

Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do aço AISI 8630 modificado Revestido com a liga de Níquel 625 pelo processo de Soldagem TIG após vários ciclos térmicos de Alívio de Tensões

(Mechanical and Microstructural Characterizations of AISI 8630 modified Cladded with Nickel alloy 625 made by the TIG Process after simulated Post Weld Heat Treatment cycles)

Tadeu Noveli Cantarin¹, Maurício David Martins das Neves².

¹ GE Oil & Gas, VG – Jandira/SP – Brasil

tadecant@yahoo.com.br

² Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP, SP/SP - Brasil

mdneves@ipen.br

Resumo

Uma alternativa empregada no setor petrolífero para aumentar a resistência à corrosão de tubulações é efetuar um revestimento interno, que pode ser obtido por deposição realizada por soldagem. O presente trabalho foi proposto visando estudar as propriedades mecânicas na junta soldada formada entre o aço baixa liga - AISI 8630 modificado revestido por soldagem pela deposição da liga de níquel 625 por meio do processo TIG (Tungsten Inert Gas). Após a realização da deposição, a junta soldada foi submetida a diversos ciclos de alívio de tensões em forno, nas temperaturas de 620, 640, 660 e 680 °C, visando manter a dureza dentro de limites aceitáveis e impostos por normas do setor petroquímico. Os resultados obtidos por meio de ensaios mecânicos (impacto, tração e dureza) e caracterização microestrutural da junta soldada indicaram que a temperatura de alívio de tensões modificou as propriedades da interface metal de base. O alívio de tensões nas temperaturas de 620, 640 e 660 °C não provocou redução significativa de dureza na junta, enquanto que a resistência ao impacto da interface aço AISI 8630 modificado e inconel 625[®] diminuiu com o aumento da temperatura do alívio de tensão.

Palavras-chave: setor petrolífero, revestimento por soldagem, alívio de tensões, propriedades mecânicas

Abstract: *An alternative used in the petroleum sector to increase resistance to corrosion of pipes is to make a coating, which can be obtained by deposition carried out by welding. This work has been proposed to study the mechanical properties in the welded joint formed between the low alloy steel - AISI 8630 modified by welding cladded by the deposition of nickel alloy 625 using TIG (Tungsten Inert Gas). Upon completion of the deposition, the welded joint was subjected to several cycles of stress relief at furnace, at temperatures of 620, 640, 660 and 680 °C to maintain the hardness within acceptable limits and standards imposed by the petrochemical industry. The results were obtained by means of mechanical tests (impact, tensile and hardness) and microstructural characterization of the weld indicated that temperature stress relieving properties of the modified base metal interface. Stress relieving at temperatures of 620, 640 and 660 °C caused no significant reduction in hardness while the impact resistance of the interface decreased with increasing temperature of stress relief*

Key-words: oil industry, welding coating, stress relief and mechanical properties

1. INTRODUÇÃO

Um material muito utilizado na indústria de petróleo é o aço AISI 8630 modificado, com maiores teores de níquel-cromo-molibdênio, em relação ao aço de alta resistência baixo teor de carbono - AISI 8630 comercial [1]. Os maiores teores dos elementos de liga do aço 8630 modificado propiciam obter maior resposta ao tratamento térmico, como por exemplo, a manutenção da dureza ao longo da espessura. No aço AISI 8630 modificado também é obtida uma maior resistência ao escoamento, que

XXXVII Congresso Nacional de Soldagem (Consolda 2011) – 03 a 06/10/2011 – Natal – RN

atende melhor os requisitos do projeto, isto é, maior possibilidade das solicitações na estrutura propiciarem a permanência do material no campo elástico.

No entanto, estes materiais não apresentam resistência à corrosão adequada para sua utilização em tubulações do setor petrolífero. Uma alternativa usada visando melhorar estas propriedades é realizar um revestimento interno, que pode ser realizado por soldagem nestas tubulações, visando aumentar determinadas propriedades [2, 3].

A seleção do material de adição (MA) deve ser realizada levando em consideração alguns requisitos da junta soldada, tais como: propriedades mecânicas e físicas, compatibilidade metalúrgica e elevada resistência à corrosão. Portanto o MA deve propiciar um depósito no material de base (MB) com: baixo nível de porosidade e inclusões, formar microestrutura para evitar a propagação de trincas induzidas por hidrogênio e inibir a formação de compostos intermetálicos, ocasionados precipitação de novas fases, que podem provocar redução da resistência à corrosão e das propriedades mecânicas. O inonel 625[®] é um candidato por atender diversos destes critérios [4].

O aço AISI 8630 modificado apresenta boa soldabilidade, quando se utiliza como metal de adição uma liga de níquel, mesmo com a utilização de processos de soldagem a arco que podem introduzir altos teores de hidrogênio na solda. Porém, devido à diferença da composição química entre os materiais de base e de adição observa-se a ocorrência de falhas em estruturas dissimilares soldadas. A região crítica desta soldagem é a área adjacente a linha de fusão. [1]

A soldagem de um material de base de composição química diferente do material de adição pode provocar a presença de pequenas regiões descontínuas na interface MA/MB. Nesta região também denominada pro zona de ligação pode ocorrer à formação de fases duras e frágeis [5-9].

Segundo, Kejelin [6] o principal problema metalúrgico encontrado em soldas de aços com matriz ferrítica (α) e austenítica (γ) é a formação, ao longo da interface da linha de fusão, de regiões que podem atingir durezas superiores a 400 HV, o que indica a presença de fase martensita e, portanto de comportamento frágil e de baixa tenacidade na junta. Estas regiões na interface possuem composições químicas intermediárias entre o MB e o MA, as quais não podem ser previstas por cálculos usuais de diluição da soldagem e são conhecidas por *Zonas Particulares Diluídas* (ZPD's)[5].

O objetivo deste trabalho é Analisar por meio de ensaios mecânicos e análise microestrutural a presença e a influência de fases intermetálicas na zona de ligação (ZL) entre o aço baixa liga AISI 8630 modificado revestido com a liga de inonel 625[®], após a realização de ciclos de alívio de tensões (AT) em diversas temperaturas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste estudo uma peça cilíndrica e tubular fabricada com o aço AISI 8630 modificado e submetida a tratamento térmico foi revestida internamente, por soldagem usando liga de níquel 625 como revestimento. O material de base (MB) - AISI 8630 modificado antes da realização da soldagem foi submetido a tratamento térmico de tempera a 890 °C e revenimento a 660 °C, durante 6 horas. O objetivo do tratamento térmico era que o MB atingisse tensão de escoamento 85 Ksi, correspondente a 586 MPa, conforme especificação interna GE Oil & Gas. Na tabela 1 estão mostradas as composições químicas, em peso, do AISI 8630 modificado e do material de adição níquel 625.

Tabela 1: Composição química do AISI 8630 modificado.(% em peso)

Composição Química	%C	%Mn	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%P	%S	%V	%Cu	%Nb	%Ti
AISI 8630 modificado ⁽¹⁾	0,300	0,890	0,230	0,850	0,950	0,430	0,015	0,005	0,007	0,090	0,040	0,003
Níquel 625	0,10	0,50	0,50	58 min	20,00-23,00	8,00-10,00	0,015	0,015	-	-	3,15-4,15	5,00 max

A amostra utilizada consistia de um anel com dimensões aproximadas de 434,975 mm de diâmetro externo x 279,4 mm de diâmetro interno x 152,4 mm de comprimento. As dimensões estão descritas na figura 1. As amostras foram soldadas em equipamento industrial.

A peça a ser soldada foi usinada um rebaixo de aproximadamente 12,5 mm para a remoção de óxidos superficiais, para posteriormente receber a deposição de inonel. O detalhe da usinagem encontra-se na figura 2a em uma altura de aproximadamente 50 mm. Na figura 2b está indicada a peça posicionada numa base rotativa para realização da soldagem.

Na soldagem foi empregado um equipamento TIG (Tungsten Inert Gas) automatizado para a deposição do material de adição - MA (liga níquel 625) no aço AISI 8630 modificado. O material de adição foi aquecido ("Hot Wire") por corrente alternada para aumentar a taxa de deposição do MA. O equipamento de soldagem foi fabricado pela A&N Plant modelo PA 8000 TIG ano 1995.

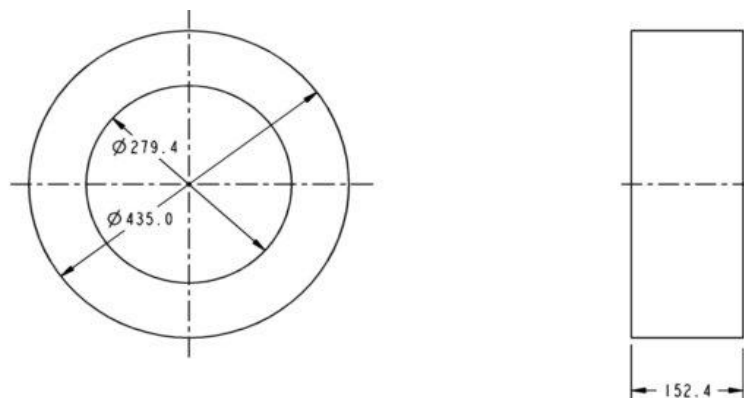


Figura 1: Representação das dimensões da peça a ser revestida (cotas em mm).

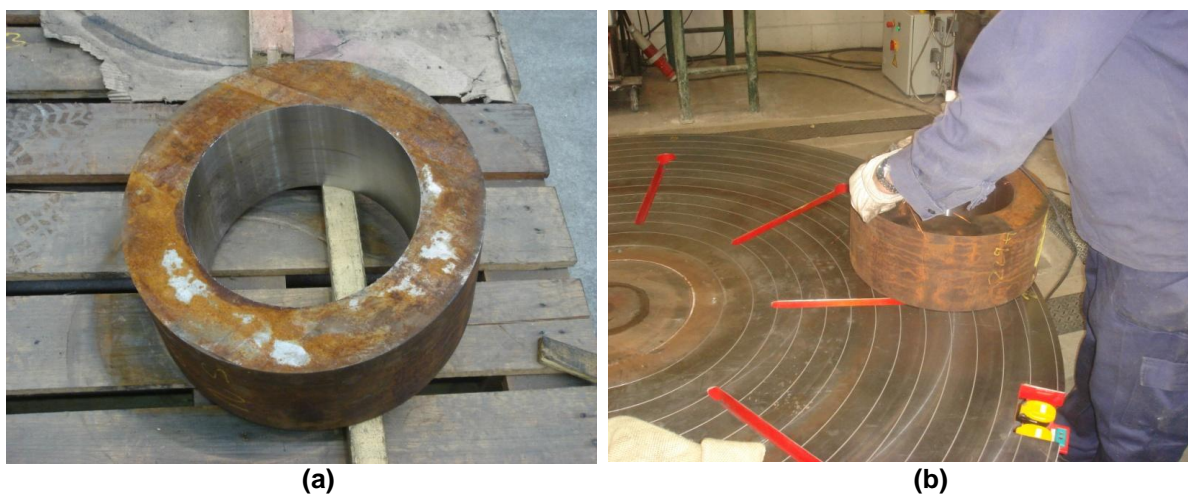


Figura 2: (a) peça a ser soldada com detalhe da região interna usinada visando remoção de camada oxidada e (b) Detalhes de montagem da amostra em dispositivo para execução da soldagem TIG.

A camada de níquel 625 foi depositada em múltiplos passes, perfazendo um total de 20 passes. Neste processo foram empregados parâmetros que tinham de propiciar baixa taxa de deposição e calor imposto reduzido, para diminuir a modificação microestruturais e conseqüente modificação das propriedades mecânicas do MB.

O revestimento foi aplicado na parte interno do anel, utilizando um equipamento com cabeçote fixo. A peça (anel) estava fixada na base rotativa, portanto, o anel girava em relação ao cabeçote de soldagem, conforme ilustração observada na figura 3a. A alimentação do arame foi realizada de forma automática, conforme observado na figura 3b.



Figura 3: Montagem da peça no equipamento de soldagem - (a) Imagem da base de giratória de apoio do anel e (b) Imagem do mecanismo automático de alimentação do arame (material de adição).

Após a montagem da peça no dispositivo para execução da soldagem foi realizado um pré-aquecimento, usando uma chama oxi-acetilênica para que não houvesse problemas com a deposição do revestimento na peça. A temperatura de pré-aquecimento ocorreu na faixa de 300 °C controlado por lápis térmico. Na figura 4 é observada uma imagem da execução do pré-aquecimento na peça.

Após o pré-aquecimento a peça iniciou-se o processo de deposição do níquel 625, conforme parâmetros de soldagem mencionados a seguir mencionados. A soldagem foi realizada com corrente pulsada. Os valores da corrente de pico e de base forma respectivamente, de 248 e 188 A, com tempo de pulso foi de 200 ms. O valor médio da tensão elétrica esteve situado no valor de 12,3 V, enquanto a velocidade de alimentação do arame de Ni 625 (inconel 625) no intervalo de 5,92 a 8,05 mm/s. A atmosfera de proteção empregada foi argônio com vazão de 14,1 litros/minuto e eletrodo de tungstênio de diâmetro de 3,2 mm. Nas figuras 5a e 5b observam-se imagens da execução de soldagem na peça.

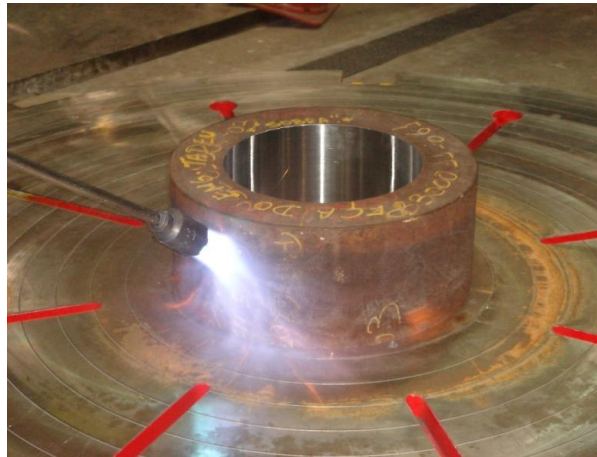


Figura 4: Imagem da peça submetida ao tratamento térmico de pré-aquecimento



Figura 5: Imagens da realização da soldagem (a) Início da soldagem e (b) detalhe da primeira camada e início da segunda camada.

A deposição foi finalizada após a execução da vigésima camada. No entanto, após a décima camada de soldagem a peça teve que voltar para o processo de usinagem, visando nivelar esta última camada depositada. Essa nova etapa do processo foi inserida com o intuito de eliminar possíveis defeitos gerados com as imperfeições entre as camadas depositadas, conforme figura 6.

Após a realização da soldagem a peça foi enviada a empresa PROAQT Empreendimentos Tecnológicos Ltda para o corte do anel e posterior tratamento térmico de alívio de tensões. O anel foi seccionado em cinco partes para a realização dos ensaios mecânicos. Na figura 7a são observadas as amostras seccionadas e marcadas seguindo a notação 1A, 2, 3 e 4. A amostra 1B não sofreu tratamento térmico de alívio de tensão.

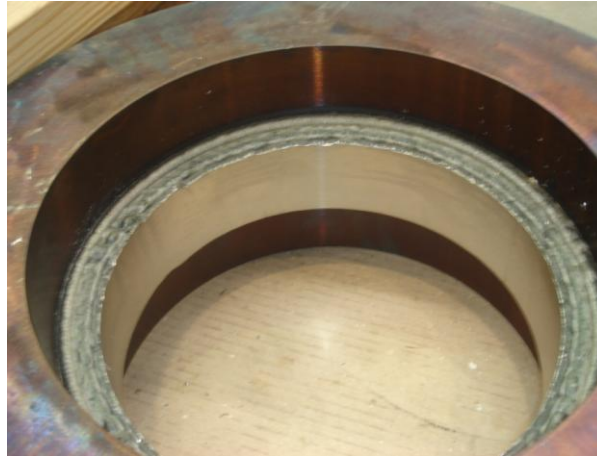


Figura 6: Detalhe da usinagem realizada para nivelar a 10ª camada depositada.

As diversas partes seccionadas foram submetidas ao alívio de tensão nas condições mencionadas a seguir.

- Parte 1A: Tratamento térmico de alívio de tensões a 620 °C durante 270 minutos
- Parte 1B: Como soldado;
- Parte 2: Tratamento térmico de alívio de tensões a 640 °C durante 270 minutos
- Parte 3: Tratamento térmico de alívio de tensões a 660 °C durante 270 minutos
- Parte 4: Tratamento térmico de alívio de tensões a 680 °C durante 270 minutos

Na figura 7b é observada a montagem da amostra em forno resistivo para a realização do tratamento térmico de alívio de tensão realizado ao ar que foi empregado pelo laboratório PROAQT. A taxa de aquecimento para todas as amostras foram de: livre até 300 °C e, acima de 300 °C a taxa máxima foi de 150 °C/hora [12].



Figura 7: (a) Amostras seccionadas em cinco partes respectivamente denominadas por 1A, 1B, 2, 3 e 4. (b) Imagem da montagem das peças para o tratamento térmico de alívio de tensões com indicação do termopar de contato na amostra. Tratamento sem atmosfera controlada.

Nas figuras 8 estão mostradas as posições de retiradas de todas as amostras seccionadas, respectivamente para ensaio de impacto na zona de ligação realizado a -18 °C, impacto no MA e tração e dureza.

A região de medição de dureza deve atender aos requisitos técnicos especificados conforme norma NACE MR 0175 [10], especificado na figura 9. Na norma NACE MR 0175 está recomendada a realização de 12 medições de dureza em cada amostra. Devem ser medidos 3 pontos no MB, 3 na ZTA e 3 pontos na 1ª e 2ª camadas. As distâncias entre os pontos estão indicadas na figura 9b, 13mm entre pontos e 2mm na camadas depositadas

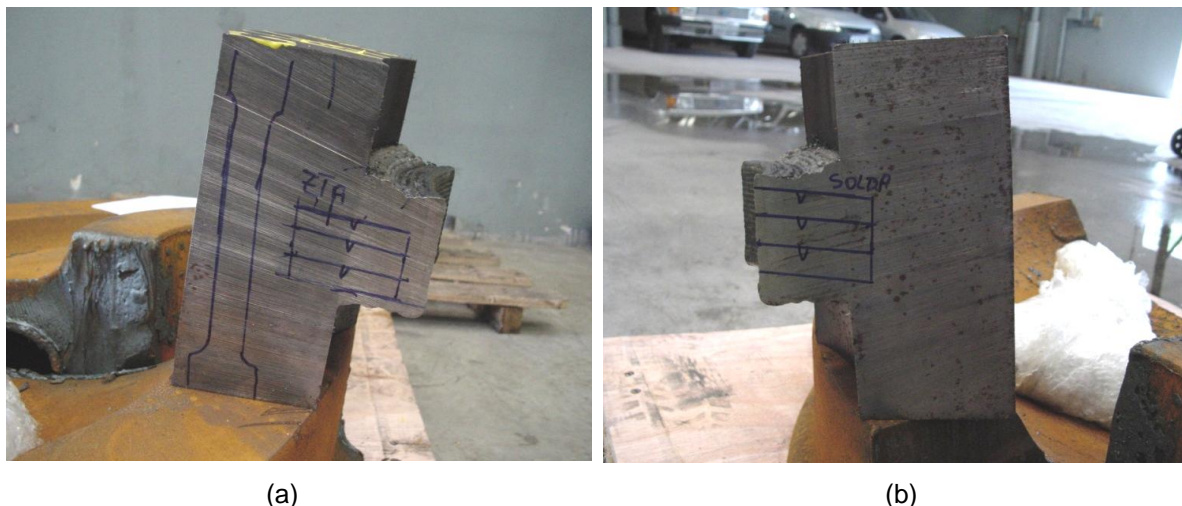


Figura 8: (a) Região de remoção das amostras de Tração e impacto na zona de ligação e (b) Região de retirada das amostras do ensaio de impacto no material de adição.

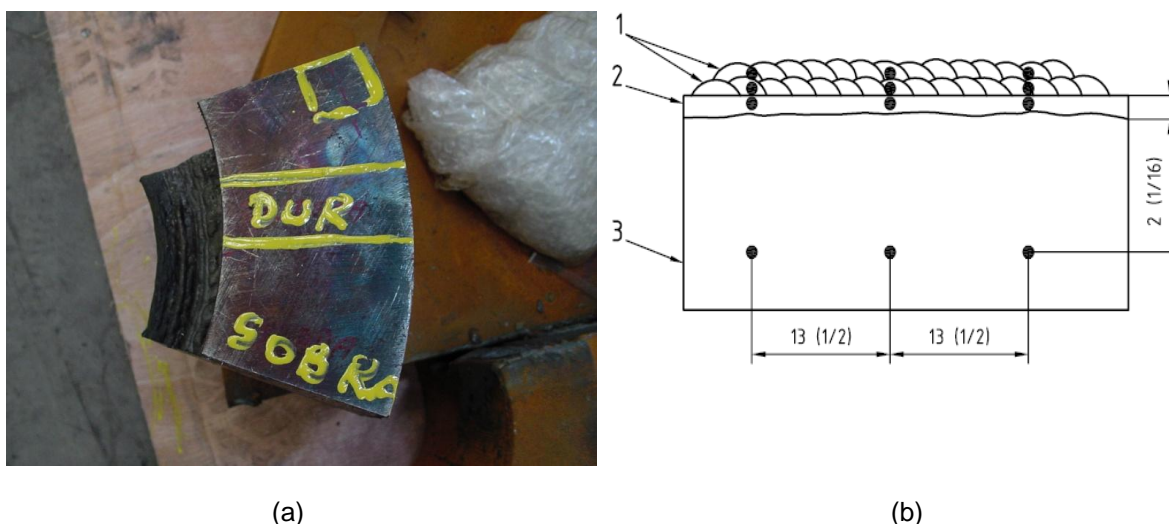


Figura 9: (a) Vista superior de anel 1B. Posição de retirada das medições de Dureza e Tração. (b) Localização das medições de Dureza.

Foram obtidas amostras de diversas regiões de soldagem que foram preparadas por técnicas metalográficas. Após a preparação das amostras foram atacadas com solução de nital (3 % em peso) para o AISI 8630 modificado. Na região do níquel 625 foi usado ataque eletroquímico com uma solução de ácido nítrico e água. As amostras foram submetidas a caracterização microestrutural por microscopia ótica e eletrônica de varredura com auxílio de EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva) para análise da distribuição dos elementos químicos

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir estão apresentados os resultados obtidos nos ensaios mecânicos de tração realizado somente no aço baixa liga AISI 8630 modificado, ensaios de impacto à -18°C realizado na zona de ligação (ZL), zona termicamente afetada (ZTA), zona de fusão (ZF) ou metal de adição (MA), além de medidas de dureza. A caracterização microestrutural foi realizada com base em imagens obtidas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura com auxílio de EDS.

Na tabela 2 estão apresentados os resultados obtidos para o ensaio de tração do metal de base em relação à temperatura de tratamento térmico de alívio de tensão.

De acordo com os dados obtidos na tabela 2, a variação de temperatura indicada nos vários ciclos de alívio de tensão não provoca decréscimo nas propriedades mecânicas do material de base. As propriedades de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento permaneceram no intervalo de aceitação da matéria prima, isto é, 586 MPa para limite de escoamento e 724 MPa para limite de ruptura, 18% de alongamento mínimo.

Tabela 2: Resultados obtidos nos ensaios de tração no material de base.

Amostra	Área [mm ²]	Limite de Resistência	Limite de Escoamento	Alongamento	
		Tensão[MPa]	Tensão[MPa]	L ₀ [mm]	[%]
1A	125,48	759±43	634±38	50	26±1
1B	125,88	757±40	639±40	50	26±1
2	124,89	767±36	633±33	50	25±1
3	126,08	772±29	653±30	50	25±1
4	126,08	758±27	627±26	50	25±1
AISI 8630 mod	125,78	798±32	670±31	50	23±1

Na tabela 3 e figura 31 estão mostrados os valores obtidos no ensaio de impacto da zona de ligação – ZL (Linha de Fusão) em relação à temperatura de tratamento térmico de alívio de tensão.

Tabela 3: Resultados do Ensaio de Impacto da zona de ligação.

Amostra	Temperatura de ensaio [°C]	Localização	Energia absorvida [Joule]			
			CP 01	CP 02	CP 03	Valor médio
1A	-18	Linha de fusão	101	98	107	102 ± 4
1B		Linha de fusão	92	99	102	98 ± 5
2		Linha de fusão	92	95	100	96 ± 4
3		Linha de fusão	66	68	86	73 ±11
4		Linha de fusão	22	25	30	26 ± 4

Na tabela 4 estão apresentados os resultados dos obtidos no ensaio de impacto da ZTA e a localização da fratura. Os valores de resistência ao impacto alcançados nas amostras 1A, 1B, 2 e 3 na temperatura de -18°C, apresentaram estão acima do especificado na norma API 6A [11]. No entanto na amostra 4, ocorreu redução significativa da resistência ao impacto, contudo, os valores encontrados satisfazem a norma API 6A, indicando que todos os ciclos térmicos foram satisfatórios para esta propriedade mecânica. O valor encontrado para a amostra 4 pode indicar que houve precipitação de fases frágeis na zona de ligação entre o metal de base o metal de adição. Deve-se mencionar que a norma API 6A aceita um valor médio de 20J para a resistência ao impacto.

Observa-se uma tendência da redução da resistência ao impacto à medida que a temperatura de alívio de tensão aumenta. Na comparação da amostra 4 com as outras amostras, existe a possibilidade de ocorrer precipitação de fases frágeis em maior quantidade na zona de ligação.

Na tabela 4 estão apresentados os valores do ensaio de impacto na ZTA do MB.

Tabela 4: Resultados do Ensaio de Impacto na Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Amostra	Temperatura do ensaio [°C]	Localização	Energia absorvida[Joule]			
			CP 01	CP 02	CP 03	Média
1A	-18	ZTA	100	109	118	109 ± 9
1B		ZTA	107	72	110	96 ±21
2		ZTA	94	97	110	100 ± 8
3		ZTA	89	72	63	75 ±13
4		ZTA	40	37	32	36 ± 4

De acordo com os dados obtidos na tabela 4, os valores resistência ao impacto estão condizentes com todas as especificações de normas utilizadas na área respeitando os valores mínimos requeridos de projeto. No entanto observa-se uma queda significativa resistência ao impacto para a amostra 4.

Na tabela 5 e estão mostrados os valores do ensaio de impacto realizado na liga de níquel 625 (metal adição) em relação à temperatura de alívio de tensões.

Tabela 5: Resultados do Ensaio de Impacto no Material de Adição (MA)

Amostra	Temperatura do Ensaio [°C]	Localização	Energia absorvida [Joule]			
			CP01	CP 02	CP 03	Média
1A	-18	MA	246	270	256	257 ± 12
1B		MA	240	246	229	238 ± 8
2		MA	215	238	236	230 ± 12
3		MA	206	205	200	204 ± 3
4		MA	197	184	176	186 ± 10

Observa-se um decréscimo no valor do impacto em relação às amostras 1A, 1B, 2, 3 e 4. Contudo os valores obtidos não ocasionam a reprovação do procedimento empregado. Conforme a norma NACE MR0175, em processos de “cladding” não é necessário a realização do ensaio de impacto, uma vez que, o revestimento não possui função estrutural. Os valores apresentados neste ensaio não comprometem o procedimento de soldagem utilizado. Em caso de revestimento de componentes a norma API 6A faz referência à norma NACE MR 0175 que indica a realização de ensaio de dureza para avaliação da fragilização pelo Hidrogênio e H₂S.

Medidas de dureza foram realizadas conforme indicação da NACE MR 0175 e os resultados alcançados nas amostras 1A, 1B, 2, 3 e 4 estão apresentados na tabela 6. Utilizou-se a carga de 10 kg (Vickers HV10).

Tabela 6: Resultados do Ensaio de Dureza - HV10 das amostras 1A, 1B, 2, 3 e 4.

Amostra	Região			
	Revestimento 1	Revestimento 2	ZTA	MB
1A	322 – 343 – 339	290 – 288 – 291	327 – 304 – 335	240 – 249 – 245
1B	273 – 288 – 265	270 – 264 – 260	340 – 372 – 372	248 – 237 – 242
2	298 – 333 – 280	279 – 301 – 284	318 – 315 – 312	239 – 242 – 241
3	297 – 304 – 319	290 – 287 – 292	291 – 281 – 304	250 – 244 – 250
4	293 – 305 – 312	300 – 300 – 289	270 – 263 – 284	242 – 242 – 238

Na tabela 6 observa-se que os valores encontrados no ensaio de dureza apresentam valores para a ZTA estão acima da faixa especificada pela NACE MR 0175/ISO 15156, onde que os valores devem ser iguais ou inferiores 250 HV10. Os valores indicados na ZL são valores esperados altos, pois conforme análise acima realizada para o ensaio de impacto apresentou valores relativamente baixos indicando a possibilidade de existência de fases frágeis.

Observa-se que os resultados de microdureza HV10 obtidos na ZTA estão acima do valor especificado de 250 HV10 estabelecido pela NACE MR0175. A ZTA sofreu transformações microestruturais ocasionadas pelo ciclo térmico da soldagem de revestimento e também pelo alívio de tensão. Em consequência de não atender dos valores de microdureza Vickers HV10, na norma NACE MR0175 é recomendado à medida de dureza Rockwell C, em locais indicados na figura 9b. Nesta norma é estabelecido o valor máximo de 22 HRC, conforme item 7.3.3.

Apenas a condição 4 foi aprovada no ensaio de dureza Rockwell C. O valor médio de dureza encontrado na ZAC do metal de base situou-se em (22±1) HRC e no metal de base fora da ZAC, o valor médio foi de (20±2) HRC, conforme mencionado na norma NACE MR0175 é recomendado um valor máximo de 22 HRC. A camada do material de adição o valor médio foi de (29±2) HRC, no entanto este valor não provoca a reprovação da junta, pois a região de deposição não apresenta função estrutural. Portanto, na amostra 4 (alívio de tensão a 680 °C) a temperatura selecionada foi suficiente para reduzir a dureza na ZTA e manter a propriedades mecânicas do material de base e da interface, vide tabelas 2 a 5. Portanto, está aprovada segundo critérios estabelecidos NACE MR0175.

Na figura 10 estão apresentadas as microestruturas típicas obtidas da ZAC aço AISI 8630 modificado como soldado e submetido ao alívio de tensão na temperatura de 680 °C.

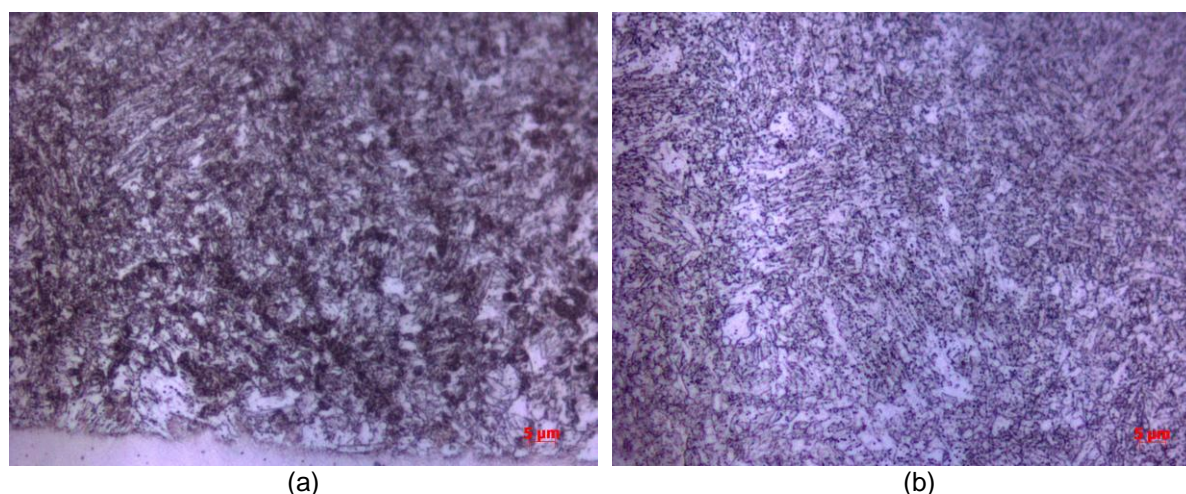


Figura 10: Imagem obtida por microscópio ótico da ZAC do aço AISI 8630 (a) como soldado e (b) alívio de tensão a 680 °C.

Na figura 10a e observa-se a presença da fase martensítica e de precipitados, enquanto na figura 10b verifica-se uma microestrutura com maior porcentagem de martensita revenida e maior quantidade de carbonetos ocasionada ciclo de alívio de tensões. Neste trabalho não foi medido o tamanho dos carbonetos, mas é esperado um aumento nas condições com alívio de tensão. Os valores de microdureza HV 10 indicaram que a fase martensítica não foi totalmente revertida pelo tratamento térmico de alívio de tensão.

Na figura 11 observa-se a interface AISI 8630 e níquel 625. Na maior parte da figura 11a, observa-se em zona de fusão do níquel 625, basicamente de fase austenítica e morfologia dendrítica. Na figura 11b a microestrutura permanece com características similares a figura 11a, porém observa-se uma microestrutura mais grosseira, em consequência do tratamento de alívio de tensão realizado a 680 °C.

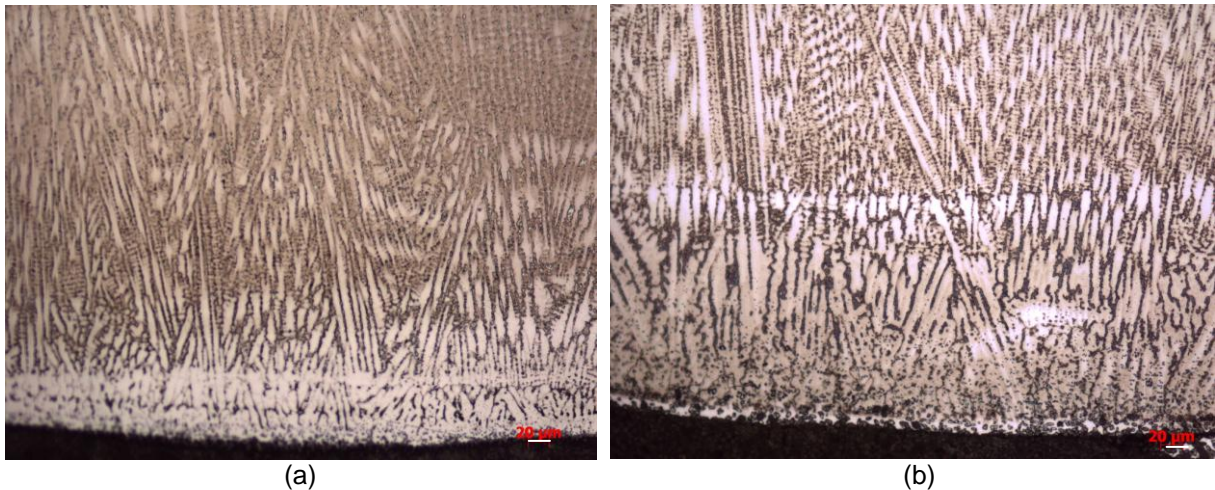


Figura 11: imagem obtida por microscopia ótica do revestimento de níquel 625 (a) como soldado e (b) alívio de tensão a 680 °C.

Na figura 12 é observada a interface MB e níquel 625. A microestrutura desta região apresenta uma morfologia diferente do MB (AISI 8630) e do revestimento (níquel 625). A diferença da microestrutura é consequência da presença de fases precipitadas e também da difusão de elementos de liga para o MB e para o revestimento. A presença das fases martensita e precipitada pode ser confirmada pela variação da resistência ao impacto e de dureza destas regiões, conforme indicado nas tabelas 2 a 5. Nestas microestruturas podem ser observadas evidências de zona parcialmente diluídas (ZPD's). No entanto estudos mais consistentes utilizando as técnicas de EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva) e difração de raios X devem ser realizados para observação destas fases e difusão de elementos de liga para o MB e para o revestimento.

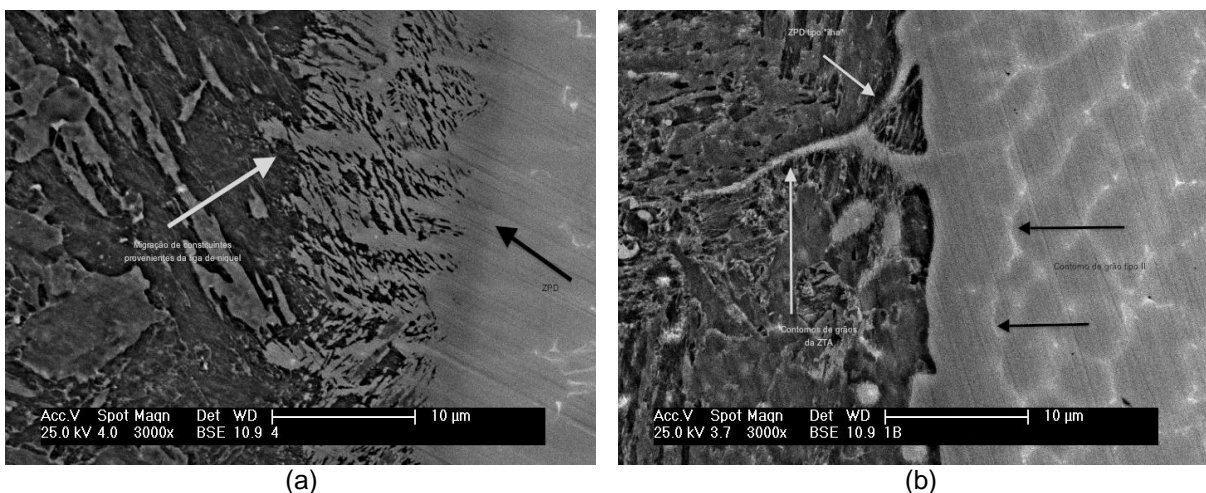


Figura 12: Imagens obtidas por microscópio eletrônico de varredura da interface MB/revestimento, as setas indicam regiões do MB (setas claras) e revestimento (setas escuras) com diferentes composições químicas (a) e (b) interface AISI 8630 e níquel 625.

4. CONCLUSÕES

O tratamento térmico de alívio de tensões nas temperaturas de 620, 640, 660 e 680 °C comprometeram os valores de dureza HV 10 do material não possibilitando a aprovação da junta.

A junta do aço AISI 8630 modificado revestido com inonel 625[®] pode apresentar zonas fragilizadas próximas a zona de ligação, após o tratamento de alívio de tensões reduzindo os valores encontrados no ensaio de impacto.

Apenas a amostra 4 apresentou limite de resistência, dureza HRc e impacto dentro do limites impostos pela NACE MR0175 e API 6A.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] – ASM Handbook Vol. 1 – “Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys (a)”, 1994 10th Edition;
- [2] – ASM Handbook Vol. 6 – “Welding, Brazing and Soldering”, 1993, 10th Edition;
- [3] – ASM Handbook Vol.13A–“Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection”, 2003, 10th Edition;
- [4] – ASM Handbook Vol. 2 – “Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials”, 1990, 10th Edition;
- [5] – GNIRB, ING. G., “Welding and Heat-Treatment of Joints made of Dissimilar Materials”, TWI article, XI-742/01
- [6] – KEJELIN, Norton, Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; POPE. A. M.: “Effects of welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds”. Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering – COBEM, Ouro Preto – MG, Novembro 2005.
- [7] – FENSKE, J. A., “Microstructure and Hydrogen induced Failure Mechanism in Iron-Nickel Weldments”, Dissertation in Graduate College of the University of Illinois at Urbano-Champaign, 2010
- [8] – OMWEG, G. M., FRANKELL, G. S., BRUCE, W. A., RAMIREZ, J. E., KOCH, G., “Effect of Welding Parameters and H₂S Partial Pressure on the Susceptibility of Welded HSLA Steels to Sulfide Stress Cracking”, Welding Reserch, June 2003.
- [9] – BERNASOVSKÝ, P., “Case Study of SSCC and Repair Welding of Dissimilar Joints”, Welding Research Institute, June 2006.
- [10] – NACE MR0175/ISO 15156-2:2003– “Petroleum and Natural Gas industries – Materials for use in H₂S environments in oil and gás prodcuton – Part 2: Cracking-resistant carbon and low alloy steels and the use of cast iron.
- [11] – API 6A/ISO 10423:2004 – “Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment – 19th Edition”.
- [12] Asme IX - Ed. 2009 Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX Welding and Brazing Qualifications, American Society Mechanical Engineers.