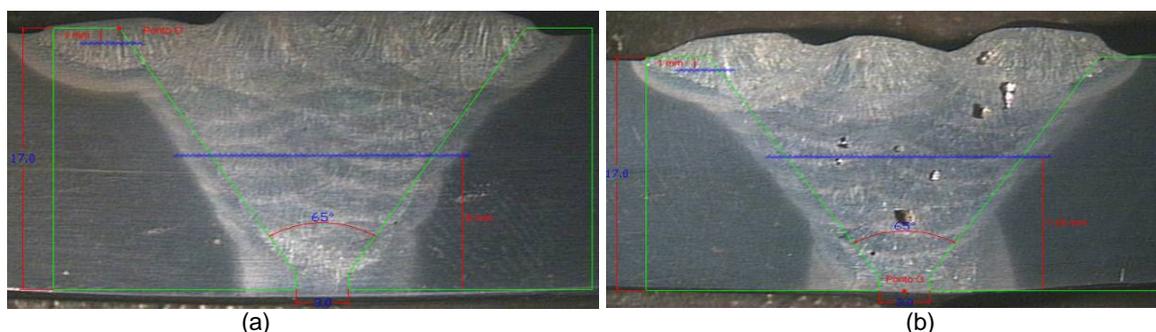


Figura 1. Macrografias dos corpos de prova CP03 (a) e CP07 (b), soldados pelos processos mecanizados ao ar e subaquática respectivamente.

A Figura 2 apresenta as curvas da distribuição da micro-dureza Vickers HV¹⁰⁰ na ZTA do último cordão. Uma rápida análise da região a grão grosso mostra que os corpos de prova CP03 e CP07 apresentam valores de micro-dureza maior que 350 HV. Da mesma forma é possível observar que a dureza dos corpos de prova CP01, CP02 apresentaram microdureza menor que 300 HV enquanto os CP04 e CP05 apresentaram picos de dureza entre 310 HV e 330 HV. A Figura 3, por outro lado apresenta o perfil da micro-dureza das juntas soldadas com múltipasses efetuado no meio da espessura da chapa, com os diferentes processos de soldagem. Apesar de certa dispersão, nenhum corpo de prova apresenta valores superiores a 300 HV na ZF em geral apresentam valores de microdureza em torno de 265 HV na ZF. Por outro lado o CP07 apresenta valores de dureza da ordem de 350 HV na região a grão grosso da ZTA indicando a presença de martensita, produto do resfriamento brusco.

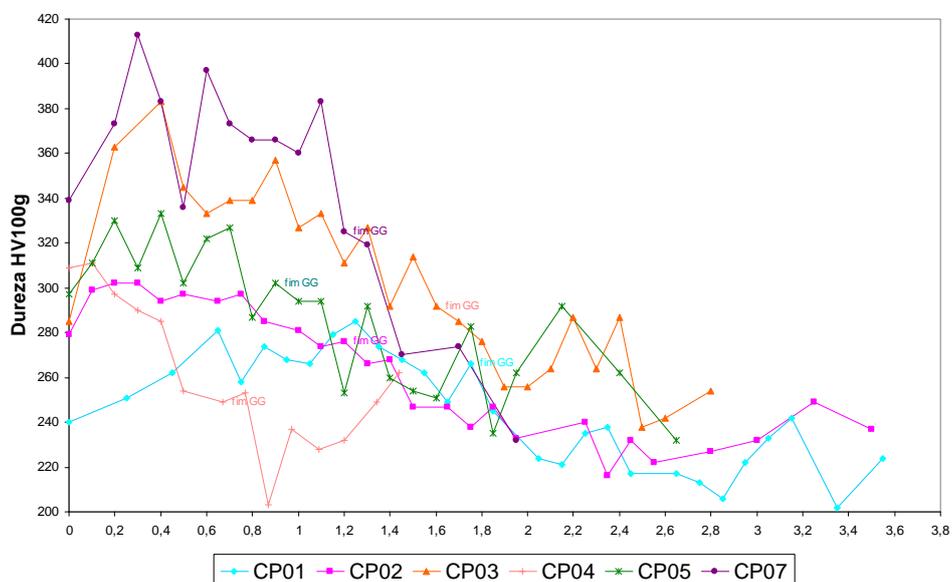


Figura 2. Gráfico da distribuição de microdureza na ZTA do Último Cordão dos corpos de prova estudados. Valores medidos a 1,5 mm da superfície externa da junta ao longo do cordão.

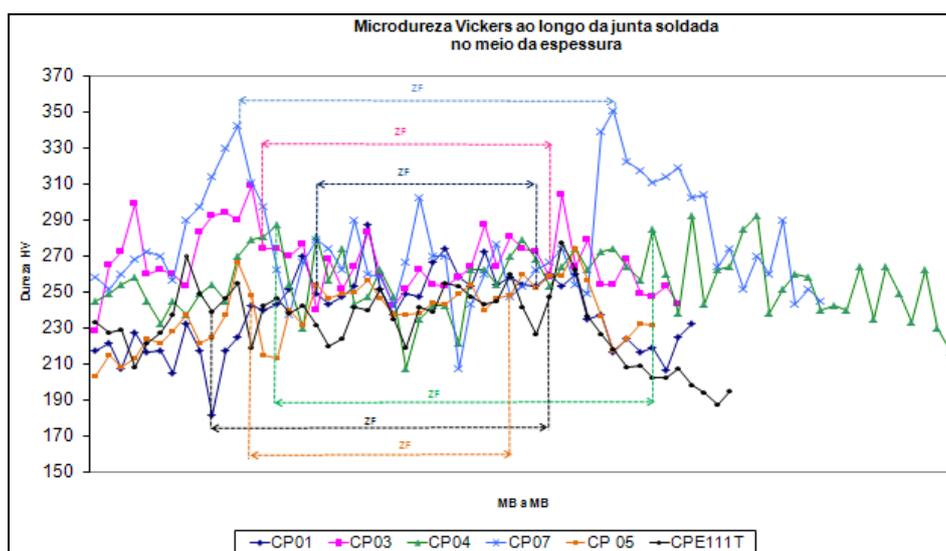


Figura 3. Gráficos de distribuição da microdureza ao longo da junta soldada, obtida no meio da espessura da chapa.

A Figura 4 apresenta as micrografias correspondentes à região de grãos grosseiros do último cordão dos diferentes corpos de prova estudados. As micrografias mostram a impressão da microdureza Vickers e o seu valor correspondente. A título de comparação foi apresentada também a micrografia do metal de base. Analisando a micrografia da amostra CP07 (solda subaquática) percebe-se uma estrutura de têmpera com martensita e bainita na região a grão grosso com valores de dureza da ordem de $Hv > 350$ como descritos anteriormente. Da mesma forma as microestruturas da região de grão grosso dos corpos de prova CP04 e CP05 são compostas basicamente de bainita e ferrita, justificando o valor de dureza inferior. A estrutura micrográfica do CP01, eletrodo manual, apresenta ferrita e bainita com dureza ainda menor que a anterior e similar a do MB.

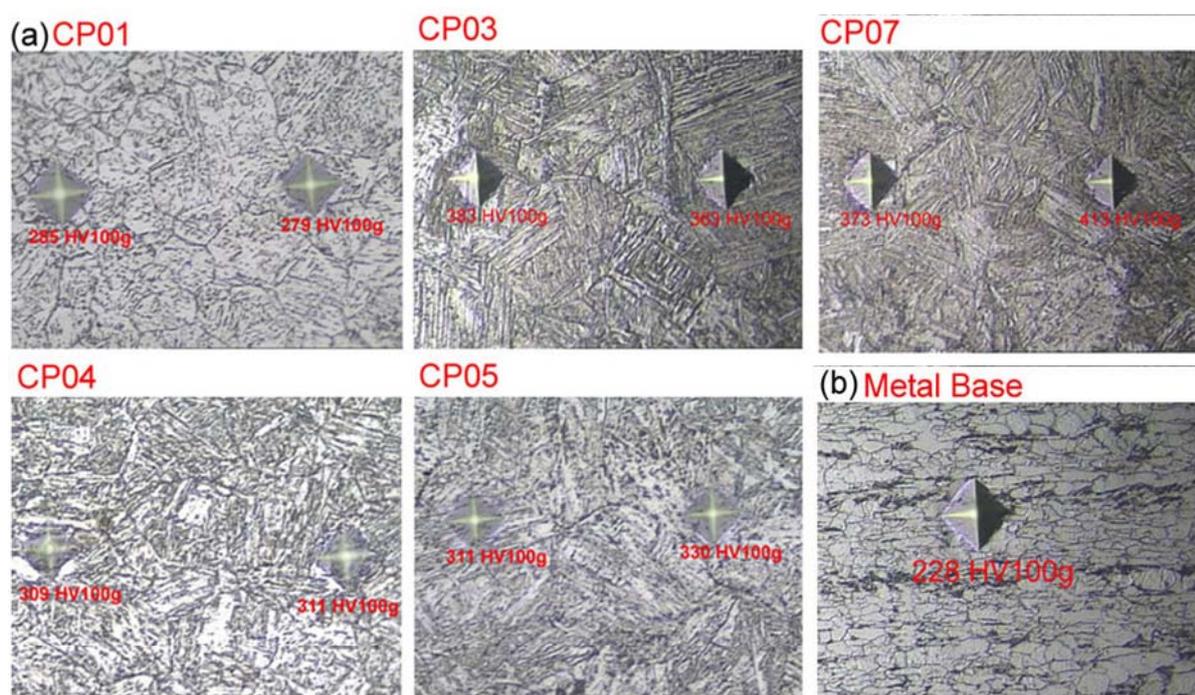


Figura 4. (a) Micrografias da Região de Grão Grosseiro do último cordão para os diferentes processos de soldagem; x500; (b) Micrografia para o Metal Base (API X80); x500

O valor médio do tamanho de grão do metal de base é de 15 microns mais ou menos 10%; o valor médio da região a grão grosso dos corpos de prova soldados nas condições já especificadas é 25 microns. Nota-se então que houve um crescimento de grão não muito acentuado com relação ao metal de base. Isto mostra que a característica principal deste tipo de aço, qual seja a de manter o tamanho de grão relativamente pequeno, não se perde quando se utilizam procedimentos de soldagem como os utilizados neste trabalho.

Tem-se observado ainda que a largura média da ZTA dos corpos de prova soldados pelos processos arame tubular (CP04, CP05) e subaquática (CP07) de 2,5 mm é relativamente menor que para o processo manual em torno de 4 mm o que permite prever que o nível de tensões residuais e de deformações nestas juntas soldadas também serão menores.

Dos resultados aqui apresentados pode-se deduzir que a dureza elevada está relacionada à presença de martensita uma vez que o corpo de prova CP03 foi soldado com baixa energia, sem pré-aquecimento e sem controle de temperatura interpasses. Os corpos de prova CP04 e CP05 foram pré-aquecidos somente a $T < 100^{\circ}\text{C}$, apresentando estrutura bainítica na região de crescimento de grão. Já os

corpos de prova CP01 e CP02, com pré-aquecimento a $T \leq 100^{\circ}\text{C}$ e temperatura interpasses de $T < 250^{\circ}\text{C}$ apresentaram estrutura composta de ferrita e bainita, com valores mais baixos de microdureza na região de crescimento de grão e compatíveis com as do metal de base.

No caso da amostra CP07, soldagem subaquática, a presença da martensita é explicada pelo resfriamento brusco de têmpera que a junta soldada experimenta. A presença de teor elevado de hidrogênio proveniente da decomposição de água é esperada. Medidas importantes devem ser tomadas visando a diminuição do teor de hidrogênio na solda, o que também diminuiria a formação de poros. A possibilidade de se utilizar controle de temperatura interpasses e pós-aquecimento na soldagem subaquática tem sido mencionado por Leão, Santos e Vaz.⁽⁶⁾ Visando atenuar e/ou evitar a formação da martensita, o uso da técnica de soldagem com cordões de revenimento entre passes (temper bead technique), parece ser mais efetiva, porém precisa-se de um estudo adicional. A microdureza Hv ao nível da raiz das diferentes juntas soldadas tem apresentado valores similares ao metal de base seja quando a raiz é soldada com eletrodo revestido ou pelo processo TIG, como indicado anteriormente.

A Tabela 3 mostra que a resistência à ruptura de todos os corpos de prova soldados pelos diferentes processos foram similares entre si e superiores à resistência do metal de base satisfazendo a norma API 1104.

Tabela 3. Resultados dos ensaios de tração nas juntas soldadas

Corpos de Prova Por Processo de Soldagem	Limite de Resistência (MPa)	Deformação (lf-lo)/lo	Estricção (Ao -Af)/Ao	Local de ruptura
1 - Manual: eletrodo básico	654	0,283	0,540	Metal de Base
2 - Manual: eletrodo celulósico	632	0,203	0,237	Zona Fundida
3 - Gravidade: eletrodo básico	667	0,268	0,643	Metal de Base
4 - Arame tubular	651	0,296	0,642	Metal de Base
5 - Arame tubular	656	0,254	0,604	Metal de Base
7 - Subaquático: eletrodo básico	652	0,112	0,070	Zona Fundida

A ruptura se localizou no metal de base exceto na soldagem subaquática com eletrodo E-9018-M, e no corpo de prova soldado com eletrodo celulósico E-8010-G cujas fraturas se localizaram na zona fundida; as mesmas apresentaram estricção de 0,070 e 0,237 respectivamente. A ductilidade do CP02 soldado com eletrodo celulósico foi inferior à do corpo de prova CP01 soldado com eletrodo básico E-9018-M. Os resultados mostram que esta diferença de ductilidade esta relacionada com a presença de uma maior proporção de poros na solda com eletrodo celulósico. Por outro lado a Figura 2b, mostra grande quantidade de poros na solda subaquática.

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy apresentados na Tabela 4 mostram que nas temperaturas ensaiadas de até -20°C , a energia de ruptura, para o metal de base e para a junta soldada pelo processo manual, é elevada, correspondendo à ruptura dúctil e a uma estrutura de bainita e ferrita ao nível da ZTA; a energia de ruptura ao nível da ZTA dos corpos de prova soldados pelo processo arame tubular

com energia de soldagem inferior ao processo manual, a -20° apresenta um valor mínimo em torno de 104 J e está relacionada a uma estrutura bainítica na ZTA, o valor de 184,3 J corresponde a uma fratura mista (ZTA e MB); os corpos de prova da soldagem subaquática, apresentam valores de energia de ruptura baixos e isto está relacionado a estrutura martensítica na região a grão grosseiro da ZTA como se viu anteriormente.

Tabela 4. Resistência ao impacto dos corpos de prova Indicados

Amostra	Energia(J) 0°C	Energia(J) -20°C	Estrutura da ZTA (GG)	Chanfro
Metal base	198	211	Bainita e Ferrita	----
	200	198		
	223	195		
Manual (CP01)	100	107	Ferrita e Bainita	V
	209	167		
	192	116		
Arame Tubular CP08/CP09	236	104	Bainita com vestígios de Martensita	K
	246	184		
	236	---		
Subaquático CP06/CP10	62	68,6	Martensita	K
	103	68,6		
	85	60,8		

Os valores de resistência ao impacto têm a ver em primeiro lugar com o tipo de estrutura metalúrgica presente na região a grão grosseiro (GG) da ZTA em particular, no caso dos corpos de prova soldados por soldagem subaquática. Por outro lado, os resultados mostram que a metodologia empregada permite detectar a influência da estrutura metalúrgica da região a grão grosseiro na resistência ao impacto. Cuidados devem ser tomados no posicionamento do entalhe na região a grão grosseiro dada a estreita dimensão da mesma, em que há sempre a possibilidade de se ter influência da ZF e/ou do metal de base, principalmente na propagação da ruptura; nesse caso, estará se medindo a resistência ao impacto da junta soldada como um todo o que é também um bom resultado tecnológico.⁽⁷⁾

Através da Figura 5 pode-se observar que o corpo de prova CP09 soldado por arame tubular, apresenta fratura relativamente frágil transgranular e intergranular correspondente a uma energia de ruptura de 104 J. As microscopias ótica e eletrônica de varredura ajudam a situar a região e/ou regiões por onde a fratura se propagou e a melhor caracterizar o tipo de fratura. A figura 6 mostra uma fratura mista no CP10.

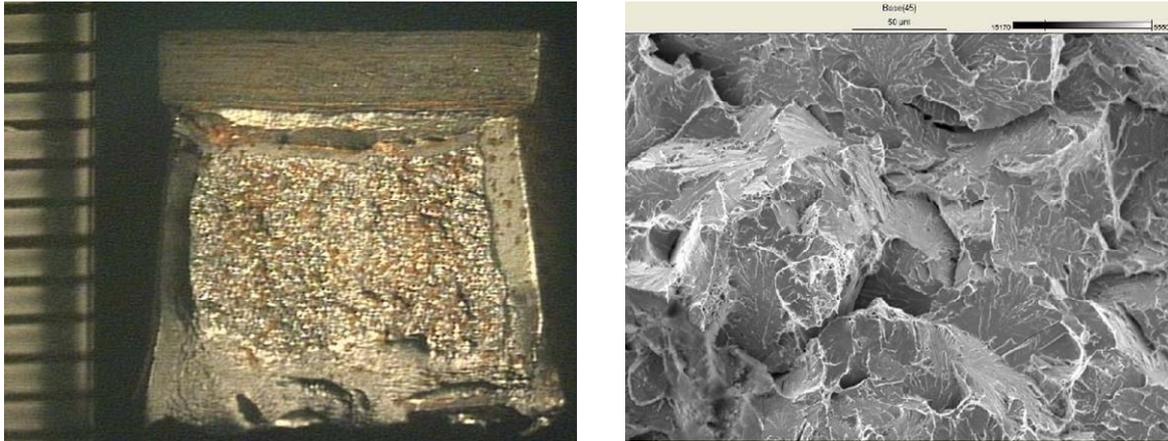


Figura 5. Corpo de prova de ensaio Charpy fraturado (CP09) soldado com arame tubular.

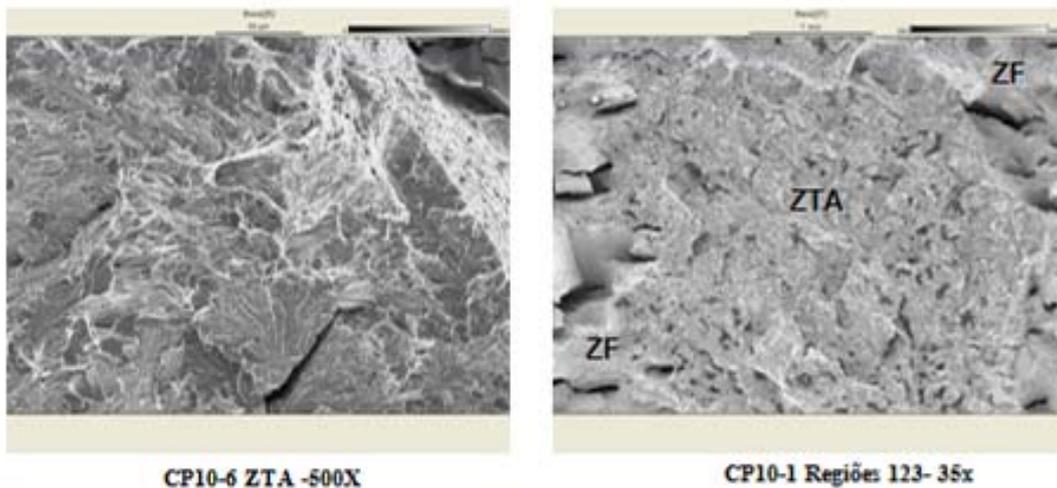


Figura 6. Fractografia do corpo de prova de ensaio Charpy fraturado (CP10).

3.2 Estudo da Zona Fundida

Na Tabela 1 foi apresentada a composição química dos diferentes consumíveis utilizados; ressalta-se o baixo teor de C encontrado nas soldas similares ao metal de base. A Tabela 5 apresenta valores de parâmetros de soldabilidade de cada solda, indicando baixa sensibilidade à têmpera dessas estruturas.

Tabela 5. Parâmetros de soldabilidade

PARÂMETROS DE SOLDABILIDADE DO METAL DE BASE E DE CONSUMÍVEIS							
Material Depositado	Corpos de Prova	Processo	Ce(iiw)*	CEpcl	Cehsla*	Pcm*	V+Nb+Ti
E-9018-M Eletrodo Básico	CP01/CP03 *	Manual/ Mecanizado (gravidade)	0.381	0.195	0.138	0.1837	0.040
E-8010-G Eletrodo Celulósico	CP02	Manual	0,269	0.176	0.175	0.178933	0.014
E-91T8-K8 Arame Tubular	CP05	Robotizado	0.457	0.232	0.197	0.2057	0.106
E-111-T1 Arame Tubular	E111	Robotizado	0.430	0.214	0.165	0.214183	0.064
Material de Base							
API 5L X80-PSL2			0.388	0.202	0.225	0.1851	0.097

Perfis de microdureza foram efetuados ao longo das juntas soldadas no meio da espessura das chapas (Figura 4). Os valores de dureza encontrados na ZF para os diferentes corpos de prova são similares, não apresentando grande dispersão apesar da complexidade de estruturas da zona fundida multipasses.⁽⁸⁾ Similar comportamento apresentam as medidas de microdureza Vickers efetuadas na direção vertical da ZF multipasses; os valores encontrados não indicam presença de martensita na ZF, inclusive pelo fato de terem baixo %C. Entretanto estudos de determinação de constituinte M-A estão sendo feitos para completar este estudo. A Figura 7 mostra o perfil de microdureza Vickers no último cordão da solda na direção transversal. Nota-se em particular que o CP03 apesar de soldado com o mesmo eletrodo básico do CP01, apresenta em geral maiores valores de dureza. Isto está relacionado ao fato de que o CP03 foi soldado com baixa energia de soldagem e sem pré-aquecimento, dando lugar a um resfriamento mais rápido produzindo uma estrutura mais fina de ferrita e carbonetos⁽⁹⁾ acarretando maior dureza na solda. As micrografias das Figuras 8 e 9 ilustram este fato.

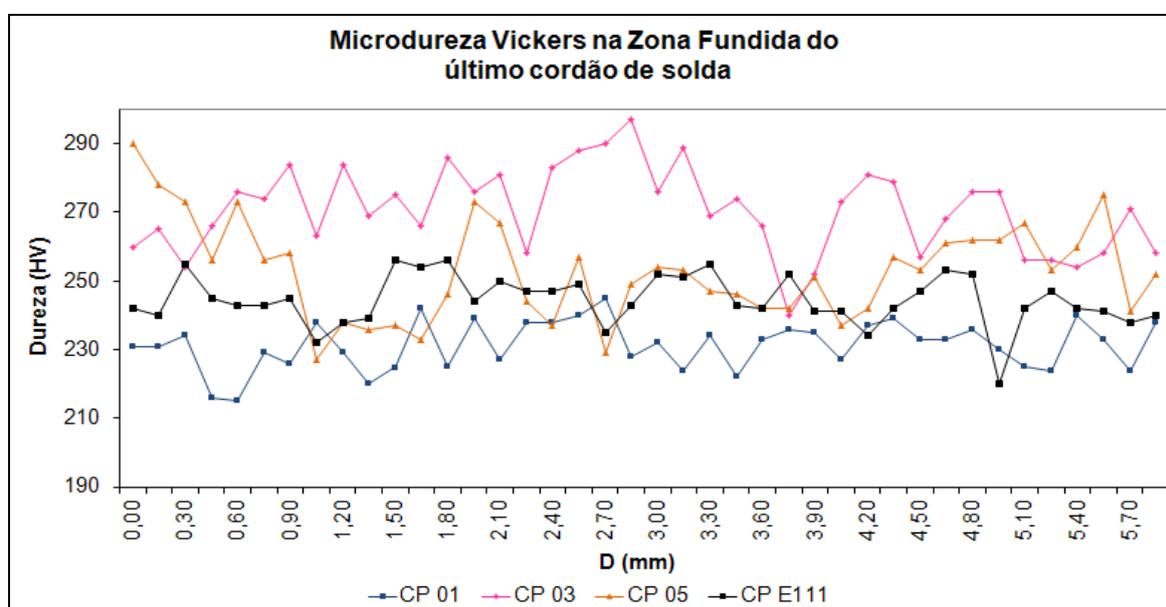


Figura 7. Gráfico de microdureza Vickers na ZF na direção transversal do último cordão.

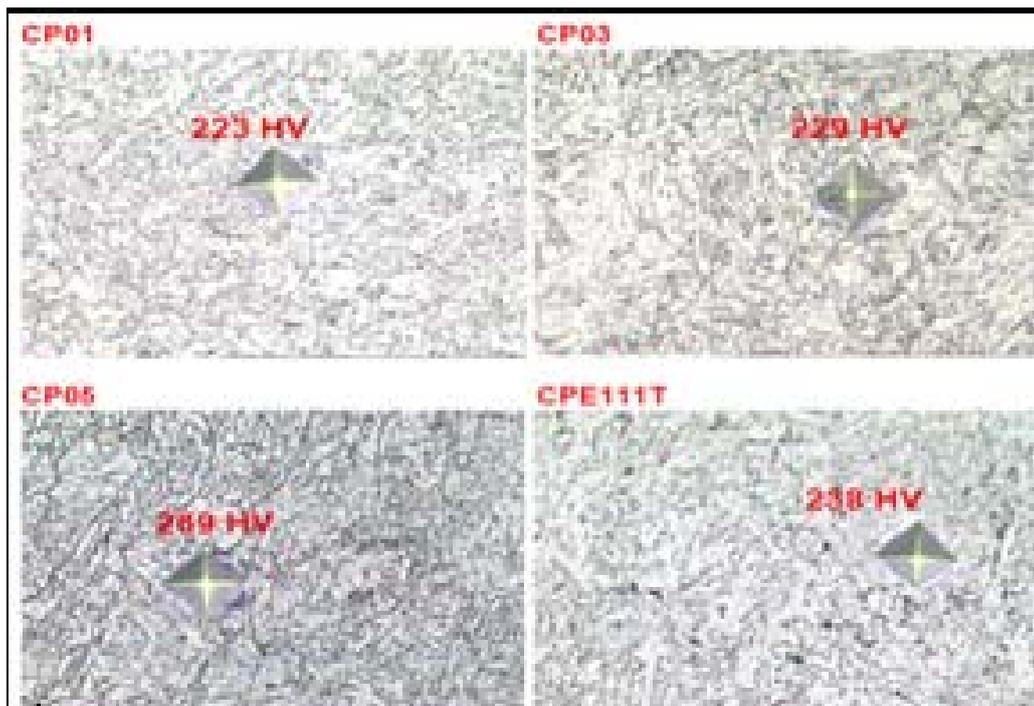


Figura 8. Micrografias e dureza HV da ZF.

O CP05 e CPE111T, soldados com arame tubular de 2 mm e 1,2 mm respectivamente apresentam microestruturas de ferrita e carbonetos finos. O último cordão das soldas multipasses não sofre alteração microestrutural pelo efeito de outros cordões pelo tanto as suas microestruturas podem ser comparadas com as microestruturas do International Institute of Welding - (IIW) para aços ao C-Mn.^(10,11) Assim, a Figura 9 apresenta as micrografias das zonas fundidas que foram identificadas qualitativamente, onde: FS (NA) = Ferrita com 2^a fase não alinhada; PF = Ferrita primária; AF = Ferrita acicular; FS (A) = Ferrita com 2^a fase alinhada e FC = Agregado ferrita-carboneto.

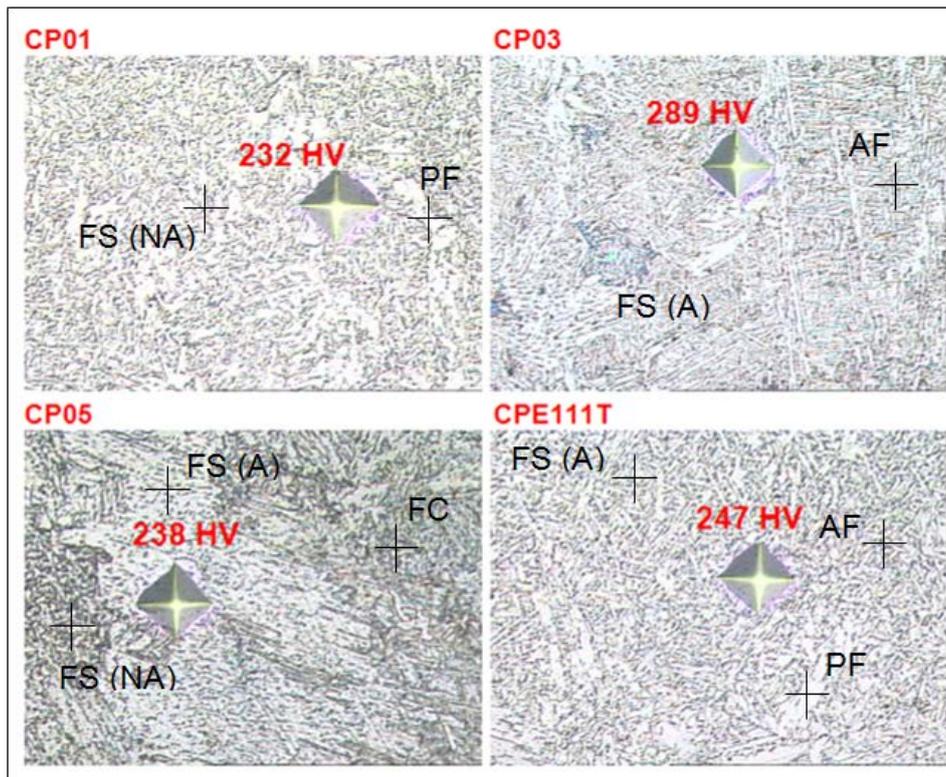


Figura 9. Ilustração das micrografias da ZF com impressões de microdureza Hv no último cordão de acabamento; x500.

4 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos, no presente trabalho, para o aço ARBL Tipo X80 permitem delinear as seguintes conclusões:

- para os CP01 e CP02, soldados com eletrodo manual, os procedimentos de soldagem utilizados, incluindo o uso do pré-aquecimento a $T \leq 100^{\circ}\text{C}$ e temperatura interpassos a $T < 250^{\circ}\text{C}$ permitem a obtenção de estrutura metalúrgica e dureza na região de grãos grosseiros, apropriadas e compatíveis com as do metal de base. Em particular recomenda-se o uso de eletrodo básico por produzir soldas com melhores propriedades estruturais e mecânicas;
- para os corpos de prova CP04 e CP05, (arame tubular), os procedimentos de soldagem utilizados deram bons resultados metalográficos, acusando principalmente a formação de estrutura bainítica na região de crescimento de grão “como soldado”. Para otimizar o procedimento, recomendou-se o uso de preaquecimento e temperatura inter-passos como no caso da soldagem manual com eletrodo revestido básico, o que foi feito para o caso das amostras CP-08 e 09 empregadas no ensaio charpy;
- em determinadas circunstâncias de soldagem, o aço X80 pode dar lugar à formação de estrutura de têmpera com presença de martensita na região de crescimento de grão, caso das amostras soldadas por gravidade CP03, no último cordão de acabamento, e na soldagem subaquática, CP07, nos quais valores de microdureza Vickers Hv > 350 foram encontrados. Para evitar a formação de martensita na região de crescimento de grão e diminuir a presença de hidrogênio, medidas preventivas devem ser adotadas, desta forma diminuindo a sensibilidade à fissuração a frio. É recomendável portanto,

o uso de eletrodo básico nos processos de soldagem manual e por gravidade, bem como o uso de temperaturas apropriadas de pré-aquecimento, interpasses e pós-aquecimento;

- parâmetros como o Carbono Equivalente, devem ser considerados apenas como indicadores da soldabilidade em primeira aproximação, não dispensando o uso de ensaios metalográficos e outros específicos para a determinação da soldabilidade do aço;
- a região a grão grosseiro, GG, ou de crescimento de grão, continua sendo a região mais crítica da ZTA de uma junta soldada, como aliás é o caso dos aços com maior teor de carbono, baixa liga e/ou temperado - revenido, pelo que o estudo da mesma região GG permite caracterizar e simplificar o estudo da ZTA em particular;
- os resultados dos ensaios mecânicos de tração e de resistência ao impacto charpy a -20°C confirmam a boa soldabilidade do aço X80 quando soldado pelo processo manual com eletrodo básico nas condições definidas. Os ensaios de impacto realizados com arame tubular a -20°C utilizando chanfro em K têm permitido caracterizar a presença de uma estrutura frágil localizada ao nível da região de crescimento de grão. Os ensaios de impacto a 0°C e -20°C na soldagem subaquática confirmam a influência nociva da estrutura martensítica presente na região de crescimento de grão, no caso extremo de se utilizar ciclo de soldagem com resfriamento rápido promovendo fratura frágil;
- o estudo metalográfico da zona fundida dos corpos de prova soldados com multipasses por diferentes processos indica ausência de estrutura martensítica, obtendo-se valores de Hv compatíveis com o metal de base;
- a microdureza Hv do último cordão de solda da camada de acabamento do corpo de prova CP01 é inferior à microdureza do CP03; ambos os corpos de prova soldados com o mesmo eletrodo básico. Isto está relacionado ao uso de preaquecimento ($\approx 100^{\circ}\text{C}$) e energia de soldagem em torno de 1.500 J/mm , no caso do CP01; contrariamente, para o caso do CP03 a solda foi efetuada sem preaquecimento e com baixa energia de soldagem em torno de 660 J/mm , produzindo ciclo de resfriamento mais rápido e microestrutura mais fina;
- o estudo metalográfico introdutório da ZF efetuado no microscópio óptico permitiu determinar de forma qualitativa diferentes tipos de estrutura, ferrita e carbonetos presentes nos diferentes corpos de prova, considerando os padrões do IIW para aços C-Mn. Em particular para as soldas com maior quantidade de elementos de liga e menor energia de soldagem nota-se uma menor presença de ferrita proeutetóide (ferrita primária) como é o caso da amostra CP03 soldada por gravidade. O corpo de prova CP03 apresenta uma maior quantidade de ferrita acicular do que o CP01. Um estudo mais apurado da estrutura da zona fundida deve ser feita com ajuda de outras técnicas como a microscopia eletrônica de transmissão, para melhor definição da mesma; e
- os resultados metalográficos e de ensaios mecânicos dos corpos de prova soldados por diferentes processos de soldagem, dão conta da boa soldabilidade que os referidos corpos de prova apresentam quando se utilizam procedimentos de soldagem como os definidos neste trabalho, a exceção do CP07 -solda subaquática- cujo estudo foi feito somente a título referencial.

Agradecimentos

Os autores gostariam de expressar seu agradecimento à Usiminas pelo fornecimento da chapa do aço em estudo, ao CDTN (Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear) pelo uso do aparelho de microdureza Vickers, microscopia eletrônica de varredura e realização de ensaios de impacto Charpy, à ESAB pelo fornecimento de consumíveis e realização de ensaios mecânicos de tração e Charpy.

REFERÊNCIAS

- 1 STALHEIM, D. G., SICILIANO, F., ***The Application of High Temperature Processing (HTP) Steel for Oil and Gas Transmission Pipelines***. Rio Pipelines 2007 Conference – R.J. 02-04 de outubro de 2007.
- 2 ALMEIDA, D.M., ***Estudo da ZTA de Aços API X80 para Tubulações Através de Ensaio de Emissão Acústica e Teste de Implante***. Tese Doutorado Campina Grande – Paraíba, Dezembro de 2005.
- 3 ZHAO, M-C, YANG, K., SHAN, Y., ***The Effects of Thermo-Mechanical Control Process on Microstructures and Mechanical Properties of a Commercial Pipeline Steel***, Material Science and Engineering A, v.335, p. 14-20, 2002.
- 4 DeARDO, A. J., ***New Developments in the Alloy Design of Microalloyed and other Modern HSLA Steels***, HSLA Steels: Processing, Properties and Applications, p. 21-31, 1992.
- 5 BHADESHIA H.K.D.H. ***Bainite in Steels Transformations, Microstructure and Properties***. The University Press Cambridge UK 2001 Second Edition
- 6 Leão C.A., Dos Santos V.R., Vaz M.A., ***Emprego do Pos- Aquecimento na Soldagem Subaquática Molhada***, Soldagem e Inspeção, Ano 8, No. 3, p. 113-117, SP, Setembro 2003.
- 7 Pepin J, Penniston C, Henein H, Ivey D.G, Wiskel J.B, Boyd J.D, ***The effects of Squarewave polarity parameters on Microalloyed Steel Charpy V-Notch Results***, Proceedings of IPC 2008 7^a International Pipeline Conference (IPC 2008), September 29-October 3, 2008, Calgary, Alberta, Canada.
- 8 GM EVANS AND N BAILEY ***Metallurgy of basic weld metal***, Abington Publishing, 1993.
- 9 DA COSTA E SILVA A . MEI P.R. ***Aços e ligas especiais***, Edit. Blucker, 2008.SP.
- 10 PERDIGÃO, S.C. ***Instrução para classificação dos constituintes microestruturais do metal de solda de ferríticos por Microscopia Óptica***, *Institute International, of Welding*, Nº 16, São Paulo, Abr/Jun 1987.
- 11 I.I.W. Doc. Nº IX – 1533-88 ***Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steels Weld Metals***, IIW Doc. 1533-88, 1988.