

Tratamento Térmico de Alívio de Tensões Após Soldagem em Juntas Dissimilares de Aço-Carbono Estrutural ASTM A36 com Aço Baixa-Liga Temperado e Revenido ASTM A514 Gr.Q**(Post Weld Heat Treatment in Dissimilar Joints of Structural Carbon Steel ASTM A36 with Quenched and Tempered Low-Alloy Steel ASTM A514 Grade Q)***Marcello Ferrari¹, Maurício David Martins das Neves¹**¹Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares-IPEN, CCTM, São Paulo, SP, Brasil**marcello.ferrari@usp.br**mdneves@ipen.br***Resumo**

O principal objetivo do tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem (TTAT) é obter ou melhorar certas propriedades consideradas importantes para as condições de serviço de equipamentos ou estruturas ou ainda para reduzir as tensões residuais. Entretanto, para alguns tipos de aços, não é recomendado o TTAT devido à possibilidade de redução da tenacidade na zona afetada pelo calor (ZAC) e do metal de solda na junta soldada e também pela ocorrência de trincas intergranulares na região de crescimento de grão da ZAC. Por outro lado, em determinadas situações, tais como, a manutenção da estabilidade dimensional para usinagem ou na soldagem de chapas grossas, o TTAT pode ser imprescindível. Assim torna-se necessário avaliar os efeitos do TTAT nestes casos por meio de ensaios mecânicos e análises microestruturais. Neste trabalho foram comparadas as condições “como soldado” e com TTAT para duas peças de testes soldadas em chapas grossas de aço carbono ASTM A36 com aço ASTM A514 Grau Q empregando-se o processo arame tubular e o consumível E71T-1C. Nesta comparação foram realizados ensaios de dobramento, tração, impacto Charpy, exame macrográfico com perfil de dureza Vickers. A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopia óptica. O metal de solda apresentou baixos valores de tenacidade após o TTAT e foi observada a ausência de trincas intergranulares tanto na ZAC como no metal de base ASTM A514.

Palavras-chave: *Tratamento Térmico; Soldagem de Chapas Grossas; Juntas Dissimilares; ASTM A514.*

Abstract: The main objective of post welding heat treatment (PWHT) is to obtain or improve certain properties considered important for the service conditions of an equipment or structure or to reduce residual stresses. However, for some types of steels, PWHT is not recommended due to the possibility of reducing the toughness in the heat affected zone (HAZ) and weld metal in welded joints and also the occurrence of intergranular cracks in the grain growing region of HAZ. Moreover, in certain situations such as the retention of dimensional stability for machining or thick plates welding, the PWHT can be essential. Thus it is necessary to evaluate the effects of PWHT in these cases employing mechanical tests and microstructural characterization. In this work it was compared the conditions "as welded" and with PWHT for two coupons of tests welded with ASTM A36 carbon steel and ASTM A514 Grade Q steel employing the FCAW and the E71T-1C tubular wire. In this comparison were performed bending tests, tensile tests, Charpy impact test with Vickers hardness profile. Microstructural characterization was performed by means of optical microscopy. The weld metal has showed low toughness after PWHT and no intergranular cracks were observed for both HAZ and ASTM A514 parent metal.

Key-words: *Heat Treatment; Thick Plates Welding; Dissimilar Joints; ASTM A514.*

1. Introdução

Os aços de alta resistência têm sido bastante utilizados na construção de estruturas metálicas sujeitas a elevados esforços, tais como, equipamentos de construção, mineração, movimentação de cargas e bases de turbinas. Nestes casos, o emprego de aços de alta resistência pode ser mais econômico por adotar menores espessuras, o que resulta em menor peso do equipamento e também menor quantidade de metal de solda depositado reduzindo o tempo de fabricação o que reflete diretamente nos custos. Em alguns equipamentos, para

solicitações mecânicas muito severas, o uso dos aços de alta resistência pode ser a única alternativa visto que, com elevadas espessuras (acima de 76 mm) muitas operações de conformação mecânica e de soldagem são dificultadas ou até mesmo impossibilitadas. Sendo assim, um aço de alta resistência torna-se muitas vezes uma opção mais vantajosa do que o emprego de aços carbonos estruturais. Dentro deste contexto, o aço ASTM A514[1] assume uma posição de destaque. Trata-se de um aço baixa-liga, temperado e revenido com tensões mínimas de resistência à ruptura e de escoamento, respectivamente, de 895 MPa e 690 MPa. Estes níveis de resistência chegam a superar aos dos aços carbono comuns em quase três vezes. Este aço possui um alongamento mínimo de 16% e boa tenacidade a baixas temperaturas, além de apresentar razoável soldabilidade, mesmo apresentando uma microestrutura martensítica.

De um modo geral as operações de soldagem produzem consideráveis tensões residuais que podem ser inaceitáveis dependendo do tipo de aplicação do componente ou estrutura. Por este motivo, em certos casos torna-se necessário o emprego do tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem (TTAT). Nas estruturas metálicas o TTAT é aplicado em duas situações: redução do nível de tensões internas dos materiais ou para tentar manter a estabilidade dimensional. No caso de soldagem de chapas grossas além do aspecto metalúrgico, esta é uma condição muito crítica visto que, grandes espessuras potencializam a formação de trincas em razão das condições de transferência de calor existentes e também das elevadas tensões internas criadas durante a operação de soldagem.

Os processos de TTAT consistem em aquecer, após a soldagem, um componente ou estrutura a uma determinada temperatura, onde possa ocorrer uma queda no limite de escoamento e redução das tensões residuais até um nível aceitável. As operações de tratamento térmico compreendem basicamente três etapas:

1. Aquecer até a temperatura de tratamento (temperatura de patamar);
2. Manter por um determinado intervalo de tempo nesta temperatura (tempo de patamar);
3. Resfriar a uma taxa que evite gradientes de temperatura excessivos em diferentes pontos da peça que está sendo tratada, podendo posteriormente causar apreciáveis níveis de tensões residuais.

Observa-se, que a atuação TTAT na redução das tensões residuais pode afetar diretamente nas propriedades mecânicas finais. A fim de caracterizar o efeito combinado do tempo e da temperatura nas propriedades mecânicas foi proposto por Hollomon-Jaffe [2] um parâmetro que pode ser expresso pela seguinte equação:

$$H = T \frac{(C + \log \tau)}{1000} \quad (1)$$

Sendo:

$$\tau = t + \frac{T}{[2,3K_1 (20 - \log K_1)]} + \frac{T}{[2,3K_2 (20 - \log K_2)]} \quad (2)$$

Onde H é o parâmetro de Hollomon-Jaffe, C é uma constante, T é a temperatura de patamar em K, t é o tempo de patamar em h, K₁ é a taxa de aquecimento em K/h e K₂ é a taxa de resfriamento em K/h. Na prática adota-se um valor de C = 20 para aços C-Mn e aços baixa-liga [3].

O parâmetro H possibilita combinar diversos ciclos de TTAT em um único valor e também estimar a redução média nos valores de limites de resistência e escoamento, conforme pode ser observado na Figura 1.

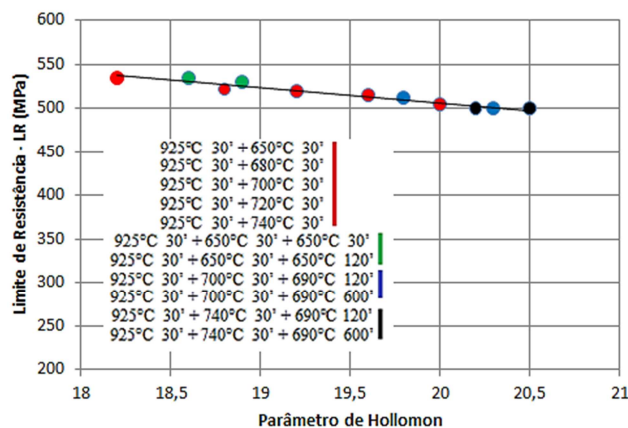


Figura 1 – Variação do LR em função do parâmetro H para aço ASTM A387-11-2, N+T, em várias condições de TTAT [4]

Na Figura 1 é mostrado que diferentes tratamentos térmicos com o mesmo parâmetro H produzem efeito similar no material e também que, quanto maior o número H, maiores são as reduções nos limites de resistência e de escoamento e aumento na temperatura de transição dúctil-frágil [3,4].

O parâmetro de Hollomon pode ser bastante útil quando é considerado apenas o metal de base (MB), porém existem considerações metalúrgicas que devem ser feitas quando são abordadas a zona afetada pelo calor (ZAC) e o metal de solda (MS) ou zona fundida (ZF) de uma junta soldada. Segundo a norma AWS D1.1/D1.1M:2010 [5] em certos tipos de aços temperados e revenidos não são recomendados para tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem. Nesta categoria está incluído o aço ASTM A514. Entretanto, o alívio de tensões pode ser necessário para certas aplicações conforme discutido anteriormente. Porém, segundo Swift & Rogers [6] pode ocorrer uma fragilização após o TTAT. Segundo estes autores, aços temperados e revenidos são mais suscetíveis a essa fragilização do que os aços com microestrutura ferrítico-bainítica ou ferrítico-perlítico.

Com relação à temperatura de tratamento, a situação pode se tornar complicada quando diferentes materiais são unidos por soldagem, constituindo uma junta dissimilar que depois é submetida ao TTAT. Em algumas situações há a necessidade de se soldar um aço-baixa liga com um aço carbono estrutural como, por exemplo, o ASTM A36 [7] com o ASTM A514 e depois submeter esta junta ao TTAT. Neste caso torna-se necessário avaliar os efeitos do tratamento nas propriedades mecânicas, a temperatura de patamar a ser empregada considerando-se a norma utilizada na qualificação do procedimento de soldagem e a temperatura de revenimento do A514 além dos possíveis efeitos de fragilização causados pelo TTAT na ZAC e na ZF.

Os ensaios realizados, os métodos e os critérios de aceitação utilizados neste trabalho basearam-se principalmente nos requisitos para a qualificação de um procedimento de soldagem conforme AWS D1.1/D1.1M:2010, mas também tomou como referência a norma N-133 da PETROBRAS [8] para a análise do perfil de durezas. Tais ensaios foram complementados com a caracterização microestrutural realizada por meio de microscopia óptica.

O objetivo deste trabalho é avaliar os efeitos de TTAT em juntas de materiais dissimilares formadas pelos aços ASTM A36 e ASTM A514 Grau Q, utilizando-se o processo de soldagem arame tubular com eletrodo E71T-1C. Neste trabalho foram comparadas as condições de junta "como soldada" e com TTAT por meio de ensaios de: tração, impacto Charpy, perfil de dureza Vickers e caracterização microestrutural.

2. Matérias e Métodos

Os metais de base (MB) empregados neste trabalho foram: chapa de aço carbono, condição laminado, conforme ASTM A36, com espessura de 76 mm e chapa de aço baixa liga, temperado e revenido, conforme ASTM A514 Grau Q também com espessura de 76 mm.

A composição química e os valores das propriedades mecânicas das chapas dos aços ASTM A36 e ASTM A514 Grau Q estão listados, respectivamente, nas Tabelas 1 e 2 respectivamente.

Tabela 1 – Composição química da chapa de testes – Valores em %

Elemento MB	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
A36	< 0,27	0,85-1,20	< 0,04	< 0,05	0,15-0,40	-	-	-	-
Certificado A36	0,17	1,11	0,02	0,02	0,23	-	-	-	-
A514 Gr.Q	0,14-0,21	0,95-1,30	0,035	0,035	0,15-0,35	1,20-1,50	1,00-1,50	0,4-0,60	0,03-0,08
Certificado	0,18	1,02	0,004	0,012	0,20	1,21	1,21	0,40	0,03

A36 ($CE_{IIW} = 0,39$; $P_{cm} = 0,23$), A514 ($CE_{IIW} = 0,79$; $P_{cm} = 0,34$)

Tabela 2 – Propriedades mecânicas da chapa de testes

Propriedade MB	TR [MPa]	LE [MPa]	Along. ^A [%]	RA [%]	Dureza [HB]	Impacto Charpy [J]
A36	400-550	>250	20	>NR ^B	> NR ^B	NR ^B
Certificado A36	468	274	32	59	-	-
A514 Gr.Q	690-895	>620	>16	>50	NR ^B	NR ^B
Certificado	785	700	23	69	-	-

^A Corpo de prova de 200 mm ^B Não requerido

De acordo com a norma ASTM A514 a chapa foi fornecida na condição temperada e revenida sendo este último realizado a uma temperatura de patamar de 625°C.

Os consumíveis empregados neste trabalho foram o gás CO₂ puro conforme AWS 5.32 [9] na função de gás de proteção e o arame tubular AWS 5.20 E71T1-C(M)H5 [10]. O arame tubular possuía teor de hidrogênio máximo difusível inferior a 5 ml/100 g e os valores do certificado de qualidade estão listados nas Tabelas 3 e 4.

A escolha deste arame foi baseada no material de menor resistência da junta, ou seja, o ASTM A36.

Tabela 3 – Composição química do metal depositado – Arame tubular E71T1-C

elemento MA	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
Arame tubular E71T1-C	< 0,12	< 1,75	< 0,030	< 0,030	< 0,90	< 0,50	< 0,20	< 0,30	< 0,08
Certificado	0,05	1,21	0,015	0,011	0,53	0,02	0,01	0,02	0,02

$CE_{IIW} = 0,35; P_{cm} = 0,13$

Tabela 4 – Propriedades mecânicas metal depositado– Arame tubular E71T1-C

Propriedade MA	TR [MPa]	LE [MPa]	Along. ^A [%]	RA [%]	Dureza [HB]	Impacto Charpy – 20°C [J]
Arame tubular E71T1-C	490-670	>390	>22	NA ^B	NA ^B	27
Certificado	589	520	31	-	-	60

^A Corpo de prova de 50 mm e ^B Não aplicável

A preparação das peças de teste foi iniciada por meio de oxicorte acoplado a máquina CNC, na qual foram seccionadas chapas de ASTM A36 e ASTM A514 nas dimensões 76 x 200 x 1100 mm. As chapas foram cortadas de modo que a solda ficasse posicionada na direção transversal ao sentido de laminação da chapa. A chapa de A36 foi biselada por oxicorte (em K) e depois esmerilhada ao metal brilhante nas faces do bisel e a 25 mm nas margens da junta. A chapa de A514 teve o lado da junta fresado onde foi removido 3,0 mm de sobremetal de modo a eliminar a ZAC formada na operação anterior do corte térmico. As duas partes da junta foram posicionadas de modo a formar o ângulo de chanfro de 50° e abertura de raiz de 2 mm. A seguir as peças de testes foram posicionadas e fixadas na posição vertical (3G). Logo após a junta foi pré-aquecida por meio de maçarico até atingir uma temperatura de 160°C e controlada por meio de pirômetro de contato. A temperatura de pré-aquecimento foi determinada pela metodologia proposta pelo Anexo I da norma AWS D1.1/D1.1M:2010 [5] que leva em consideração o parâmetro de composição P_{cm} .

A peça foi soldada na progressão ascendente onde depositaram-se 76 passes, sendo 8 passes de um lado e depois foi executada a goivagem com eletrodo de grafite e esmerilhamento pelo lado oposto. Deste modo não houve efeito significativo da diluição do metal de adição com o metal de base na região da raiz. Os parâmetros de soldagem empregados na peça de testes estão mencionados na Tabela 5. Todas as medições foram realizadas por meio de alicata-amperímetro, cronômetro e pirômetros de contato, devidamente calibrados.

Tabela 5 – Faixa dos parâmetros de soldagem empregados na peça de teste

Valor	Corrente [A]	Tensão [V]	Velocidade de Soldagem [cm/min]	Aporte de Calor [kJ/mm]
Faixa	110 - 189	22 - 28	7,0 – 30,8	0,8 – 3,2

Concluída a soldagem, a peça sofreu um pós-aquecimento a 200°C em uma estufa por 30 minutos.

Após 48 horas, foram realizados o exame visual e o ensaio de líquido penetrante da junta soldada, conforme AWS D1.1 [5] itens 6.9 e 6.10 respectivamente. Para o exame de ultra-som, os reforços da face e da raiz foram removidos por esmerilhamento e o ensaio executado após 48 horas da soldagem conforme AWS D1.1 item 6.13 considerando o critério de aceitação para conexões não- tubulares estaticamente carregadas. Na Figura 2 é mostrada a peça de testes preparada para o ensaio de ultrassom.

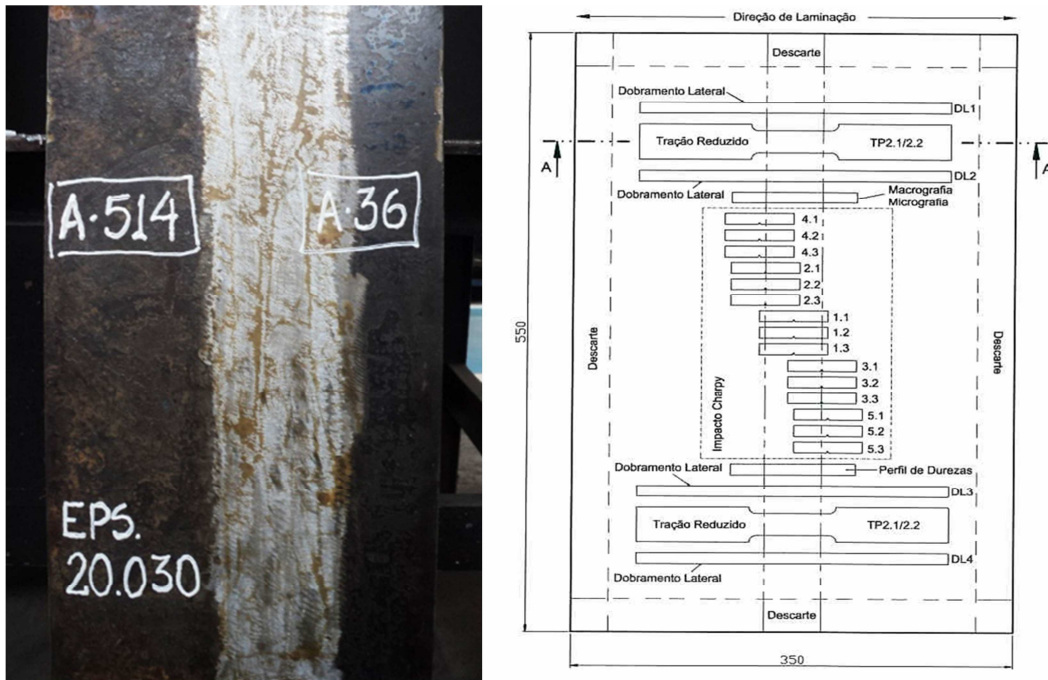


Figura 2 – (À esq.) Peças de testes PT-01/PT-02 soldada e com o reforço de solda removido para posterior inspeção por ultra-som. (À dir.) Locais de remoção dos corpos de prova nas peças de testes PT-04/PT-05 conforme Figura 4.10 da norma AWS D1.1/D1.1M:2010 [5].

A seguir a peça foi seccionada transversalmente de modo a se obter duas peças de testes: PT-01 e PT-02 de dimensões 76 x 400 x 550 mm cada uma. A PT-01 permaneceu na condição inicial “como soldada”, enquanto que, a PT-02 sofreu tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem. O tratamento térmico aplicado na PT-02 estava de acordo com item 5.8 da norma AWS D1.1 sendo a temperatura e tempo de patamar, respectivamente, de 600°C e 3,0 horas. A temperatura de início e final de controle foi de 315°C e as taxas máximas foram de 55°C/h para o aquecimento e 130°/h para o resfriamento. A peça de testes foi submetida a dois ciclos de alívio de tensões empregando os mesmo parâmetros. A realização de dois ciclos deve-se ao fato que um procedimento de soldagem deve sempre prever possíveis reparos e subsequente TTAT.

O tratamento térmico foi realizado em um forno elétrico do tipo mufla, sem atmosfera controlada, provido de controlador de temperatura, termopar tipo K e registrador gráfico digital todos devidamente calibrados.

Quando a peça atingiu 300°C ela foi removida do forno e esfriada ao ar calmo até atingir a temperatura ambiente. Em seguida, a peça foi escovada e submetida a um novo exame por ultrassom conforme a norma AWS D1.1 item 6.13. Não foram detectadas quaisquer indicações de descontinuidades e a peça foi aprovada. As peças de testes PT-01 e PT-02 foram então submetidas aos ensaios mecânicos, a saber: ensaio de tração, dobramento lateral, dureza e impacto Charpy. Também foram submetidas a exames metalográficos para caracterização microestrutural.

Foram executados quatro ensaios de tração seção reduzida conforme norma AWS D1.1 sendo a preparação e execução dos corpos de prova de acordo com o item 4.9.3.4 desta mesma norma. Devido a espessura da peça de testes, a nota “f” da Figura 4.14 da norma AWS D1.1 prevê que os corpos de prova podem ser cortados em aproximadamente 2 tiras iguais de modo a formar um único “set” de ensaios. Na Figura 3 é mostrado este detalhe.

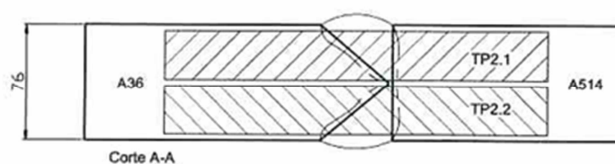


Figura 3 –Posição dos corpos de prova para ensaio de tração nas peças de testes PT-01 e PT-02.

O ensaio de dobramento lateral foi conduzido em quatro corpos de prova conforme a norma AWS D1.1, sendo a preparação e execução conforme o item 4.9.3.1.

O ensaio de impacto Charpy foi realizado com base nas considerações da norma AWS D1.1 sendo os corpos de prova removidos do metal de solda na região da raiz e ZAC a 1mm e 5 mm da linha de fusão. Os corpos de prova foram preparados conforme norma ASTM A370. De cada região foi removido um “set” constituído por três corpos de prova. A temperatura de ensaio foi de -20°C.

Amostras para macrografia e medição dos perfis de dureza foram preparadas por lixamento com lixas d’água (granulometrias iguais a 100, 240, 320, 400, 660 e 1000) seguindo-se de ataque de Nital 10%.

Na Figura 4 é mostrada a macrografia do local de remoção dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy.

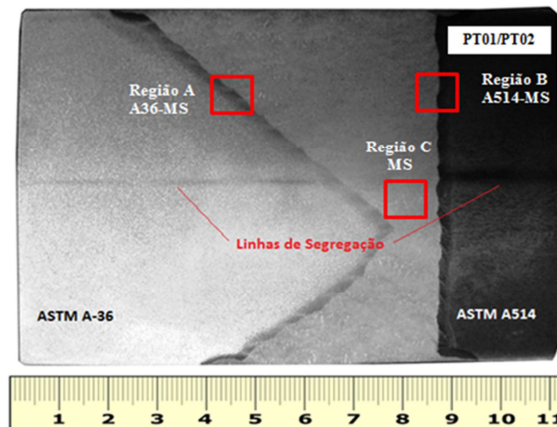


Figura 4 – Macrografia e locais de remoção dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy

O perfil de durezas foi realizado no corpo de prova destinado ao exame macrográfico e a localização dos pontos foram de acordo com a norma N-133 da PETROBRAS [11]. Na Figura 5 é mostrada a localização dos pontos de medição de dureza Vickers HV 5.

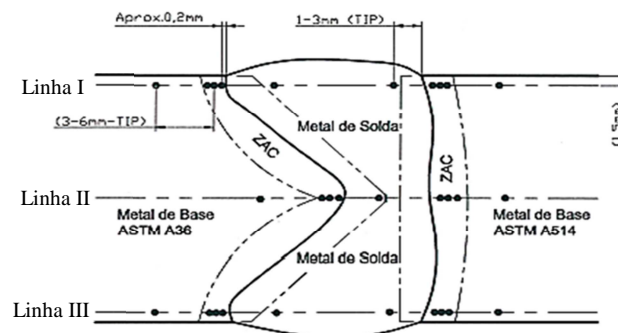


Figura 5 – Localização dos pontos para medição de dureza HV5

A preparação dos corpos de prova para micrografia consistiu no embutimento a quente com resina termofixa (baquelite), lixamento com lixas d’água (as mesmas granulometrias empregadas na macrografia), polimento com pastas de diamante (com granulometria de 9, 3 e 1 μm) e ataque com Nital 2%. Também foi empregado o ataque de Picral na análise da microestrutura da zona fundida para evidenciar a presença de carbonetos.

A identificação dos microconstituintes foi baseada no documento IX-1533-88 do IIW – Instituto Internacional de Soldagem [12].

3. Resultados e Discussão

Na Figura 6 é mostrado um gráfico contendo os valores de limite de resistência (LR) obtidos após o ensaio de tração. Conforme a norma AWS D1.1, apenas o valor de LR deve ser medido, embora também seja possível a medição do limite de escoamento, alongamento e redução de área, sendo estes dois últimos apenas a título informativo, pois a existência de diferentes regiões (MS, ZAC, MB) com propriedades mecânicas diferentes tornam estas medidas pouco confiáveis e com baixa acuracidade [13].

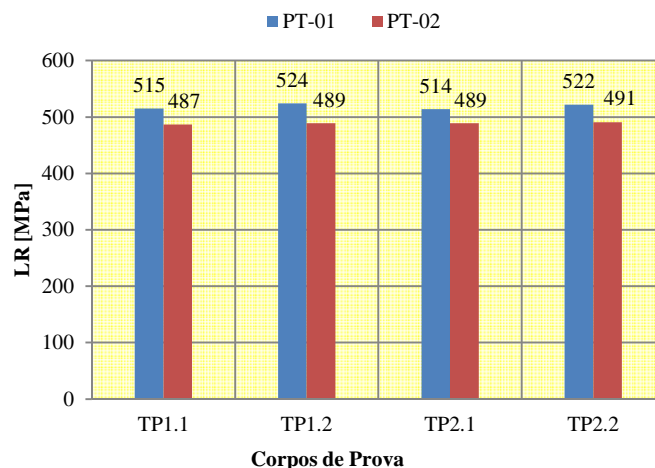


Figura 6 - Comparação dos limites de resistência (LR) dos corpos de prova removidos das peças de teste PT-01 (s/TTAT) e PT-02 (c/TTAT) após ensaio de tração

A ruptura de todos os corpos de prova ocorreu no metal de base ASTM A36, o que era de se esperar visto que o LR do A36 é inferior ao do A514 e inferior também ao valor do metal de solda. Entretanto nota-se que os valores de LR obtidos nos corpos de prova da PT-01 (S/TTAT) são superiores ao valor de 468 MPa indicados no certificado da chapa de A36. Isto é decorrente do encruamento causado pelas deformações plásticas sofridas pela junta soldada após as contrações do resfriamento, assim o mesmo material posteriormente submetido a um ensaio de tração apresenta um maior valor de resistência mecânica.

Os valores de LR obtidos nos corpos de prova da PT-02 (c/TTAT) mostram o efeito do tratamento térmico na redução das propriedades mecânicas. Para a condição do tratamento térmico realizado, o Parâmetro de Hollomon assume um valor de $H = 18,2$, a partir da figura 1 observa-se uma redução de 5% aproximadamente, no valor do LR. Portanto, o valor médio de LR obtido para o corpos de prova da PT-01 foi de 519 MPa e, considerando-se esta redução de 5% é de se prever um valor do LR de 493 MPa para a condição após TTAT. O valor médio obtido para os corpos de prova da PT-02 foi de 489 MPa, ou seja uma variação muito pequena, em relação ao valor teórico a partir de H. O parâmetro H possibilita combinar diversos ciclos de TTAT, que podem provocar efeitos similares nas propriedades mecânicas da junta. Portanto pode-se prever a influência nos limites de resistência e escoamento da junta soldada a partir do parâmetro H desde que a ruptura ocorra no metal de base.

Os quatro corpos de prova submetidos ao ensaio de dobramento não mostraram quaisquer descontinuidades na região de interface entre MB, ZAC e MS após o ensaio. Os resultados obtidos nos ensaios evidenciaram que houve perfeita fusão e boa ductilidade sendo, portanto aprovados com base em inspeção visual da junta soldada.

O exame macrográfico revelou uma solda isenta de porosidades, inclusões de escória, falta de fusão e trincas. Na macrografia da condição sem TTAT (Figura 4) é possível observar as linhas de segregação para ambos os materiais, fenômeno típico na laminação de chapas grossas. Nas ZAC's é possível notar uma variação progressiva da coloração onde se pode distinguir a região onde a temperatura excede a temperatura A1 e a região totalmente austenitizada pelo aquecimento acima da linha A3.

Com relação ao perfil de durezas, na Figura 7 são mostrados os gráficos da variação da dureza em relação às regiões da junta soldada com e sem TTAT.

Pela análise da Figura 7 nota-se a existência de picos de dureza e grandes diferenças entre as linhas de medição (I,II,III) na PT-01 (s/TTAT) enquanto que para a peça PT-02 (c/TTAT) as linhas se aproximam em razão da maior uniformidade dos valores. Nota-se uma elevação gradativa de dureza atingindo o valor máximo na ZAC do A514, o que era de se esperar em consequência da existência de uma microestrutura martensítica. Os valores de dureza da linha II foram menores em relação às outras linhas em virtude desta linha representar a raiz da solda, estando esta sujeita aos efeitos de revenimento da soldagem multipasse.

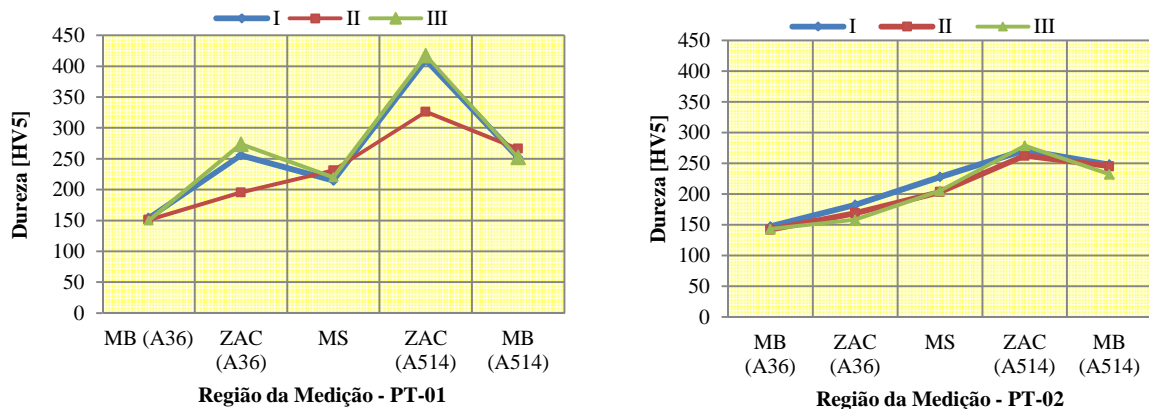


Figura 7 - Comparação dos valores de dureza HV5 dos corpos de prova removidos das peças de teste PT-01 (s/TTAT) e PT-02 (c/TTAT).

Observa-se que o maior efeito do tratamento térmico ocorreu nas zonas afetadas pelo calor tanto do ASTM A36 quanto do ASTM A514. A queda nos valores de dureza foi menos acentuada nos metais de base como também no metal de solda, o que mostra que a dureza destas microestruturas foram menos susceptíveis aos efeitos do tratamento térmico. A redução na dureza do metal de base ASTM A514 também não foi muito significativa, mesmo sendo a temperatura de patamar do TTAT (600°C) apenas um pouco inferior à temperatura de revenimento da chapa original (625°C).

Na figura 8 são mostradas a comparação da energia absorvida e a superfície de fratura destas regiões após ensaio de impacto Charpy. Nesta figura nota-se que, de um modo geral, o TTAT atuou no sentido de aumentar a tenacidade da junta, exceto no metal de solda.

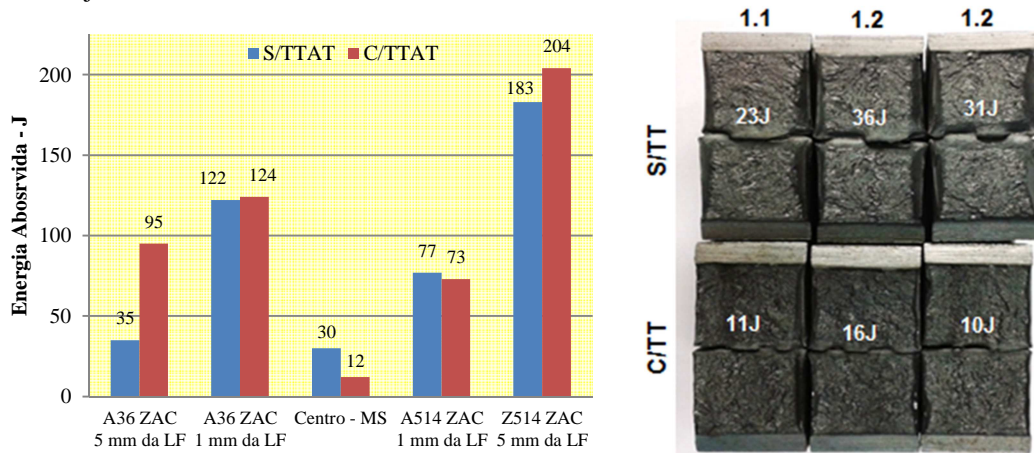


Figura 8 – Gráfico comparativo dos valores da energia absorvida dos corpos de prova removidos das peças de teste PT-01 (s/TTAT) e PT-02 (c/TTAT) (à esq.) - Aspecto da fratura no metal de solda (à dir.)

O lado do aço ASTM A36 apresentou a 5 mm um valor de apenas 35J possivelmente pela a combinação de fatores de tamanho de grão (pois encontra-se na região de crescimento de grão) combinado com a condição de uma microestrutura heterogênea (mistura de ferrita, perlita e possivelmente bainita). Após o TTAT houve um considerável aumento no valor de energia absorvida, provavelmente devido a uma maior homogeneização da microestrutura. Por outro lado, a 1 mm da LF as altas energias absorvidas tanto na condição sem e com TTAT deve-se principalmente a existência de grande de ferrita acicular como pode ser observado na Figura 9. Nesta mesma figura nota-se que antes do TTAT, próximo à linha de fusão, a microestrutura mostrou-se bastante heterogênea, sendo constituída de ferrita com segunda fase alinhada, perlita, possivelmente bainita ou martensita e razoável quantidade de ferrita acicular sendo que este último mostrou ter papel preponderante na boa tenacidade desta região. A ferrita acicular aumenta a tenacidade pois a sua morfologia de grãos emaranhados bem como contorno de alto ângulo e elevada densidade de discordâncias não propicia caminhos preferenciais

para a propagação de trincas exigindo grande dispêndio de energia para a propagação desta, na medida em que suas ripas obrigam a trinca a mudar de direção constantemente [14,15].

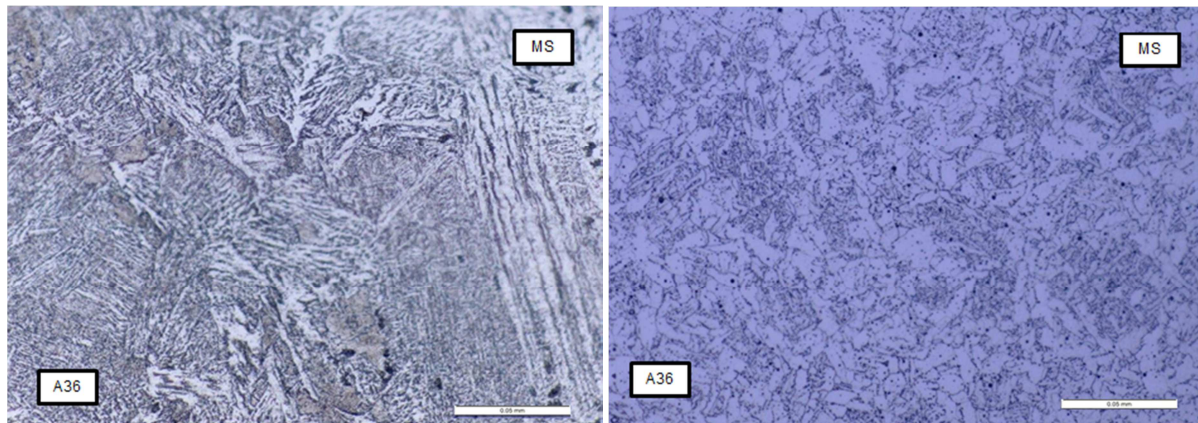


Figura 9 – Microestrutura - Região A (A36 - MS) - (à esq) “como soldado”, (à dir.) “após TTAT”, MO - aumento 500X – ataque: Nital 2%

No lado do aço ASTM A514 nota-se que o valor de energia absorvida foi consideravelmente maior. A 5 mm da LF este valor atinge a 183J na condição “como soldado” e 204 J após TTAT. Em diversos estudos foi verificado que determinadas morfologias de microestrutura martensítica (ripas) produzem a melhor combinação de resistência mecânica e tenacidade do que qualquer outra microestrutura que pode ser produzida em um aço, mesmo se comparada às microestruturas bainíticas [16,17,18]. O aumento do valor de tenacidade após o TTAT é devido ao revenimento da martensita. Porém, a 1 mm da LF nota-se que os valores de tenacidade são consideravelmente menores do que a 5 mm da LF. Isto pode ser ocasionado por heterogeneidades na região próxima a linha de fusão (mistura de ferrita, perlita, bainita, martensita)[17]. Foi observada a formação de perlita no contorno de grão austenítico no lado do A514 em toda a extensão da LF (Figura 10). O aspecto visual da microestrutura após o TTAT e a significativa queda de dureza na região da linha de fusão sugerem que houve uma descarbonetação com precipitação de carbonetos. Este fenômeno, favorecido pela relação tempo x temperatura do tratamento térmico, é causado pela difusão de carbono na linha de fusão que é tanto mais pronunciado em soldas cujo metal de adição possui um conteúdo de carbono inferior ao metal de base, que é o caso da do metal de solda C-Mn com o A514 [16].

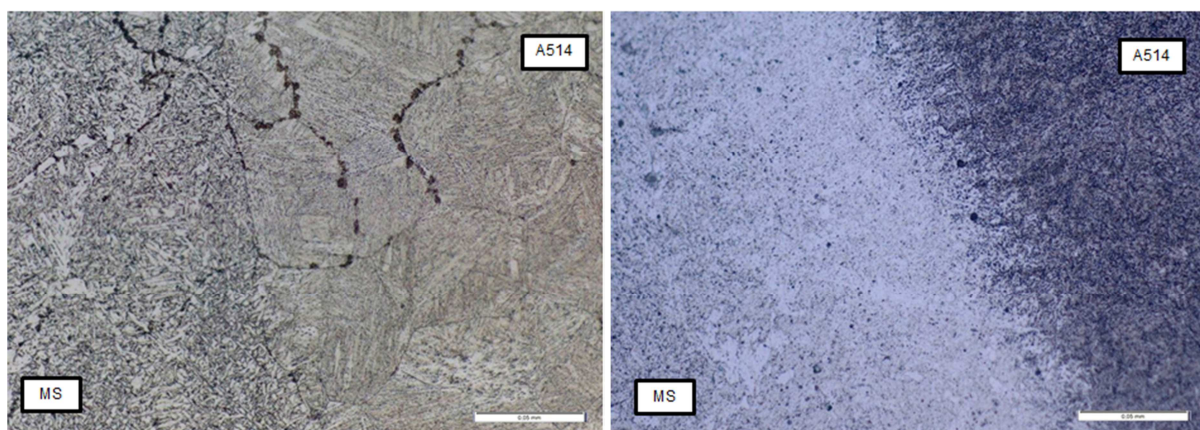


Figura 10 – Microestrutura - Região B (MS-A514) - (à esq) “como soldado” com os contornos de grãos revelados pelo ataque, (à dir.) “após TTAT”, MO - aumento 500X – ataque: Nital 2%

Não foram observadas quaisquer trincas, inclusive intergranulares (típicas da fragilização no revenido) que poderiam ser esperadas após a execução do TTAT no A514. O fato de o tratamento térmico ter sido realizado a uma temperatura de 600°C, portanto fora da faixa crítica de 450° a 550°C, além de uma taxa de aquecimento e resfriamento adequados podem ter influenciado de modo a evitar tal fragilização. É bastante provável que o baixo teor de fósforo, a quase ausência de elementos tais como antimônio, estanho e arsênio e também a presença de vanádio tornaram o A514 menos susceptível a este fenômeno [16,18].

A respeito do metal de solda nota-se que para ambas as condições, “como soldado” e após o TTAT os valores de tenacidade foram baixos. Nota-se pela análise da fratura dos corpos de prova na Figura 8 que a fratura foi de caráter predominantemente frágil para o metal de solda após o TTAT. Pela análise da fratura foi estimada uma porcentagem de fratura dúctil de 25% para a condição “como soldado” enquanto que para a condição após TTAT apenas 10%. Nota-se pela análise da Tabela 6 que o valor de impacto declarado pelo fabricante do consumível na condição “como soldado” é de 60J e que a média obtida nos ensaios dos corpos de prova removidos da peça de teste PT-01 foi de 30 J. A primeira vista isto pode parecer incoerente, porém deve ser considerado que os corpos de prova foram removidos da raiz de uma chapa grossa com 76 mm de espessura e assim sujeito ao efeito de diversos passes de revenimento o que certamente contribui para a transformação da microestrutura. Assim é possível que se fossem extraídos corpos de prova do metal de solda em camadas próximas da superfície os valores de tenacidade fossem maiores, porém a norma AWS D1.1 determina que os corpos de prova para o MS sejam extraídos na raiz. Outro fator que deve ser considerado é o emprego do CO₂ puro como gás de proteção, que aumenta a energia de soldagem, reduz a velocidade de resfriamento da solda e possui um caráter oxidante que altera a composição química do depósito devido às perdas por oxidação de elementos de liga e, assim, reduz a temperabilidade da zona fundida favorecendo portanto a formação de microconstituintes de mais alta temperatura de transformação (ferrita primária de contorno de grão PG(G), ferrita primária intragranular PF(I) e ferrita secundária com segunda fase alinhada FS(A)) e a redução dos microconstituintes de mais baixa temperatura de transformação (no caso ferrita acicular (AF) e ferrita com segunda fase não-alinhada FS(NA)) [19].

Pela análise da Figura 11, nota-se que a microestrutura na condição “como soldado” é composta basicamente por FS(A)/FS(NA) e também por ferrita acicular. Após o TTAT a microestrutura mostra a presença de ferrita primária e também a presença de certa quantidade de carbonetos esferoidizados dispersos na matriz ferrítica.

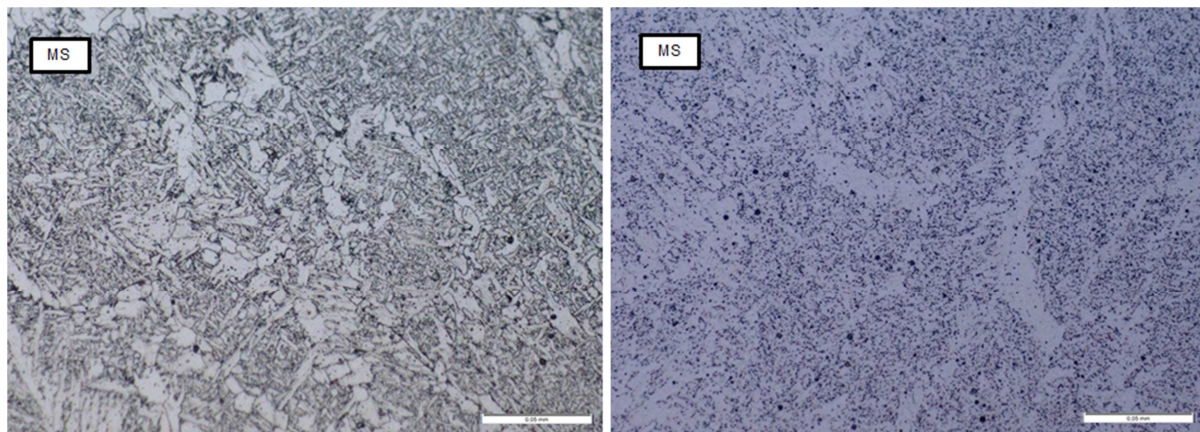


Figura 11 – Microestrutura - região C (raiz) – Metal de Solda. (à esq) “como soldado”. (à dir.) “após TTAT”, MO - aumento 500X – ataque: Nital 2%

A Figura 12 por sua vez mostra o efeito do TTAT na precipitação e no coalescimento dos carbonetos o que provoca um aumento na temperatura da transição, ou em outras palavras, em um decréscimo da tenacidade [17]. A medida que os carbonetos estejam finamente dispersos na matriz do metal de solda, o fenômeno da coalescência já ocorre mesmo em curtos ciclos térmicos da soldagem, sendo mais intensificado quando a junta sofre um TTAT [16]. Assim, o maior tamanho do precipitado observado na Figura 12 contribui para reduzir a tenacidade do metal de solda após o TTAT.

Por fim, a análise dos valores de energia absorvidos obtidos com o emprego do arame tubular E71T-1C na condição após TTAT mostra que tal consumível não é adequado para este propósito quando há requisitos de impacto. Este arame possui uma composição química composta basicamente de carbono e manganês, sendo este último o responsável pelo aumento da tenacidade. O teor de oxigênio presente na solda é fundamental, visto que são as inclusões os responsáveis pela nucleação da ferrita acicular que é uma microestrutura desejável no metal de solda. Em geral, um metal de solda depositado pelo processo FCAW com 100% de CO₂ possui um teor na faixa de 450 a 600 ppm de O₂ o que é um valor considerável comparado a soldagem pelo processo GMAW que induz um teor na faixa de 260 a 360 ppm [15]. De fato, o processo de soldagem mostra-se adequado, porém é necessário de algum modo melhorar a tenacidade do metal de solda na condição após TTAT o que pode se conseguido com a adição de outros elementos de liga, como por exemplo, o níquel que até um teor de 1% é bastante efetivo na manutenção da temperatura de transição [17,20]

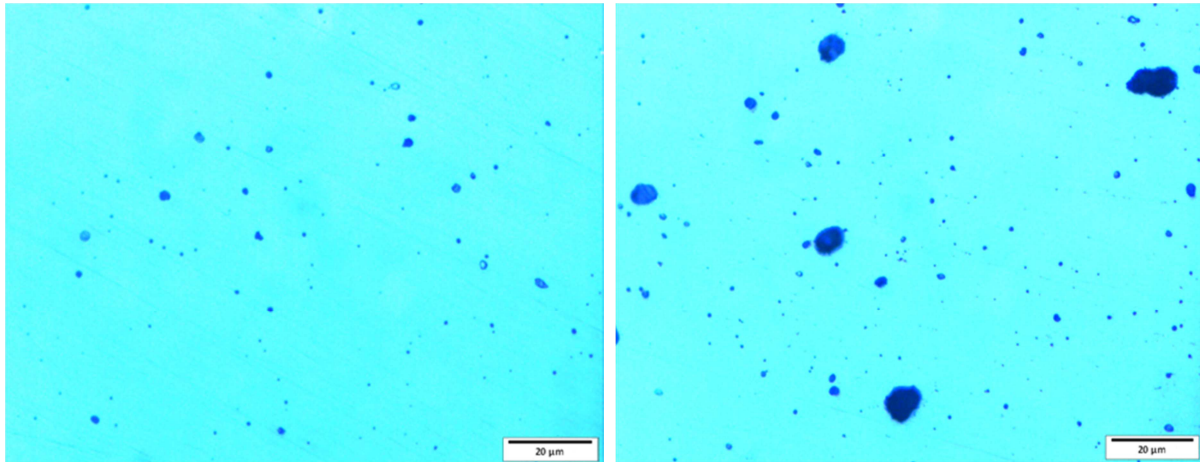


Figura 12 – Carbonetos - região C (raiz) – Metal de Solda. (à esq) “como soldado”. (à dir.) “após TTAT”, MO - aumento 1000X – ataque: Picral

4. Conclusões

Tendo em vista os resultados obtidos pode-se concluir que:

- Não houve redução significativa do limite de resistência da junta soldada após TTAT. Tal redução pode ser prevista através do parâmetro de Hollomon com boa aproximação antes do tratamento térmico.
- De acordo com a norma AWS D1.1/D1.1M:2010, a condição “como soldado” permite a qualificação de um procedimento de soldagem, ou em outras palavras, os resultados obtidos nos ensaios mecânicos e no ensaio de impacto Charpy atendem os requisitos estabelecidos por esta norma;
- O metal de solda após TTAT apresentou baixos valores de tenacidade o que demonstra que o metal de adição E71T-1C não é adequado para aplicações a baixas temperaturas após sofrer este tipo de tratamento térmico. Entretanto, mesmo assim ainda seria possível a qualificação de um procedimento de soldagem nestas condições desde que não houvesse requisitos de impacto impostos pelo projeto da estrutura;
- Não ocorreram trincas intergranulares (indicativas da fragilização do revenido) tanto na ZAC quanto no metal de base do membro de ASTM A514, porém, como este tipo de fragilidade está diretamente relacionado com a composição química e também com o teor de impurezas no aço seria prudente a qualificação de um procedimento de soldagem para cada corrida do material no caso de ser imprescindível a execução de TTAT.

5. Agradecimentos

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN, a Prensas Schuler Brasil S/A por fornecer os recursos materiais em especial ao Eng.º Fábio Ávila, Chefe do Departamento de Caldeiraria e ao Soldador Virnete Gonçalves pela soldagem das peças de testes.

6. Referências

- [1] STANDARD Specification for High-Yield-Strength, Quenched and Tempered Alloy Steel Plate, Suitable for Welding: A514/A514M. American Society for Testing Materials, 2005.
- [2] HOLLOMON, J.H.; JAFFE, L.D., Ferrous Metallurgical Design. John Wiley and Sons Inc., 1947. 245 p.
- [3] AFNOR, Influence des traitements thermiques après soudage sur les propriétés mécaniques des aciers pour chaudières et appareils à pression: NF A36-200. L'Association Française de Normalisation, 1982.
- [4] DETEMPLE, I., Admissible post weld heat treatment conditions for pressure equipment made of dissimilar steel grades. Dillingen: Dillinger Hüttenwerke, 2015.
- [5] Structural Welding Code – Steel: AWS D1.1/D1.1M. American Welding Society, 2010.

- [6] SWIFT, R.A.; ROGERS, H.C. A Critical Review of Weld Metal Embrittlement., 17p. Artigo - Welding Research Supplement, American Welding Society, 1971.
- [7] STANDARD Specification for Carbon Structural Steel: A36/A36M. American Society for Testing Materials, 2008.
- [8] NORMA Soldagem: N- 133 rev.K. PETROBRAS. 2012.
- [9] SPECIFICATION for Welding Shielding Gases: A5.32-2010. American Welding Society, 2010
- [10] SPECIFICATION for Carbon Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding: A5.20-2010. American Welding society, 2010.
- [11] STANDARD Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. A370-13. American Society for Testing Materials, 2013.
- [12] INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING. IIW Doc.n.IX-1533-88: Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals.1988.20p.
- [13] Disponível em: <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/mechanical-testing-tensile-testing-part-2-070/>. Acesso em 22/06/2015.
- [14] DE MELLO,R.S.T. et al. Estudo de inclusões não metálicas em metais de solda de arco submerso. Anais do II Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Uberlândia, 2003.
- [15] RAMIREZ, J.E. Characterization of High-Strength Steel Weld Metals: Chemical Composition, Microstructure, and Nonmetallic Inclusions. Welding Journal. American Welding Society, v.87, p.65-75, Mar.2008.
- [16] GRANJON,H. Les bases métallurgiques du soudage. Institut de Soudure: editeur PSA, 2000. 233p.
- [17] DIETER,G.E. Mechanical Metallurgy. McGraw-Hill Book Co: SI Edition, 1988. 751p.
- [18] SCHULZ-BEENKEN.A. Martensite in Steels: its Significance, Recent Developments and Trends. Supplément au Journal de Physique III, France 7, Colloque C5, p.C5-359-C5-366. 1997.
- [19] STARLING,C.M.D.; MODENESI,P.J.; BORBA, T.M.D. Caracterização do cordão na soldagem FCAW com um arame tubular rutilico. Revista Soldagem & Inspeção. São Paulo, v.14, no.4, p.298-312, Out/Dez. 2009.
- [20] TRINDADE, V.B.; PARANHOS, R.P.R.; PAYAO, J.C.; SOUZA, L.F.G. Influência da adição de níquel na tenacidade de metais de solda de aços C-Mn antes a após tratamento térmico de alívio de tensões. Revista Soldagem & Inspeção. São Paulo. Jan.2005.