

CORRELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E TENACIDADE AO IMPACTO EM SOLDA MULTIPASSE COM ARAME TUBULAR RUTÍLICO¹

*José Mauro Moraes Junior²
Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos³
Carlos Angelo Nunes⁴*

Resumo

Neste trabalho foi investigada a correlação entre microestrutura e tenacidade ao impacto de metais de solda produzidos com arame tubular rutilico AWS E-81T1 Ni1. Foi soldada uma junta de topo de 60mm de espessura, na posição vertical e progressão ascendente. A junta soldada foi cortada em duas partes, sendo uma tratada termicamente para alívio de tensões e a outra mantida como soldada. Foi realizada na solda análise química e ensaios de dureza e Charpy. A região da solda dos CPs Charpy ensaiados foram analisadas em microscópio óptico e MEV, de forma semi-quantitativa, com o objetivo de avaliar o fenômeno de precipitação. Além disso, foi realizada uma análise semi-quantitativa, de forma macroscópica, da fração de zona reaquecida e colunar na região de entalhe dos CPs Charpy. Os resultados metalográficos foram correlacionados com a quantidade de energia absorvida no ensaio em ambas condições, ou seja, como soldado e como tratado. Verificou-se que quanto maior a quantidade de precipitados, situação que ocorreu após TTAT, menor é a energia absorvida no ensaio Charpy. Em relação à análise de zonas reaquecida e colunar, os resultados mostraram que a tenacidade ao impacto do metal de solda com predominância de zonas colunares é superior do que com predominância em zonas reaquecidas.

Palavras-chave: Arame tubular rutilico; Solda multipasse; Charpy.

CORRELATION OF MICROSTRUCTURE AND IMPACT TOUGHNESS ON MULTILAYER WELDS WITH TUBULAR RUTILE WIRE

Abstract

On this work it was investigated the correlation between microstructure and impact toughness of weld metals welded with rutile flux-cored AWS E-81T1 Ni1. One joint of structural steel with 60 mm thickness was welded on an ascending vertical position. The welded joint was divided on two parts, one was heat treated for stress relief and the other one was kept as welded. Chemical analysis, hardness test and Charpy tests were made on weld. The weld region of coupons tested were analyzed by optical microscopic and by SEM, with semi-quantitative manner, with the objective of evaluate the precipitation phenomena. Also, a semi-quantitative analyze of reheated and columnar zone fractions was made, with macroscopic manner, in notch region of Charpy coupons. The metallographic results were correlated with the quantity of absorbed energy on tests in both conditions, i.e., as welded and as heat treated. It was noted that as much more quantity of precipitated, situation that occurred after stress relief, the energy absorbed in Charpy test is less. In relation of analyze of reheated and columnar zone, the results show that impact toughness of the weld metal with predominance in the columnar region is superior to that with predominance in the reheated region.

Key words: Rutile tubular wire; Multi-pass welding; Charpy.

¹ *Contribuição técnica ao 64° Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

² *Mestre em Engenharia de Materiais, Confab Equipamentos*

³ *Doutor em Tecnologia da Soldagem, professor associado, LAMAV-CCT-UENF*

⁴ *Doutor em Engenharia Mecânica, professor, EEL-USP*

1 INTRODUÇÃO

Cada vez mais utilizado na indústria em geral, o processo de soldagem Flux Cored Arc Welding (FCAW), ou soldagem com arame tubular, é um processo com alto rendimento, qualidade e produtividade. A utilização de arame tubular promove uma alta qualidade ao metal de solda depositado, excelente aparência ao cordão de solda, boas características de arco, além da possibilidade de soldagem em todas as posições de chapas de espessura grossa e fina.⁽¹⁾

Muitas vezes é utilizado em grandes espessuras onde a geometria da junta e a posição de soldagem não permitiriam a aplicação de outros processos de alto rendimento, tal como arco submerso ou eletroescória.

O arame tubular rutílico convencional possui boa tenacidade ao impacto na condição como soldado. Por outro lado, se for aplicado tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), observa-se uma considerável queda da tenacidade.⁽²⁾

A queda da tenacidade ao impacto de metais de solda com arame tubular rutílico, após TTAT, é um problema que vem sendo estudado há alguns anos. De uma forma geral, os pesquisadores acreditam que o principal mecanismo atuante é a precipitação de carbonetos e carbonitretos de Nb, Ti e V, elementos contidos no fluxo do eletrodo.

O objetivo principal deste trabalho foi correlacionar a microestrutura encontrada no metal de solda e a tenacidade ao impacto encontrada.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O arame tubular estudado neste trabalho foi o AWS E-81T1 Ni1, com diâmetro de 1,2mm. A composição do gás de proteção usado foi 75% Argônio – 25% CO₂.

Como metal de base foi usado um aço micro-ligado de alta resistência, fabricado por tratamento termo-mecânico.

As dimensões da junta de teste foram 60 x 400 x 1600 mm. O chanfro usado foi em X (ou duplo V), ou seja, a junta foi soldada dos dois lados, que chamamos de lado A e lado B.

Antes do início da soldagem do lado A a junta sofreu um pré-aquecimento de 125°C, conforme requerido na norma N-133⁽³⁾. O objetivo do pré-aquecimento é diminuir a velocidade de resfriamento, evitando o comprometimento da microestrutura. O pré-aquecimento foi feito por chama e foi usado um lápis térmico para controle da temperatura.

Após atingir a temperatura de pré-aquecimento definida na N-133,⁽³⁾ iniciou-se a soldagem do primeiro lado (lado A). A corrente variou de 194 a 228 A, e a tensão de 24 V a 24,6 V. A velocidade foi de 9,38 cm/min próximo à raiz e 22,24 cm/min próximo à superfície. A energia de soldagem resultante dos parâmetros anteriores foi de 35,9 kJ/cm na raiz e 12,6 kJ/cm próximo à superfície. A posição de soldagem foi vertical com progressão ascendente. Um parâmetro importante é a temperatura interpasses, que de acordo com a N-133,⁽³⁾ não pode ultrapassar 250°C, para não comprometer a microestrutura da região da solda e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas. O controle da temperatura interpasses também foi feito com auxílio do lápis térmico.

Após a soldagem do lado A virou-se a junta e removeu-se totalmente a solda de ponteamto e parte da raiz por goivagem, utilizando um eletrodo de grafite e posterior esmerilhamento para acabamento.

Após goivagem foi realizado ensaio não-destrutivo (END) de partículas magnéticas (MT), conforme norma N-1852.⁽⁴⁾ Não foi detectada nenhuma descontinuidade. Assim sendo, após aprovação por MT, foi realizado o enchimento e acabamento do outro lado (lado B), com os mesmos parâmetros usados na soldagem do lado A.

Após soldagem total da junta, foram realizados ensaios não-destrutivos de partículas magnéticas (MT), ultra-som (UT) e raio-X (RT), conforme norma N-1852⁽⁴⁾. Novamente nenhuma descontinuidade foi encontrada.

Após aprovação por ensaios não destrutivos a junta soldada foi cortada em duas partes, sendo uma tratada termicamente para alívio de tensões pós-soldagem, e a outra mantida como soldada.

O tratamento térmico foi realizado numa estufa de resistência elétrica. A temperatura de patamar foi de $585 \pm 10^{\circ}\text{C}$ e tempo de 6 horas, correspondendo a 3 ciclos de 2 horas cada. A taxa de aquecimento é de 70°C/h (max.) e a taxa de resfriamento é de 80°C/h (max.).

Após tratamento térmico as juntas foram cortadas numa serra de fita para preparação dos corpos de prova para análise química, ensaio de resistência ao impacto Charpy-V e dureza.

A análise química foi realizada na seção reta da junta soldada, como mostra a Figura 1. Foi verificada a composição química na raiz e a 2 mm da face.

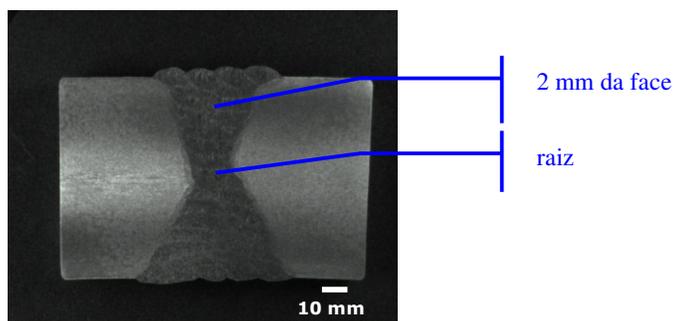


Figura 1 – Locais de análise química do metal de solda.

O ensaio de dureza foi realizado pelo método Vickers, com carga de 50N, conforme ASTM E-92;⁽⁵⁾ foram feitas 6 impressões ao longo de linhas distando 1mm das superfícies do material, totalizando 12 impressões em cada condição (como soldado e como tratado).

O ensaio Charpy foi realizado conforme AWS D1.1⁽⁶⁾ e N-1852⁽⁴⁾. Os CPs foram preparados de acordo com ASTM A-370⁽⁷⁾, entalhe em V, tipo A. Foram retirados 24 CPs na solda, sendo 12 CPs a 2 mm da face e 12 CPs na raiz. A temperatura de ensaio foi -30°C . A Figura 2 mostra, de forma esquemática, o local de retirada dos corpos de prova.

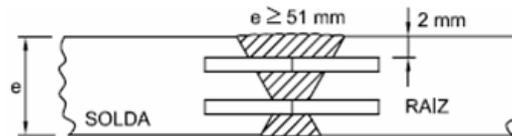


Figura 2 – Posição de retirada dos CPs de ensaio de impacto (N-1852⁽⁴⁾).

Após ensaio de impacto foi realizada, nos CPs ensaiados, uma micrografia da solda, com auxílio do microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura (MEV). O objetivo da micrografia foi identificar diferenças microestruturais nas condições como soldado e como tratado.

Nas amostras devidamente polidas foi realizado ataque químico com Picral 5%. O ataque com Picral teve o objetivo de realçar os precipitados. Foram analisados vários campos dentro de cada amostra do metal de solda, e os resultados foram comparados para cada condição, ou seja, como soldado e como tratado.

Além disso, com o objetivo de avaliar a influência das frações de zona colunar e reaquecida nos resultados dos ensaios de impacto, foi realizada uma análise da região do entalhe dos corpos de prova Charpy. Para cada condição (como soldado e como tratado) foram analisados 5 corpos de prova, dentre eles os que apresentaram maior e menor energia absorvida. Para contrastar as zonas reaquecida e colunar, a superfície lateral dos CPs Charpy, transversais à solda, foram lixadas, polidas e atacadas com nital 5%. Os CPs atacados foram observados num microscópio com aumento de 5 vezes. Foi utilizada uma escala graduada para medir a quantidade de zona colunar e reaquecida na ponta do entalhe.

A Figura 3 mostra a região da micrografia e macrografia.

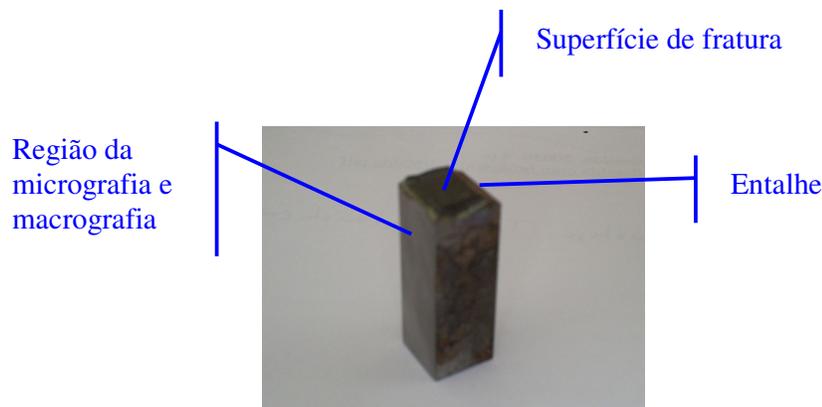


Figura 3 - Região de análise micrográfica.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Tabela 1 mostra a composição química encontrada no metal de solda e no metal de base.

Tabela 1 - Análise química do metal de solda e metal de base

<i>Elemento</i>	<i>Especificado*</i> [%]	<i>Metal de adição a 2 mm da face</i> [%]	<i>Metal de adição na raiz [%]</i>	<i>Metal de base**</i> [%]
C	0,12 max.	0,05	0,05	0,055
Mn	1,50 max.	1,39	1,41	1,56
P	0,03 max.	0,011	0,011	0,010
S	0,03 max.	0,009	0,010	0,0006
Si	0,80 max.	0,39	0,40	0,299
Ni	0,80-1.10	0,84	0,78	0,228
Cr	0,15 max.	0,028	0,027	0,033
Mo	0,35 max.	0,006	0,007	0,009
V	0,05 max.	0,023	0,023	0,002
N	-	0,0058	0,0048	0,0037
Al	-	0,011	0,012	0,038
Ti	-	0,065	0,075	0,008
Cu	-	0,024	0,023	0,018
Nb	-	0,017	0,017	0,021
B	-	0,0072	0,0067	-
Ca	-	0,0009	0,0014	-

* Conforme ASME / AWS SFA 5.29⁽⁸⁾; ** Conforme certificado do fornecedor (análise de panela).

Pode-se destacar, no resultado da análise química da solda, a presença dos elementos nióbio (Nb) e vanádio (V). O Nb e o V são fortes formadores de carbonetos e carbonitretos. A presença destes elementos no metal de solda pode resultar a ocorrência de precipitação de carbonetos e carbonitretos durante o TTAT, o que, segundo Vieira⁽²⁾ e Widgery,⁽⁹⁾ pode ocasionar queda nas propriedades mecânicas, principalmente queda de tenacidade ao impacto.

As Figuras 4 e 5 mostram a caracterização microestrutural da solda realizada por microscopia óptica, sem e com tratamento térmico, respectivamente.

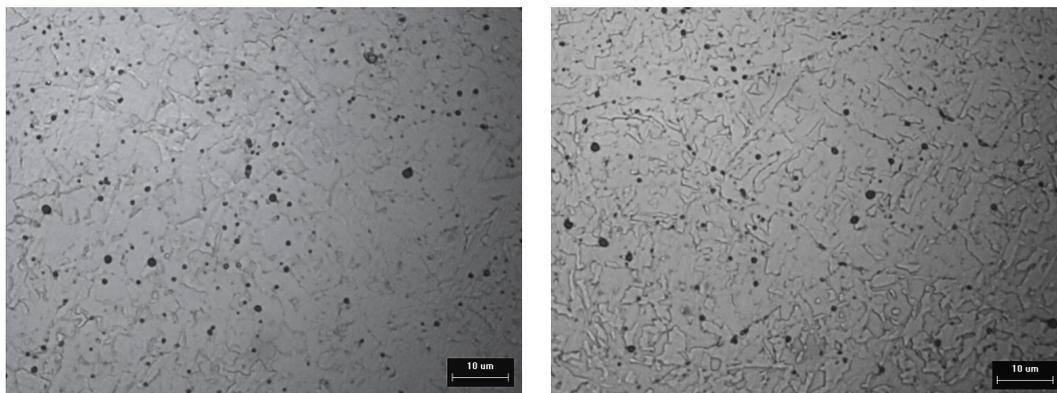


Figura 4 – Imagens de precipitados de duas diferentes regiões do material como soldado, por microscopia óptica. Ataque Picral 5%. Aumento 500X.

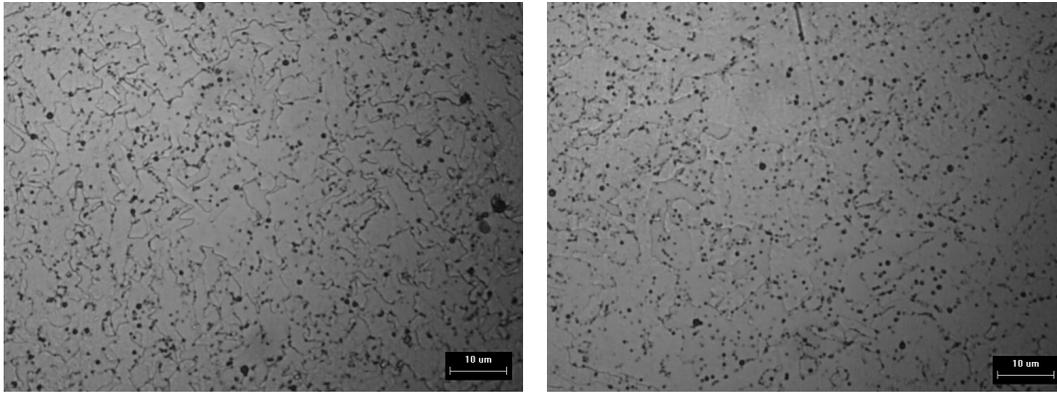
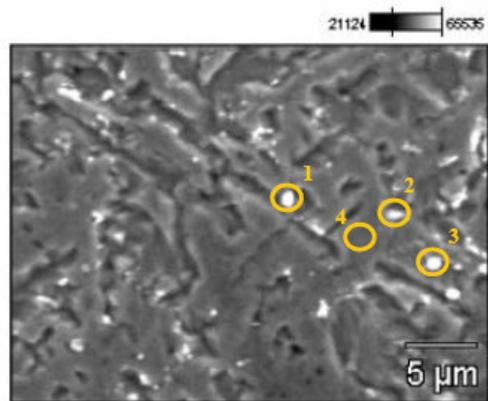


Figura 5 – Imagens de precipitados de duas diferentes regiões do material tratado termicamente a 585°C, por microscopia óptica. Ataque Picral 5%. Aumento 500X.

É possível notar nas imagens uma maior precipitação nos contornos de grão após TTAT. Este resultado está coerente com o encontrado por Costa,⁽¹⁰⁾ que observou maior precipitação e engrossamento de carbonetos nos contornos da matriz ferrítica após aplicação de múltiplos TTAT, e de acordo com o descrito por Widgery⁽⁹⁾ e Welding Company Kobe Steel,⁽¹¹⁾ especificamente para o arame tubular rutilico.

As mesmas amostras observadas por microscopia óptica foram observadas em MEV, com o objetivo de analisar algumas partículas e a matriz semi-quantitativamente, usando espectroscopia por energia dispersiva (EDS).

Em algumas partículas foi identificada presença de Nb e V, como mostram as Figuras 6 e 7. Estes elementos químicos, fortes formadores de carbonetos e carbonitretos, são considerados impurezas no rutilo, componente do fluxo do eletrodo.⁽⁹⁾ Em outras partículas foi identificada presença de Ti. Estas correspondem a inclusões de TiO₂, proveniente do fluxo do metal de adição.



(a)

<i>Ponto</i>	1	2	3	4
Al	3,66	0,05	0,08	0,02
Ti	10,91	0,00	0,00	0,05
V	0,00	0,10	0,06	0,00
Mn	1,38	0,29	0,14	0,40
Fe	83,04	99,25	99,15	99,53
Nb	0,00	0,00	0,18	0,00

(b)

Figura 6 – Como Soldado: (a) imagem MEV; (b) tabela de composição química pontual (EDS). Ataque Picral 5%. Aumento 2700X.

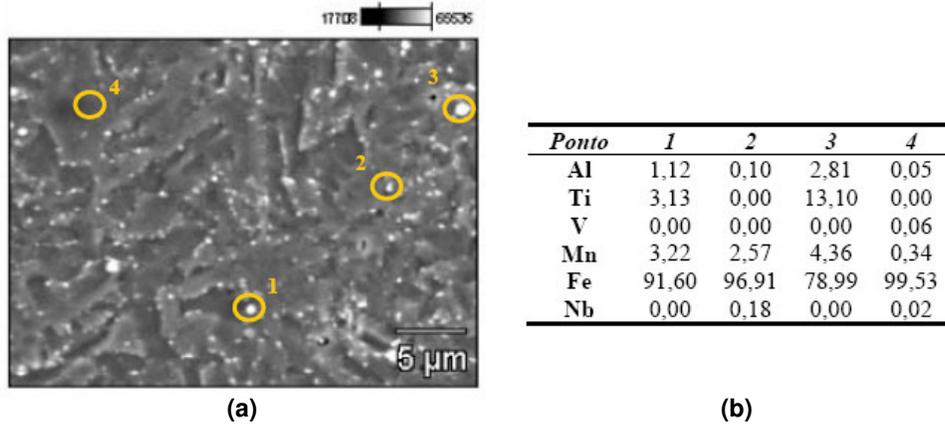


Figura 7 – TTAT a 585°C: (a) imagem MEV; (b) tabela de composição química pontual (EDS). Ataque Picral 5%. Aumento 2.700X.

Como as partículas são pequenas, boa parte do sinal de EDS é proveniente da matriz, por isso são identificados teores de Al, Ti, Mn e Fe junto com as partículas.

Os resultados do ensaio de dureza do metal de solda estão apresentados na Tabela 2.

Tabela 2 - Resultados dos ensaios de dureza (HV5) no metal de solda

Condição	Linha	Metal de Solda						Média	Desvio Padrão
Como soldado	1mm da face A	256	246	246	252	232	242	246	8
	1mm da face B	253	234	238	242	250	248	244	7
Como tratado	1mm da face A	237	288	216	225	212	231	225	9
	1mm da face B	239	219	223	227	231	226	228	7

Visando facilitar as análises, os resultados de dureza foram apresentados de forma gráfica na Figura 8.

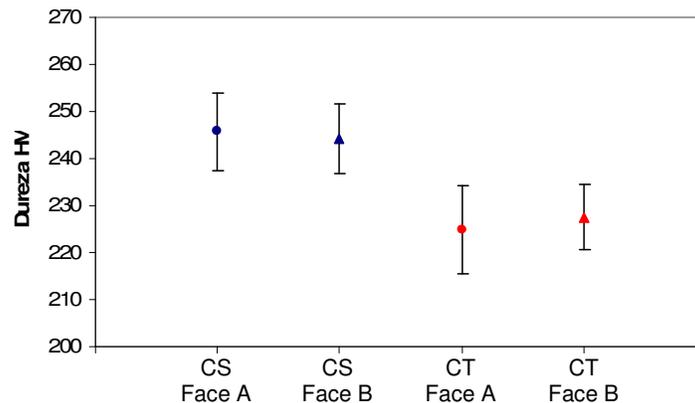


Figura 8 – Gráfico da dureza do metal de solda.

No gráfico da Figura 8 observa-se claramente que ocorreu queda da dureza média do metal de solda após TTAT de aproximadamente 8%.

A queda da dureza está coerente com o observado por vários autores, como Costa⁽¹⁰⁾ e Evans,⁽¹²⁾ como o efeito de TTAT sobre o metal de solda ferrítico.

Os autores afirmam que esta redução nos valores de dureza se deve ao processo de relaxação de tensões da microestrutura do metal de solda, em função do TTAT aplicado.

Outro fenômeno que pode ser responsável pela queda da dureza é a precipitação. A queda da dureza ocorre porque os elementos químicos que estavam em solução sólida precipitam, deixando a matriz ferrítica mais dúctil, ou seja, com menor dureza. O fenômeno de precipitação pode também aumentar a dureza do material, dependendo principalmente do tamanho e distribuição dos precipitados.

As Tabelas 3 e 4 mostram os resultados dos ensaios de impacto.

Tabela 3 - Resultados dos ensaios Charpy-V (Joules) na condição “Como Soldado”

	COMO SOLDADO												MÉDIA	Desvio Padrão
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6	CP7	CP8	CP9	CP10	CP11	CP12		
SOLDA RAIZ	106	73	75	58	29	22	44	67	60	52	72	104	64	26
SOLDA 2mm DA FACE	72	33	71	32	38	40	86	100	60	41	75	28	56	24

Tabela 4 - Resultados dos ensaios Charpy-V (Joules) na condição “Como Tratado”

	COMO TRATADO (585°C)												MÉDIA	Desvio Padrão
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6	CP7	CP8	CP9	CP10	CP11	CP12		
SOLDA RAIZ	12	50	30	28	39	22	27	36	16	14	19	21	26	11
SOLDA 2mm DA FACE	40	21	34	14	40	18	30	35	18	13	36	38	28	10

Para facilitar a análise, os valores médios obtidos nos ensaios de impacto foram apresentados na forma gráfica na Figura 9.

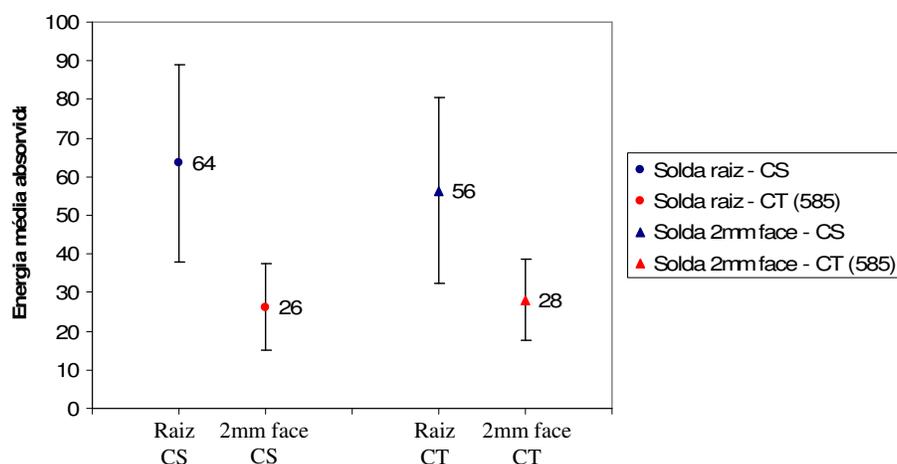


Figura 9 - Resultado do ensaio de impacto Charpy-V no metal de solda.

Analisando os resultados obtidos nos ensaios de impacto do metal de solda pode-se destacar que:

1) Ocorreu decréscimo significativo do valor médio de energia absorvida após TTAT, tanto na solda raiz quanto a 2 mm da face. Este resultado é coerente com o

observado por vários autores, como Widgery,⁽⁹⁾ Costa,⁽¹⁰⁾ Welding Company Kobe Steel⁽¹¹⁾ e Evans,⁽¹³⁾ para o efeito do TTAT sobre o metal de solda microligado. Evans⁽¹³⁾ observou precipitação de carbonetos em metais de solda ferríticos após TTAT, principalmente nos contornos de grão, e de forma mais evidente à medida que se eleva o teor de vanádio. Para Vieira,⁽²⁾ o mesmo fenômeno é observado quando se aumenta individualmente a concentração de nióbio. Costa⁽¹⁰⁾ verificou, usando ataque de picral e análise em MEV, uma maior precipitação e engrossamento de carbonetos nos contornos da matriz ferrítica após aplicação de TTAT, e relacionou esta variação microestrutural com o decréscimo da tenacidade verificado. Além disso, o autor observou um pequeno aumento do teor de constituintes A-M após a aplicação de TTAT, mas não considerou o percentual encontrado suficiente para afetar a tenacidade.

2) Além da queda da tenacidade ao impacto após TTAT, é possível observar considerável dispersão dos resultados na condição Como Soldada e Como Tratada. Fortes⁽¹⁴⁾ e Stout⁽¹⁵⁾ concordam quando falam que uma das características do ensaio de impacto Charpy é a dispersão dos resultados. Costa⁽¹⁰⁾ atribui esta dispersão à heterogeneidade microestrutural de metais de solda. Paranhos; Rosenthal; Bott⁽¹⁶⁾ observaram que, no metal de solda obtido por arco submerso com fluxo básico, a energia absorvida no teste de impacto é dependente da fração de região reaquecida no entalhe do CP. Em seus estudos, estes pesquisadores observaram maior energia absorvida quanto maior fosse a fração de zona reaquecida. Assim sendo, concluíram que as regiões reaquecidas de metais de solda com arco submerso aumentam a tenacidade do metal de solda. Por outro lado, Svoboda et al.⁽¹⁷⁾ mostram em seus experimentos que, para metais de solda de arame tubular rutílico, quanto maior a fração de região reaquecida na região do entalhe do CP Charpy-V, menor será a energia absorvida no ensaio de impacto.

Com o objetivo de avaliar a influência da fração de zonas reaquecidas e colunares nos resultados encontrados no ensaio Charpy, foi realizada quantificação destas zonas na região do entalhe dos corpos de prova ensaiados. Os resultados estão apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 - Resultado da quantificação de zonas colunar e reaquecida

COMO SOLDADO						TRATADO TERMICAMENTE A 585 °C					
<i>SOLDA</i>						<i>SOLDA</i>					
<i>RAIZ</i>	<i>CP6</i>	<i>CP7</i>	<i>CP9</i>	<i>CP8</i>	<i>CP12</i>	<i>RAIZ</i>	<i>CP10</i>	<i>CP11</i>	<i>CP12</i>	<i>CP8</i>	<i>CP2</i>
energia absorvida [J]	22	44	60	67	104	energia absorvida [J]	14	19	21	36	50
% zona reaquecida	60	50	40	45	40	% zona reaquecida	50	45	50	45	40
<i>SOLDA</i>						<i>SOLDA</i>					
<i>2mm FACE</i>	<i>CP12</i>	<i>CP4</i>	<i>CP2</i>	<i>CP6</i>	<i>CP8</i>	<i>2mm FACE</i>	<i>CP12</i>	<i>CP4</i>	<i>CP2</i>	<i>CP6</i>	<i>CP8</i>
energia absorvida [J]	28	32	33	40	100	energia absorvida [J]	13	18	36	38	40
% zona reaquecida	55	55	55	50	45	% zona reaquecida	45	45	40	40	45

Na Tabela 5, analisando os CPs com menores e maiores energias absorvidas, na condição Como Soldado, na solda raiz o CP que absorveu 22 J de energia possui 60% de zona reaquecida, e o que absorveu 104 J, possui apenas 35% de zona reaquecida. Na solda a 2 mm da face, o CP que absorveu 33 J possui 65% de zona reaquecida, e o que absorveu 100 J possui 45% de zona reaquecida. O resultado se repete na condição Como Tratado a 585°C. Na solda raiz, o CP que

absorveu 14 J de energia possui 50% de zona reaquecida, e o que absorveu 50 J, possui apenas 40% de zona reaquecida. Nos CPs retirados a 2 mm da face, o CP que absorveu 13 J possui 40% de zona reaquecida, e o que absorveu 40J possui 35% de zona reaquecida.

Para facilitar a análise da quantificação de zona reaquecida nos CPs Charpy os resultados foram plotados nos gráficos das Figuras 10 e 11. Nestes gráficos fica clara a tendência para quanto maior a porcentagem de zona reaquecida na região do entalhe dos CPs Charpy, menor é a energia absorvida. Esta tendência é coerente com o encontrado por Svoboda et al.⁽¹⁷⁾

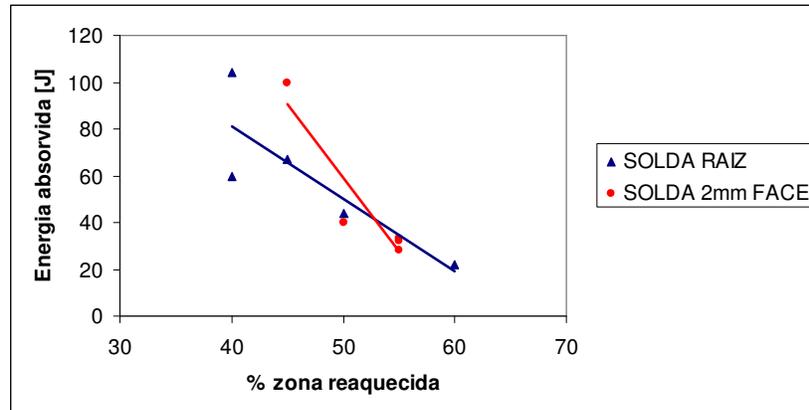


Figura 10 - Fração de zona reaquecida versus energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy - material como soldado.

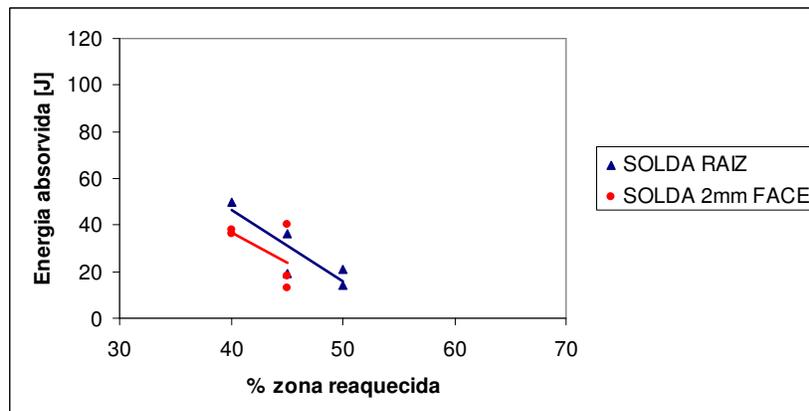


Figura 11 - Fração de zona reaquecida versus energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy - material tratado termicamente a 585°C.

4 CONCLUSÕES

A aplicação de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) na junta soldada promoveu um decréscimo na tenacidade ao impacto do metal de solda, sendo este comportamento creditado principalmente ao aumento da quantidade de precipitados.

Outra propriedade que foi afetada foi a dureza, que diminuiu após aplicação do TTAT. Este comportamento é creditado principalmente à diminuição de elementos químicos em solução sólida, consequência do fenômeno de precipitação, e à relaxação de tensões da microestrutura durante TTAT.

A variação percentual de região colunar e refinada entre os corpos de prova possuem contribuição no espalhamento dos resultados do ensaio de impacto. Foi observada uma tendência de que quanto maior a quantidade de região reaquescida na região do entalhe menor é a energia absorvida no ensaio de impacto.

REFERÊNCIAS

- 1 JOAQUIM, R. **Processo de Soldagem por Arame Tubular**. [2006]. 23 p. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/download/61ddu.pdf> Acesso em: 26/01/2006;
- 2 VIEIRA, L. A. **Avaliação da Tenacidade após Tratamento Térmico de Alívio de Tensões em Soldas Produzidas com Arames Tubulares Rutilicos que Contenham Níquel**. 65 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.
- 3 PETROBRAS. **N-133**: Soldagem. 2002, 48 p.
- 4 PETROBRAS. **N-1852**: Estruturas Oceânicas – Fabricação e Montagem de Unidades Fixas. 2006, 61 p.
- 5 ASTM. American Society for Testing and Materials. **E 92**. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, 1992.
- 6 AWS. American Welding Society. **D1.1/D1.1M**. Structural Welding Code – Steel, 2004.
- 7 ASTM. American Society for Testing and Materials. **A 370**. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2002.
- 8 AWS. American Welding Society. **A5.29/A5.29M**. Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding, 2005.
- 9 WIDGERY, D. J. **Stress-relievable rutile flux-cored wires - a new approach**. Svetsaren, n. 1-2, p. 45-48, 1997.
- 10 COSTA, H. R. M. **Avaliação do Efeito de Múltiplos Tratamentos Térmicos de Alívio de Tensão (TTAT) sobre as Propriedades Mecânicas e Microestruturas de um Metal de Solda Ferrítico**. 149 f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 1993.
- 11 WELDING COMPANY KOBE STEEL, Ltd.; Technical Report: DW-55LSR (AWS A 5.29 E81T1-K2). **Kobelco Welding Today**, v. 4, n. 2, p. 3-4, 2003. Disponível em: <http://www.kobelco.co.jp/english/welding/files/v4n2,3-4.pdf> Acesso em: 16/02/2007.
- 12 EVANS, G. M. **The Effect of Stress Relieving on the Microstructure and Properties of C-Mn Al-weld Metal Deposits**. Welding Journal, p. 326s-334s, 1986.
- 13 _____. **The Effect of Vanadium on the Manganese Containing MMA Weld Deposits**. Welding International, v. 7, n. 6, p. 438-448, 1993.
- 14 FORTES, C. **Metalurgia da Soldagem**. Contagem/MG: ESAB S/A Indústria e Comércio. Revisão 2004. 94 p. Disponível em: http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901102rev0_ApostilaMetalurgiaSoldagem.pdf Acesso em: 07/05/2005
- 15 STOUT, R. D. **Postweld Heat Treatment of Pressure Vessels**. WRC Bulletin, 1985.
- 16 PARANHOS, R. P. R.; ROSENTHAL, R.; BOTT, I. S. **Effect of Charpy V Notch Position on Impact Toughness of All Weld Metal Welds and Its Relevance with ASME Codes**. Journal of Pressure Vessel Technology. v. 128, n. 5, p. 314-317, 2006.
- 17 SVOBODA, H. G. et al. **The Effect of Welding Procedure on ANSI/AWS A5.29-98 E81T1-Ni1 Flux Cored Arc Weld Metal Deposits**. Welding Journal. p. 301s-307s, [2004]. Disponível em: <http://files.aws.org/wj/supplement/11-2004-svoboda-s.pdf> Acesso em: 23/08/2007