

## **4**

### **Resultados e Discussão**

Neste capítulo são apresentados e analisados os resultados obtidos do processo de curvamento e dos ensaios mecânicos e metalográficos realizados.

#### **4.1.**

##### **Análise Dimensional**

Como já foi mencionado, as principais alterações dimensionais decorrentes do curvamento por indução são a perda de espessura ocorrida no extradorso, o aumento da espessura no intradorso, mudanças no diâmetro do tubo e a ovalização.

A Figura 54 apresenta as alterações dimensionais decorrentes do processo de curvamento. As medições de espessuras foram realizadas na parte reta e em três regiões da curva (próximo ao início do curvamento, no centro da curva e próximo ao fim) através de um equipamento ultra-sônico. A variação de espessura entre as regiões da parte curvada foi muito pequena, indicando que a temperatura se manteve uniforme durante todo o curvamento.

Em relação a espessura original, que era de 19,1 mm, ocorreu um aumento de 9,8 % no intradorso e uma redução de 8,4 % no extradorso. Estas alterações de espessura são função dos esforços de compressão e tração ocorridos durante o processo de curvamento. Quanto menor for o raio de curvamento, maiores serão estes esforços e maior será a redução de espessura no extradorso.

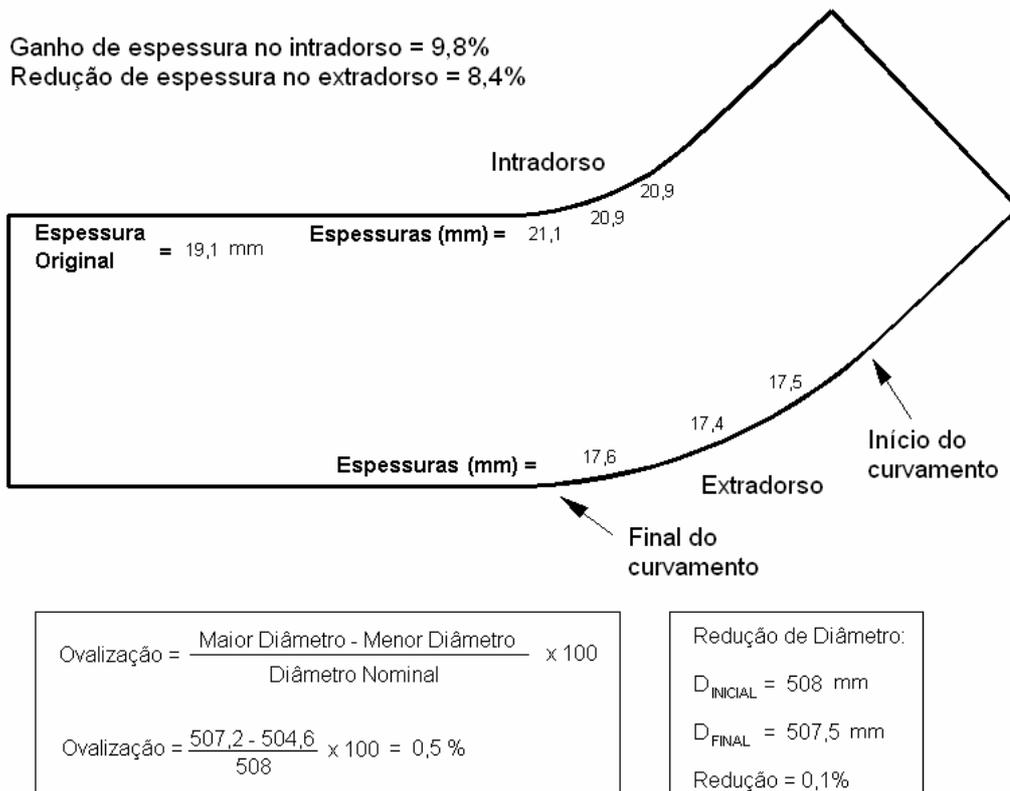


Figura 54- Alterações dimensionais decorrentes do curvamento.

A ovalização foi medida pela diferença entre o maior e o menor diâmetro externo, medido após o curvamento, em relação ao diâmetro nominal do tubo.

A ovalização é fortemente dependente da relação entre o diâmetro e a espessura do tubo ( $D/t$ ), quanto maior for esta relação, mais fino será o tubo em relação ao diâmetro, tornando-se mais suscetível ao processo de ovalização. Como neste caso, a relação  $D/t$  é muito baixa ( $\sim 27$ ) a ovalização encontrada foi de apenas 0,5%.

Outra alteração geométrica que ocorreu foi uma redução de 0,1% no diâmetro do tubo. Esta redução pode ser atribuída aos efeitos de contração e expansão térmica devido a passagem do tubo pela bobina e pode ser considerada desprezível [33].

## 4.2. Caracterização Microestrutural do Tubo Curvado

A microestrutura final do tubo curvado depende do ciclo térmico aplicado em cada região da curva. Williams [33] explica que diferentes pontos ao longo da circunferência do tubo, passam pela bobina com diferentes velocidades, dependendo de sua distância ao eixo de curvamento, de modo que algumas regiões da curva estarão submetidas à temperatura de curvamento por um tempo maior que outras. As variações que ocorrem na temperatura de aquecimento, tempo de encharque e taxa de resfriamento entre as diferentes regiões da curva, irão resultar em uma grande variedade de microestruturas e tamanho de grão. A Figura 55 mostra as micrografias da parte reta e da curva (intradorso, extradorso e linha neutra), para as superfícies interna (I), no centro da espessura (C) e externa (E), que ficou em contato direto com o jato de água. Ao lado direito das figuras estão os valores de microdureza Vickers (HV).

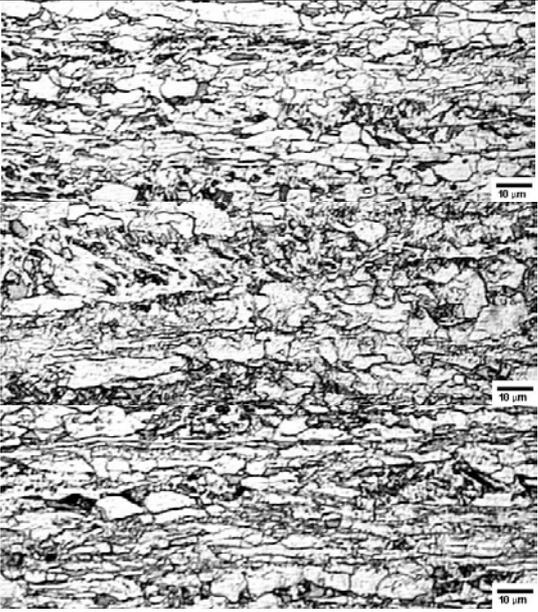
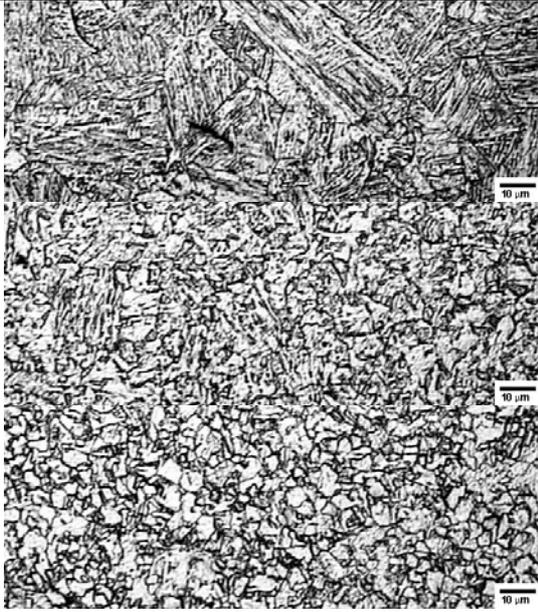
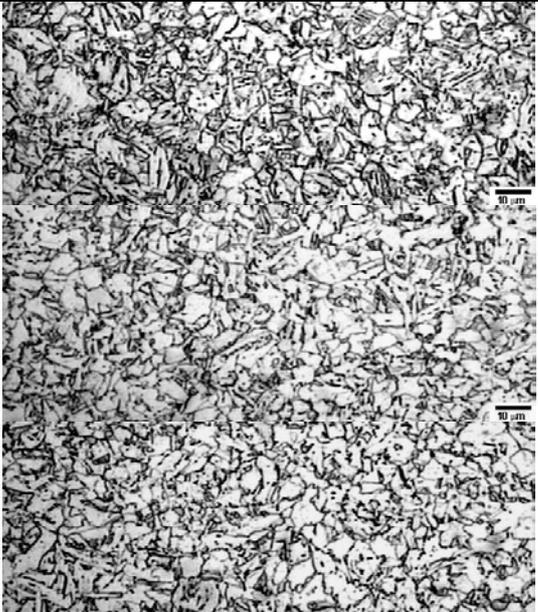
S	Micrografia	HV	Micrografia	HV
E		289		337
C		277		265
I		290		267
a) Original (tubo reto).				
E		286		354
C		270		274
I		264		270
c) Extradorso				
d) Intradorso				

Figura 55- Micrografias do tubo original e das regiões da linha neutra, extradorso e intradorso. Aumento: 500 X. Ataque: Nital 2%.

S = Superfície, E = Externa, C = Centro, I = Interna.

A microestrutura original do tubo é composta por grãos finos de ferrita poligonal com pequena quantidade de perlita (Figura 55a) e, com a microscopia eletrônica de varredura e um ataque apropriado (Figura 56a), também é possível observar uma dispersão de martensita com austenita retida (AM) na matriz ferrítica. Com a têmpera aplicada durante o curvamento, a microestrutura de todas

as regiões da curva foi alterada (Figura 55 b, c, d; Figura 56 b, c, d). Uma significativa variação microestrutural pode ser observada ao longo da espessura. As regiões em contato direto com a superfície externa tendem a apresentar uma microestrutura final mais acicular, devido a maior velocidade de resfriamento provocada pelo contato direto com o jato de água, resultando em maiores valores de dureza. O intradorso apresentou um maior crescimento do grão austenítico quando comparado com as demais regiões da curva, indicando que esta região foi mantida por um tempo maior na temperatura de aquecimento.

Também é possível perceber que ocorreu a formação de uma microestrutura menos bandeada e mais refinada, o que é benéfico para a tenacidade do material.

As microestruturas das zonas de transição são bem parecidas com a do material original (Figura 57 e Figura 58). Entretanto, devido aos processos de iniciação e interrupção do curvamento, uma maior heterogeneidade de tamanho de grão pode ser observada.

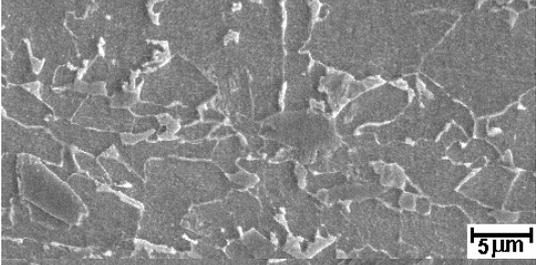
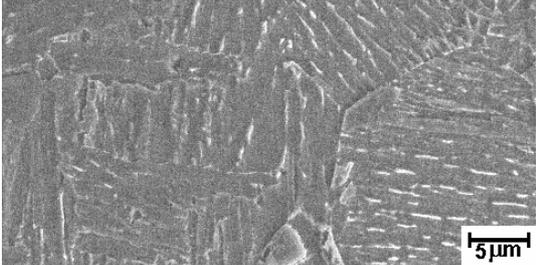
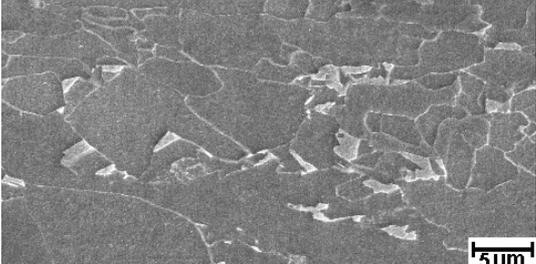
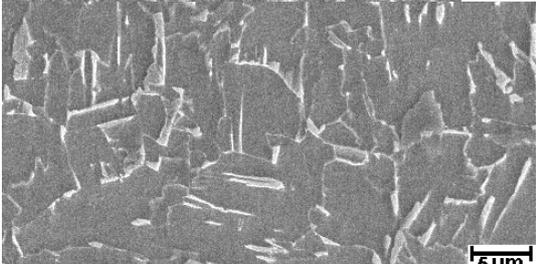
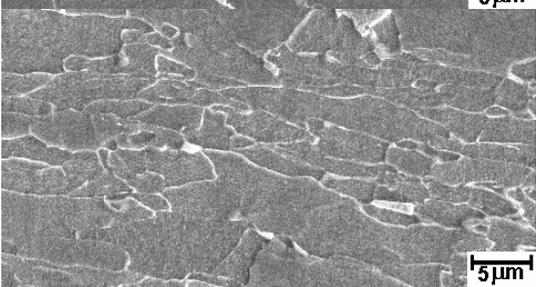
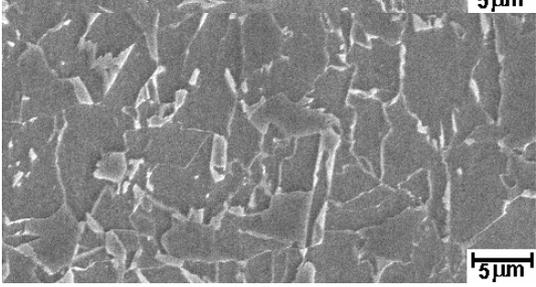
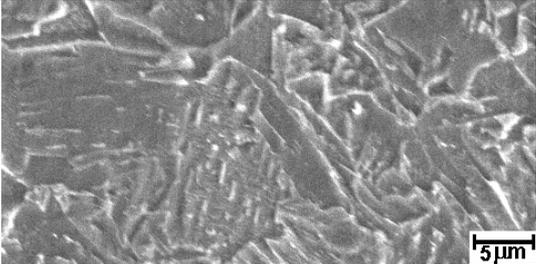
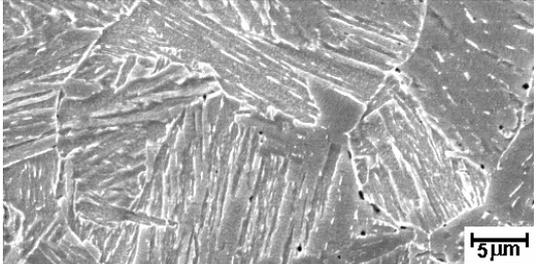
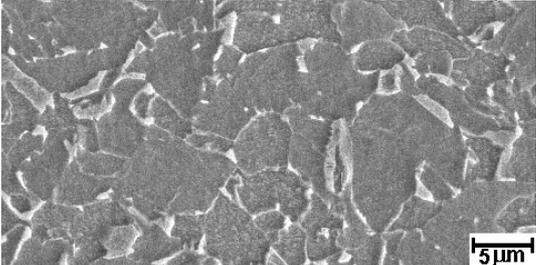
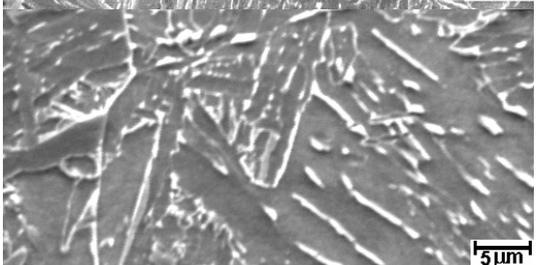
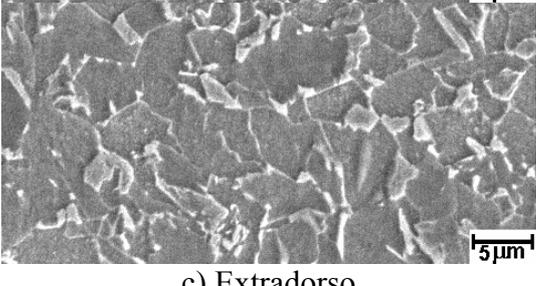
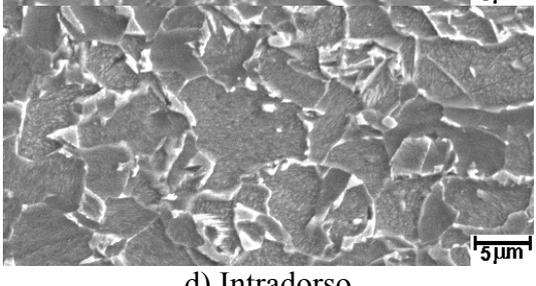
S	Micrografia	HV	Micrografia	HV
E		289		337
C		277		265
I		290		267
a) Original (tubo reto).			b) Linha neutra (região oposta a solda).	
E		286		354
C		270		274
I		264		270
c) Extradorso			d) Intradorso	

Figura 56- Micrografias do tubo original e das regiões da linha neutra, extradorso e intradorso. Aumento: 2000 X. Ataque AM [41, 42].

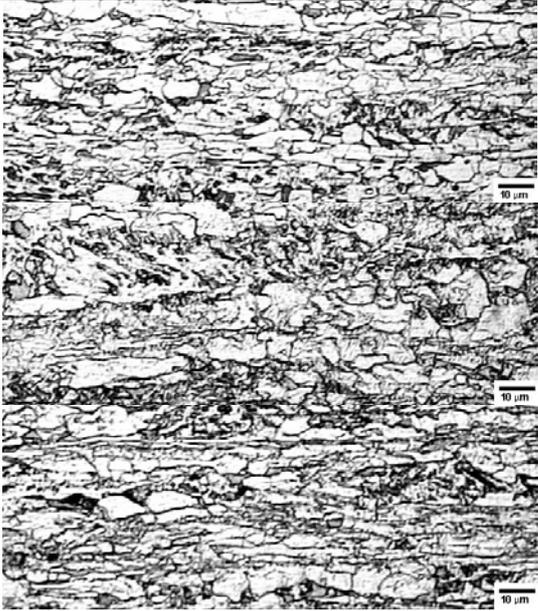
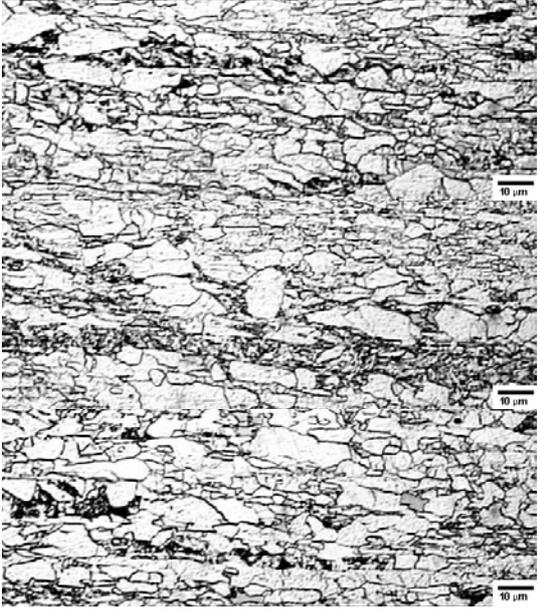
S	Micrografia	HV	Micrografia	HV
E		289		279
C		277		261
I		290		297
a) Original (tubo reto).			b) ZT da Linha Neutra.	
E		288		282
C		291		253
I		309		277
c) ZT Extradorso.			d) ZT Intradorso.	

Figura 57- Micrografias das zonas de transição. Aumento: 500 X. Ataque: Nital 2%.

S = Superfície, E = Externa, C = Centro, I = Interna.

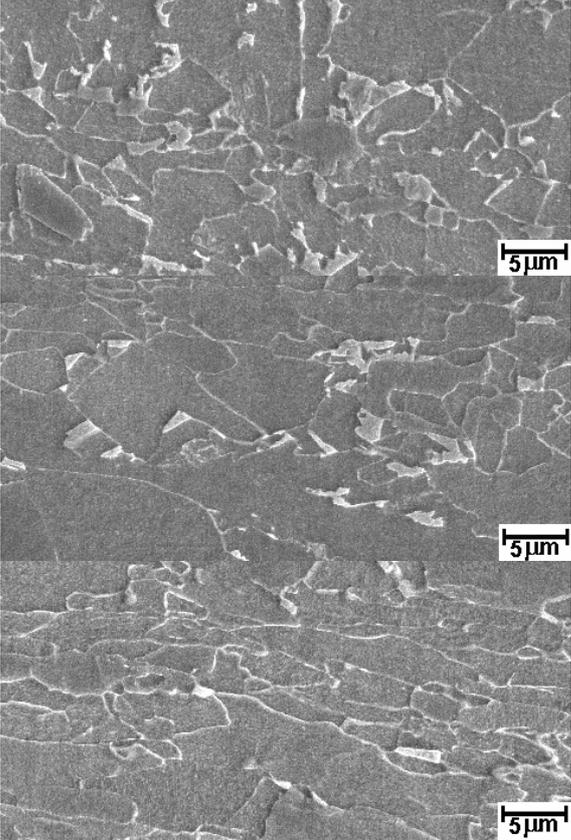
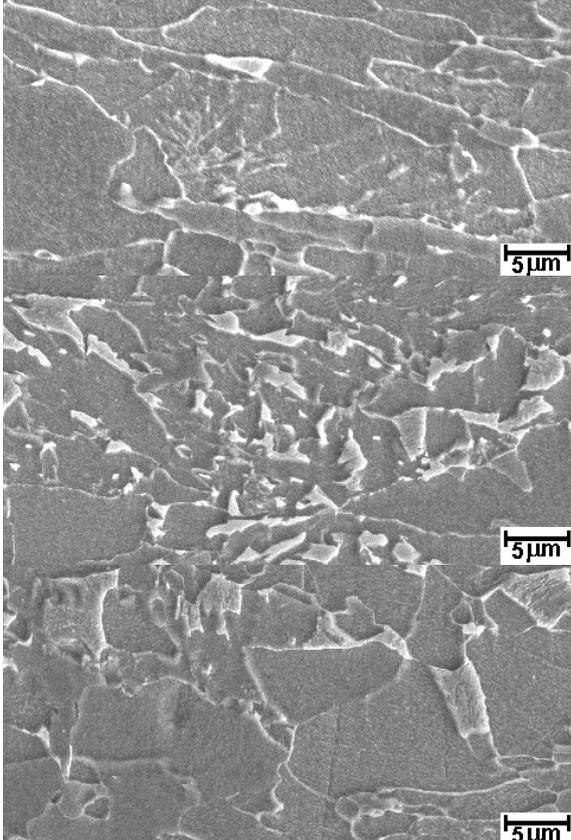
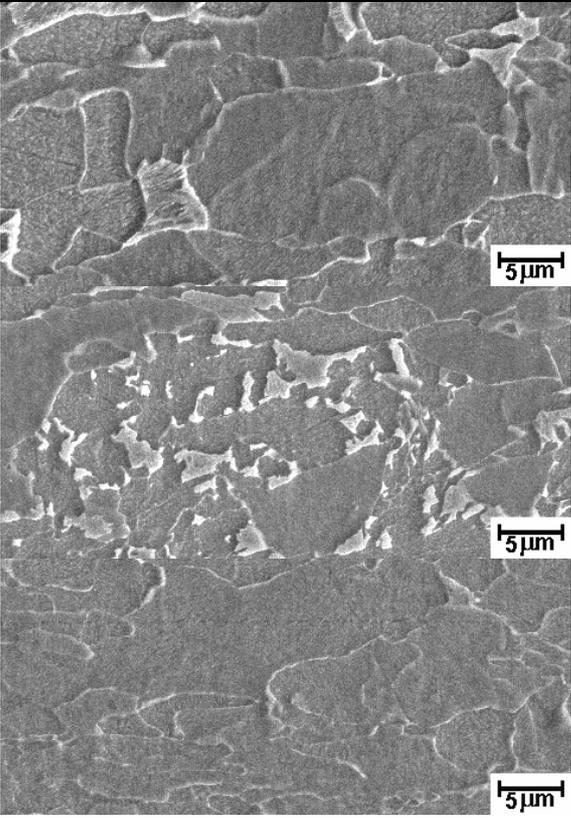
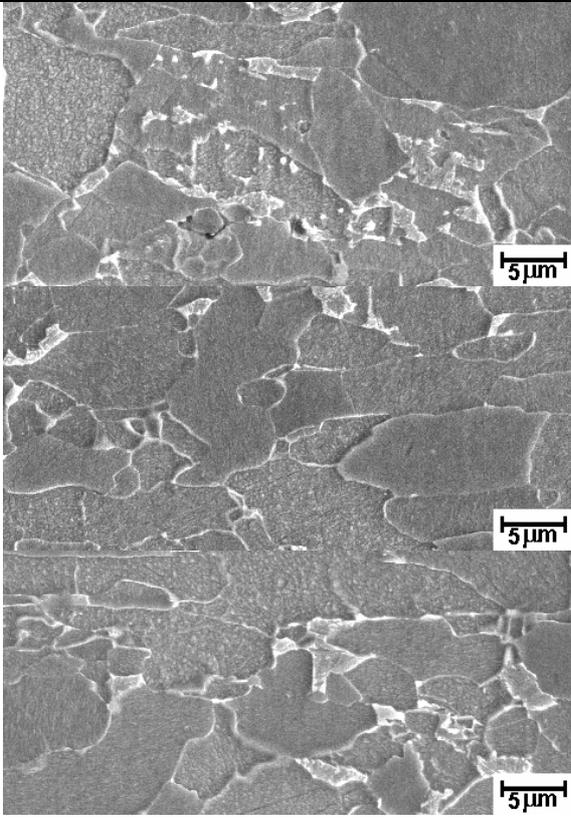
S	Micrografia	HV	Micrografia	HV
E		289		279
C		277		261
I		290		297
	a) Original (tubo reto).		b) ZT da Linha Neutra.	
E		288		282
C		291		253
I		309		277
	c) ZT Extradorso.		d) ZT Intradorso.	

Figura 58- Micrografias das zonas de transição. Aumento: 2000 X. Ataque AM [41, 42].

S = Superfície, E = Externa, C = Centro, I = Interna.

### 4.3. Efeito do Curvamento nas Propriedades Mecânicas do Tubo

Em um tubo curvado, normalmente existe uma significativa diferença de propriedades mecânicas entre a parte reta e a região curvada, bem como entre diferentes posições ao longo da circunferência da curva.

Groeneveld [34] comenta que as propriedades mecânicas, resultantes do processo de laminação controlada, podem ser eliminadas como resultado do aquecimento provocado pelo curvamento. Kondo [31] sugere que a resistência das curvas até X80 podem ser controladas utilizando-se o carbono equivalente como indicador de temperabilidade e que o tubo para o curvamento deve possuir carbono equivalente mais alto para aumentar a temperabilidade e minimizar a queda de resistência.

A norma DNV-OS-F101 [43] também observa que curvas fabricadas a partir de tubos feitos para serem utilizados em trechos retos de dutos, podem não apresentar a temperabilidade necessária para atingir as propriedades mecânicas requeridas após o curvamento por indução, principalmente se o tubo tiver sido fabricado por laminação controlada.

O X80 deste estudo foi desenvolvido para ser utilizado no trecho reto, de forma que a composição química e a rota de fabricação utilizada não foram elaboradas com o intuito de atender ao curvamento por indução. Esta situação é muito comum em obras de dutos, uma vez que a quantidade de tubos curvados a quente é muito pequena e não justifica a produção de uma corrida especial.

A Figura 59 mostra uma comparação entre as curvas de transição Charpy para corpos de prova longitudinais e transversais ao sentido de laminação. A linha horizontal nos gráficos indica a temperatura de transição para 100 J de energia absorvida. O patamar de energia de 100 J foi definido como um critério para determinação da temperatura de transição em estudos anteriores de aço API 5L X80, fabricado pela mesma rota de processamento do aço deste estudo. Note que os corpos de prova transversais tendem a apresentar valores mais baixos de energia absorvida e, conseqüentemente, temperaturas de transição mais altas. Isto pode ser explicado devido a anisotropia característica do material laminado.

Outro fator que pode ser observado é que as zonas de transição, entre a parte curvada e a parte reta, apresentam maior temperatura de transição e menores

valores de energia absorvida do que a região curvada. Isto está associado a heterogeneidade de tamanho de grão (Figura 57) existente nesta região, provocada pelos processos de iniciação e interrupção do curvamento.

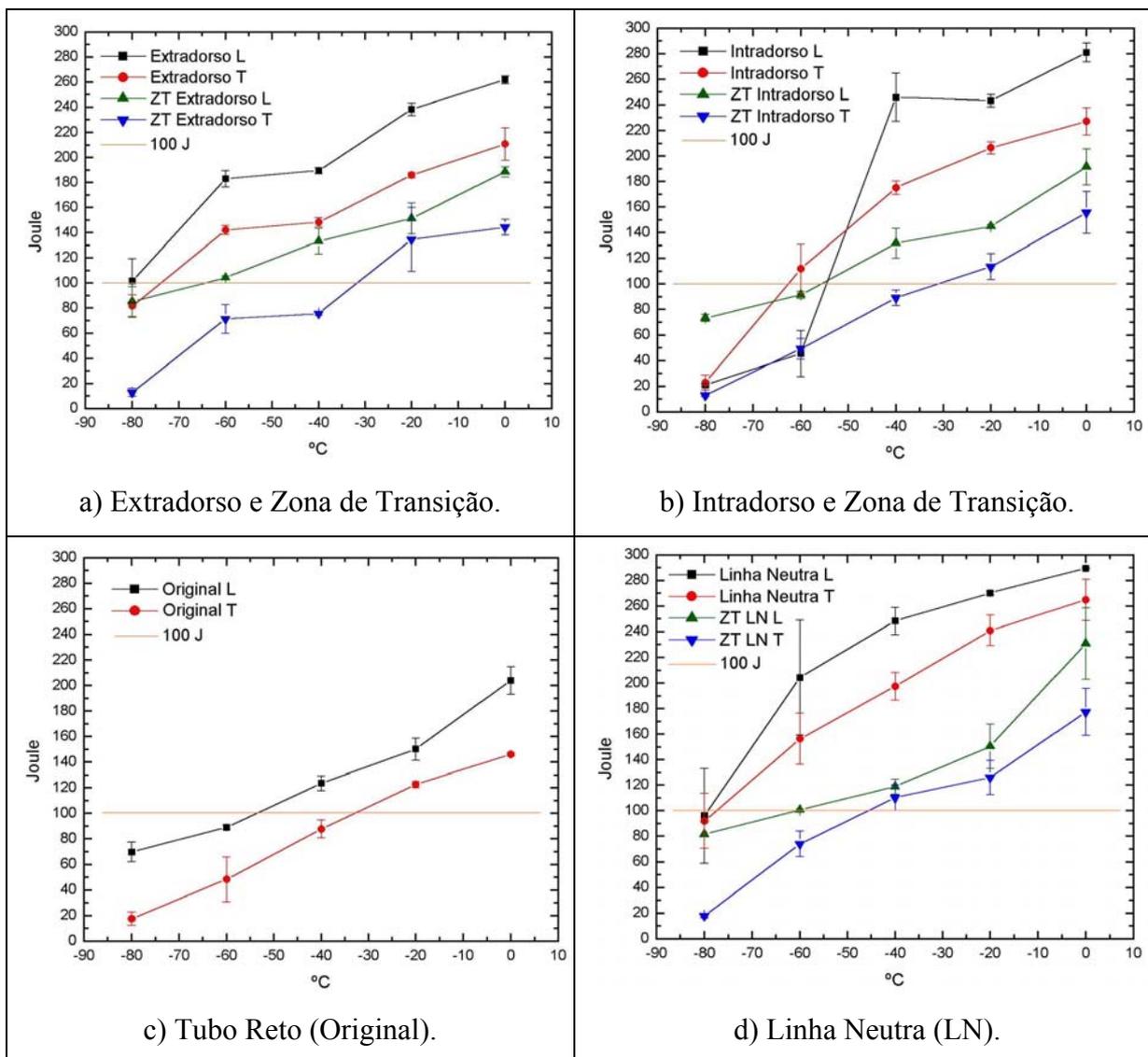


Figura 59- Comparação entre as curvas de transição construídas a partir de corpos de prova Charpy-V longitudinal (L) e transversal (T).

A Figura 60 faz uma comparação entre as curvas de transição (obtida com corpos de prova transversais) da parte reta não afetada pelo calor (original) com as diferentes regiões da curva.

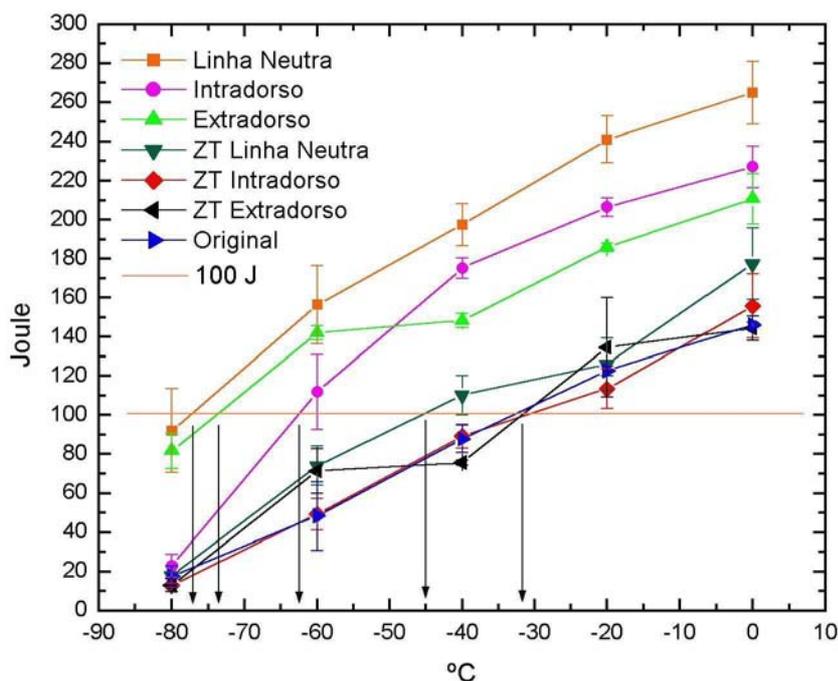


Figura 60- Comparação da temperatura de transição do tubo original com as diferentes regiões da curva.

Para um patamar de 100J de energia absorvida, a temperatura de transição do tubo, em seu estado original, é cerca de 30 °C superior a temperatura de transição do intradorso e cerca de 40 °C superior a temperatura de transição do extradorso.

As zonas de transição apresentaram valores bem próximos do tubo original, somente a zona de transição da linha neutra obteve uma pequena redução na temperatura de transição (cerca de 13 °C).

De uma maneira geral, a Figura 60 mostra que existe um ganho de tenacidade decorrente do processo de curvamento. Um dos fatores que contribuem para esta melhora na tenacidade é a presença de elementos de liga, como o Nb e Ti [17, 31], que formam precipitados e evitam o crescimento de grão durante o aquecimento.

Kondo et al [31], afirmam que mesmo em aços com Nb, pode ocorrer o crescimento do grão austenítico, porém, é muito menor que nos aços sem Nb. Este crescimento de grão ocorre porque os finos precipitados de Nb (C, N) são dissolvidos durante o aquecimento. Os precipitados de Ti têm um comportamento semelhante aos do Nb, porém, possuem diferentes temperaturas de dissolução. O

TiN, por exemplo, é estável a altas temperaturas sendo bastante eficaz na prevenção do crescimento do grão austenítico [7, 17].

Um menor tamanho de grão austenítico proporciona a formação de uma microestrutura mais fina após o resfriamento e, conseqüentemente, uma melhor tenacidade.

As micrografias da Figura 55, também mostram que ocorreu a formação de uma microestrutura menos bandeada e mais refinada. Além disso, com o aquecimento, ocorreu uma redução do nível encruamento do aço, o que é benéfico para a tenacidade [7].

Para um mesmo teor de carbono (0,05%) e carbono equivalente (0,42%), Kondo et al [31] encontraram valores de temperatura de transição entre -70 e -90°C (Figura 23 e Figura 24) utilizando o método de 50% FATT. Estes resultados estão bem semelhantes aqueles encontrados nas regiões do extradorso (-74 °C) e linha neutra (-76 °C) (Figura 60), determinados a partir de uma energia absorvida de 100 J. Já o intradorso apresentou uma temperatura de transição um pouco maior, em torno de -63 °C, provavelmente pelo fato desta região ficar submetida ao calor da bobina por um tempo maior, resultando em um maior tamanho de grão austenítico durante o aquecimento.

Apesar da elevada tenacidade, os aços com baixo teor de carbono e adições de Nb apresentam baixa temperabilidade (baixo carbono equivalente), por isso, torna-se necessário adicionar outros elementos de liga para se obter a resistência necessária [31].

A Figura 61 mostra os resultados do ensaio de tração (longitudinal e transversal) realizados na curva, parte reta e zona de transição.

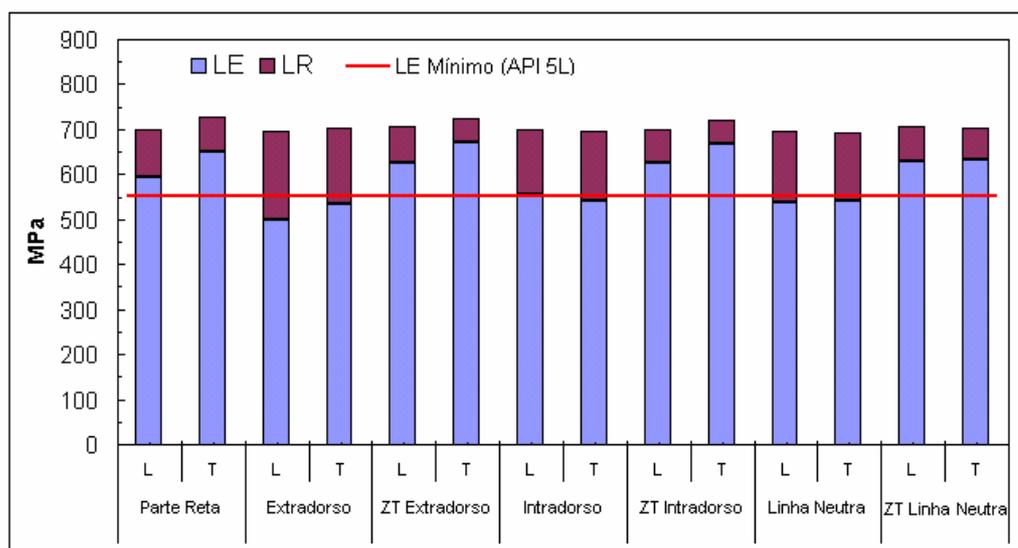


Figura 61- Limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR). L- longitudinal. T- transversal. LE (API 5L) = 552 a 690 MPa. LR (API 5L) = 621 a 827 MPa.

Na Tabela 11 são apresentadas as demais propriedades de tração e a variação percentual do limite de escoamento em relação ao valor do tubo original (parte reta) e em relação ao mínimo especificado pela norma API 5L. O primeiro valor é referente ao ensaio longitudinal e o segundo ao transversal.

Tabela 11- Resultados do ensaio de tração.

Região	LE/LR (0,93 máx.)* L/T	Alongamento (%) (21% mín)* L/T	Aumento (+) ou Redução (-) do LE em relação ao valor do tubo original L/T (%)	Aumento (+) ou Redução (-) do LE em relação ao valor mínimo da API 5L L/T (%)
Parte reta	0,85 / 0,90	21,8 / 24,6		
Intradorso	0,80 / 0,78	24,2 / 28,7	-6,72 / -16,64	+0,66 / -1,69
ZT do intradorso	0,89 / 0,93	21,4 / 25,5	+5,09 / +2,45	+13,41 / +20,82
Extradorso	0,72 / 0,76	25,8 / 29,8	-16,28 / -17,77	-9,66 / -3,02
ZT do extradorso	0,89 / 0,93	21,9 / 24,8	+5,04 / +3,25	+13,35 / +21,77
Linha neutra	0,77 / 0,78	22,7 / 28,1	-9,51 / -16,72	-2,36 / -1,78
ZT da linha neutra	0,89 / 0,90	21,7 / 24,7	+5,65 / -2,82	+14,01 / +14,61

LE- Limite de Escoamento, LR – Limite de Resistência, ZT – Zona de Transição.

\* Valores determinados pela API 5L. L / T = Longitudinal / Transversal.

De uma maneira geral, o limite de escoamento sofreu uma redução acentuada na região curvada (intradorso, extradorso e linha neutra), ficando também abaixo do mínimo especificado por norma, enquanto que, para as zonas de transição, ocorreu um ligeiro aumento de 2 a 5% em relação ao valor original,

ficando cerca de 13 a 20 % acima do mínimo especificado pela API 5L. As demais propriedades em tração não sofreram variações muito críticas. Uma das explicações para a redução do limite de escoamento da região curvada pode ser o baixo valor do carbono equivalente. Para tubos utilizados em trecho reto, este valor precisa ser baixo para garantir uma boa soldabilidade, por outro lado, não garante uma elevada resistência quando submetido a processos de têmpera. Por este motivo o tubo que será curvado deve ser fabricado com um valor de carbono equivalente adequado para o processo. Behrens et al [36] determinaram um valor de 0,48% de carbono equivalente para tubos API 5L X80, fabricados a partir de chapas processadas com resfriamento acelerado, submetidos ao processo de curvamento. O carbono equivalente do X80 avaliado neste estudo é de apenas 0,42%, o que não garante a temperabilidade necessária para manter as propriedades após o processo de têmpera provocado pelo curvamento por indução.

Kondo et al [31] comentam que um aumento na velocidade de resfriamento, através da aplicação do resfriamento por fora e por dentro do tubo, pode ser eficiente para permitir a utilização de tubos com menor carbono equivalente. Outra alternativa para elevar o limite de escoamento é fazer um tratamento térmico após o curvamento.

A Figura 62 mostra uma comparação entre a microdureza do tubo reto com as demais regiões do tubo curvado.

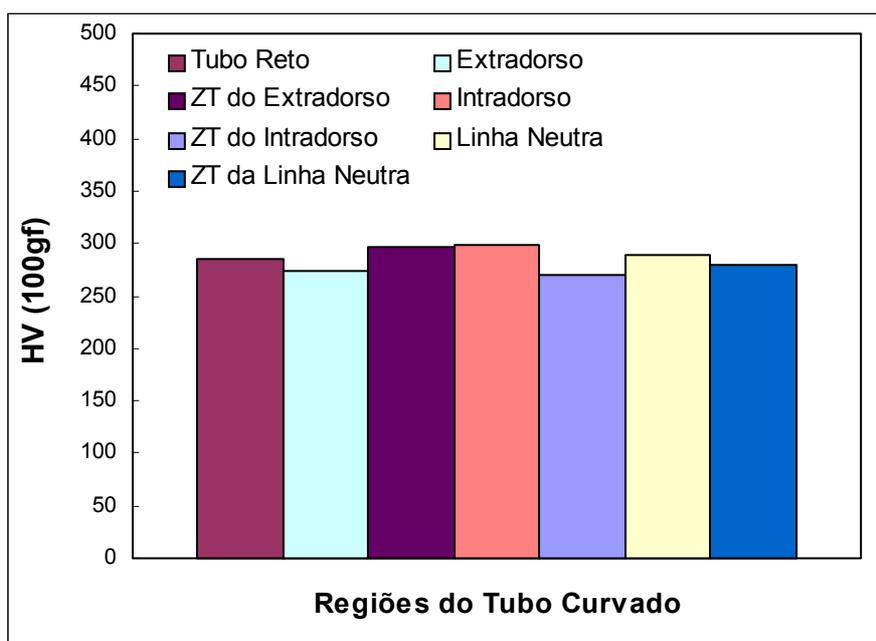


Figura 62- Resultado do ensaio de microdureza Vickers.

Quando comparado com o extradorso, o intradorso apresenta maior dureza, indicando formação de uma microestrutura mais frágil, como pode ser vista na micrografia da Figura 55. Isto está de acordo com os resultados do ensaio Charpy, onde o intradorso apresentou uma maior temperatura de transição.

As regiões curvadas tendem a apresentar uma maior variação de dureza ao longo da espessura, quando comparadas com a parte reta (Figura 63). Isto ocorre devido a formação de microestruturas duras próximo a superfície externa, como por exemplo bainita e martensita. As regiões do intradorso e linha neutra, que apresentaram maior variação nos valores de dureza, também são as regiões que possuem maior gradiente microestrutural através da espessura (figuras 55 e 57).

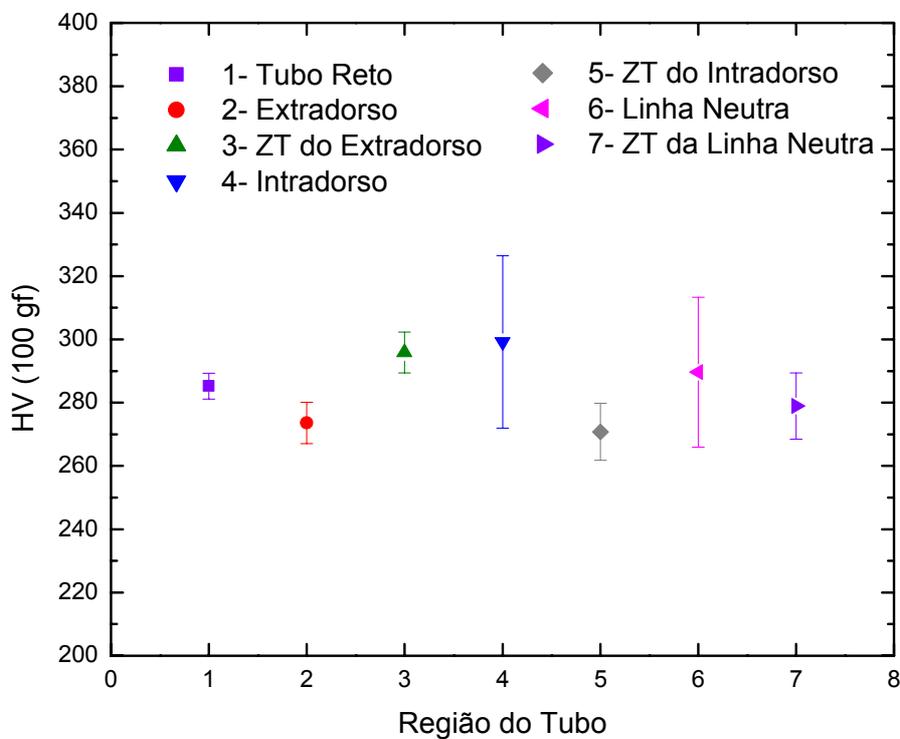


Figura 63- Resultado do ensaio de microdureza Vickers com as barras de erro.

#### 4.4. Avaliação da Junta Soldada

A Figura 64 mostra a seqüência do processo de soldagem. Primeiramente utiliza-se o processo MAG (GMAW) para fazer o ponteamento das faces da chapa conformada, em seguida são realizadas as soldagens interna e depois a externa, com arco submerso, ambas através de um único passe com arames múltiplos.

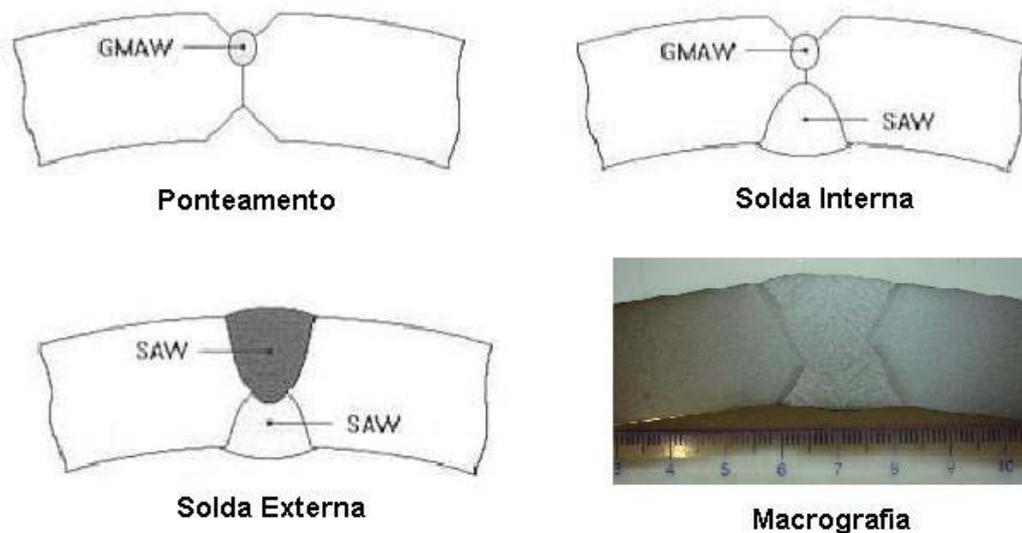


Figura 64- Seqüência do processo de soldagem e macrografia da junta.

##### 4.4.1. Composição Química do Metal de Solda

Segundo Kondo [31], adições de Ti-B podem ser utilizadas para aumentar a tenacidade do metal de solda do tubo após o curvamento, através da formação de uma microestrutura ferrítica acicular fina.

A presença de Ni melhora a tenacidade do metal de solda após o curvamento e também após o tratamento térmico, quando este é aplicado [31].

A composição química do metal de solda deste estudo (Tabela 12) possui um teor de Ni de apenas 0,016%. Segundo a Figura 30, este valor é muito baixo para influenciar a tenacidade.

Com relação aos valores de C e Ti, a Figura 29 mostra que, para um aço com composição semelhante a deste estudo, baixos valores de temperatura de

transição são encontrados com 0,013% de Ti e 0,06% de C para a condição de como curvado (sem tratamento térmico).

Tabela 12- Composição química do metal de solda.

Elementos (% em peso)												
C	Mn	Si	Nb	V	Ti	Mo	Cr	Cu	Ni	P	S	Al
0,06	1,54	0,32	0,037	0,015	0,013	0,205	0,102	0,055	0,016	0,018	0,005	0,011

#### 4.4.2.

#### Caracterização Microestrutural da Junta Soldada da Parte Retá

Para avaliação microestrutural (Figura 65), a junta soldada foi dividida em quatro partes: metal de base, metal de solda, região de grãos grosseiros da ZTA (RGG) e região de grãos refinados da ZTA (RGF). Ao lado direito de cada micrografia está o valor de microdureza Vickers.

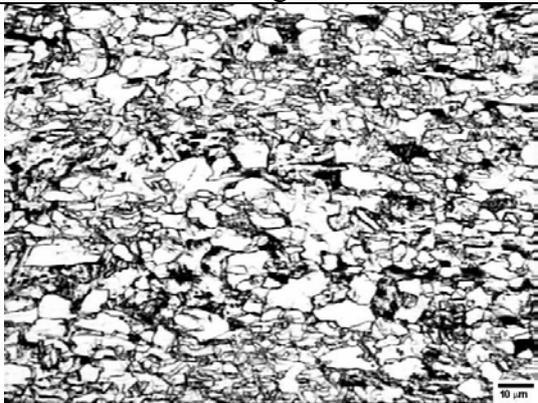
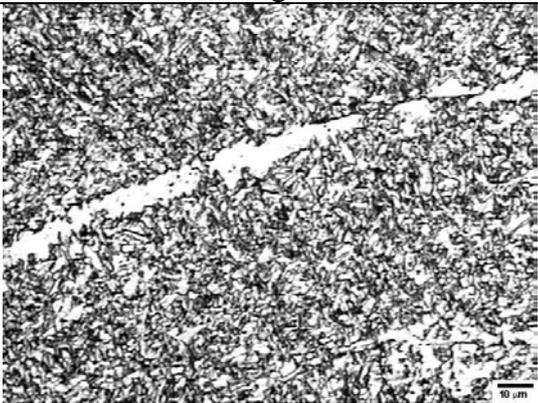
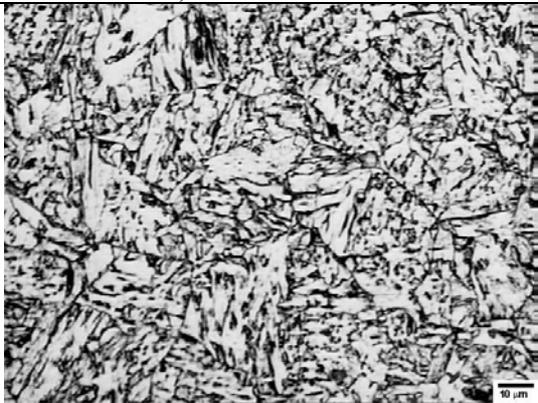
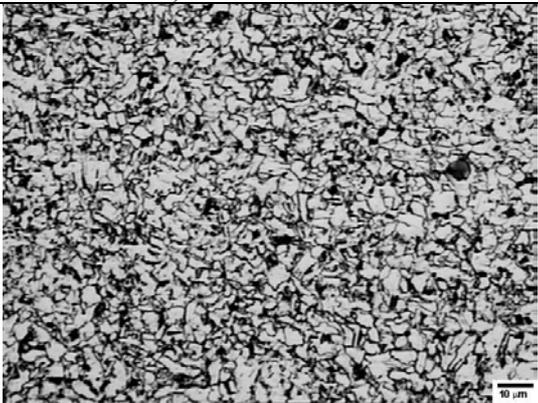
Micrografia	HV	Micrografia	HV
 a) Metal de base	289	 b) Metal de solda	297
 c) ZTA (RGG)	277	 d) ZTA (RGF)	277

Figura 65- Micrografia das regiões da junta soldada. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.

HV = Microdureza Vickers.

A região da ZTA mais próxima a linha de fusão atinge maiores temperaturas durante a soldagem, resultando em um maior crescimento de grão (Figura 65c). Um pouco mais distante da linha de fusão encontra-se a região de grãos refinados, que sofre um processo de recristalização durante o aquecimento provocado pela soldagem, dando origem a grãos de menor tamanho (Figura 65d). Já o metal de solda (Figura 65b), apresenta uma microestrutura composta por ferrita acicular e ferrita de contorno de grão.

#### **4.4.3.**

#### **Propriedades Mecânicas da Junta Soldada da Parte Reta**

Os resultados de energia Charpy (Figura 66) mostram que o metal de solda possui o maior valor de temperatura de transição para 100J de energia absorvida [37], enquanto que a ZTA, apesar do alto aporte de calor ( $\sim 40$  kJ/cm) com que este tubo foi soldado, apresenta menor temperatura de transição, indicando uma tenacidade superior a do metal de solda e metal de base. Estes resultados estão de acordo com trabalhos anteriores [38], que atribuem a maior tenacidade da ZTA às transformações microestruturais impostas pelo ciclo térmico de soldagem, sendo a forma, tamanho e distribuição do microconstituente AM o principal responsável pelos elevados valores de energia absorvida da ZTA. Dessa forma, todos os valores obtidos nos ensaios ficaram bem acima do mínimo de 68J a 0 °C exigido pela norma API 5L.

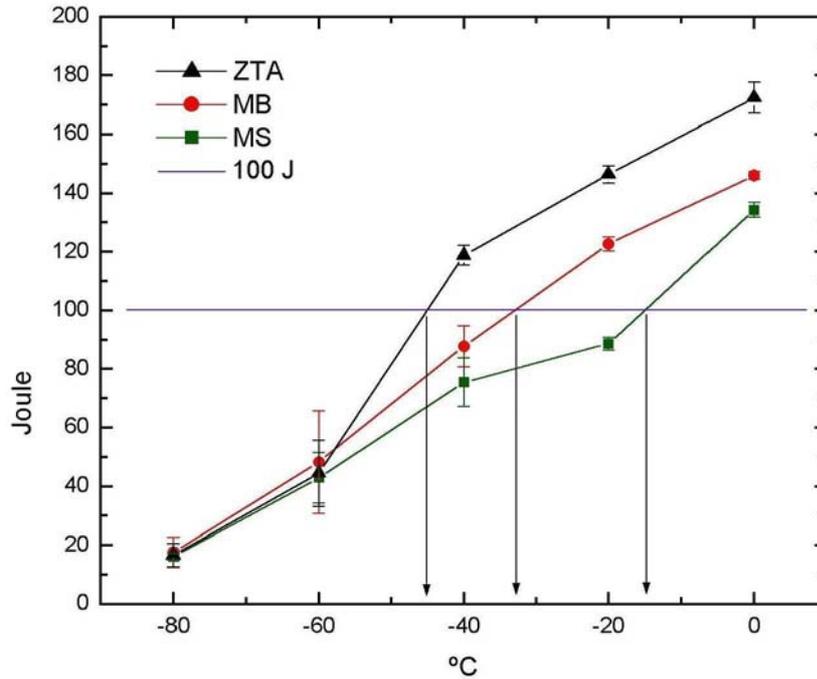


Figura 66- Curvas de transição para metal de base, metal de solda e ZTA.

Os resultados do ensaio de microdureza Vickers, com carga de 100gf, para o metal de base, metal de solda e ZTA são mostrados na Figura 67. As leituras foram realizadas em três regiões ao longo da espessura: a 2 mm da superfície interna do tubo, no centro da espessura e a 2 mm da superfície externa.

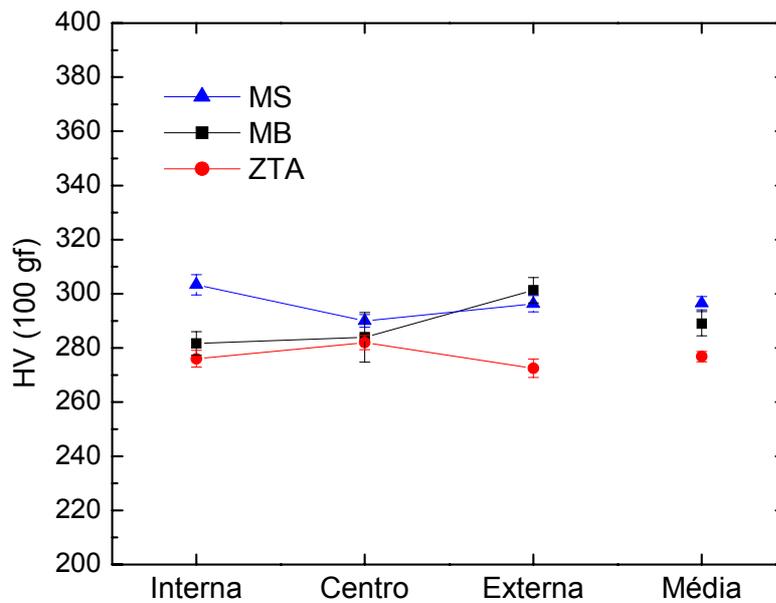


Figura 67- Resultados de microdureza para o tubo utilizado neste estudo.

Os valores de dureza do MB, ZTA e MS são bem próximos. Porém, é possível perceber que a ZTA apresentou o menor valor médio de dureza e o metal de solda o maior. O ciclo térmico associado aos processos de soldagem tende, em alguns casos, a elevar a dureza da ZTA [39], o que não ocorreu neste trabalho.

Resultados semelhantes a estes foram encontrados para um tubo de 30” de diâmetro e 0,625” de espessura produzido pela mesma rota de fabricação do tubo deste estudo [38].

#### **4.4.4.**

#### **Caracterização Microestrutural da Junta Após o Curvamento**

Na Figura 68 são mostradas as micrografias do metal de base (MB) e das diferentes regiões da junta soldada. Também é possível perceber que existe uma grande variação microestrutural ao longo da espessura. A região externa, que durante o curvamento fica em contato direto com o jato de água, e por isso resfria mais rápido, apresenta uma microestrutura mais refinada, enquanto que a região mais interna possui uma microestrutura mais grosseira e mais semelhante a original, devido a menor velocidade de resfriamento desta região. Já na zona de transição (Figura 69), a microestrutura da junta soldada é mais semelhante a da solda original e não apresenta uma variação muito grande ao longo da espessura.

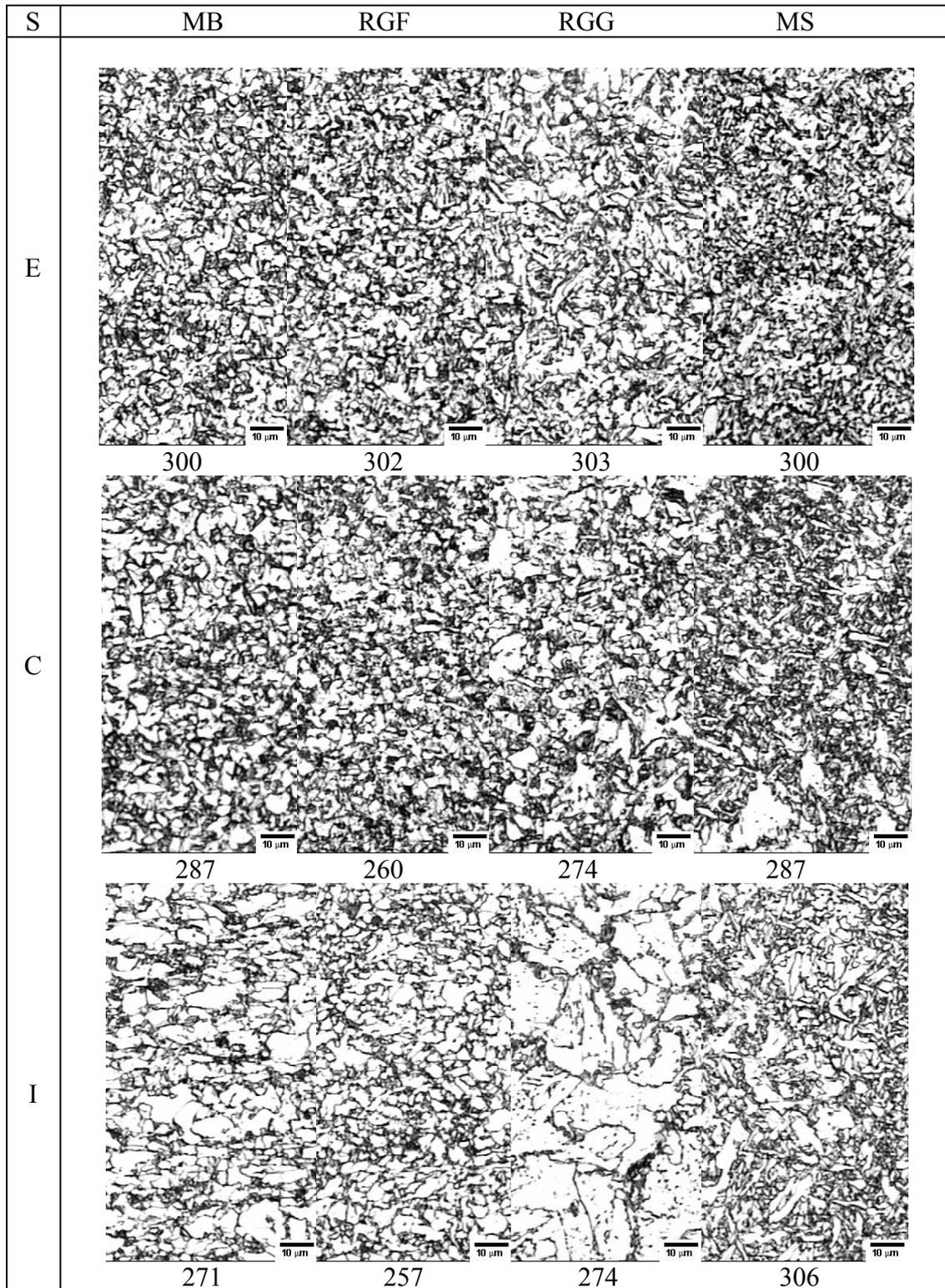


Figura 68- Micrografia da junta soldada na região curvada do tubo. Aumento: 500X. Ataque: Nital 2%. S = Superfície, E = Externa, C = Centro, I = Interna. Abaixo de cada micrografia estão os valores de microdureza Vickers.

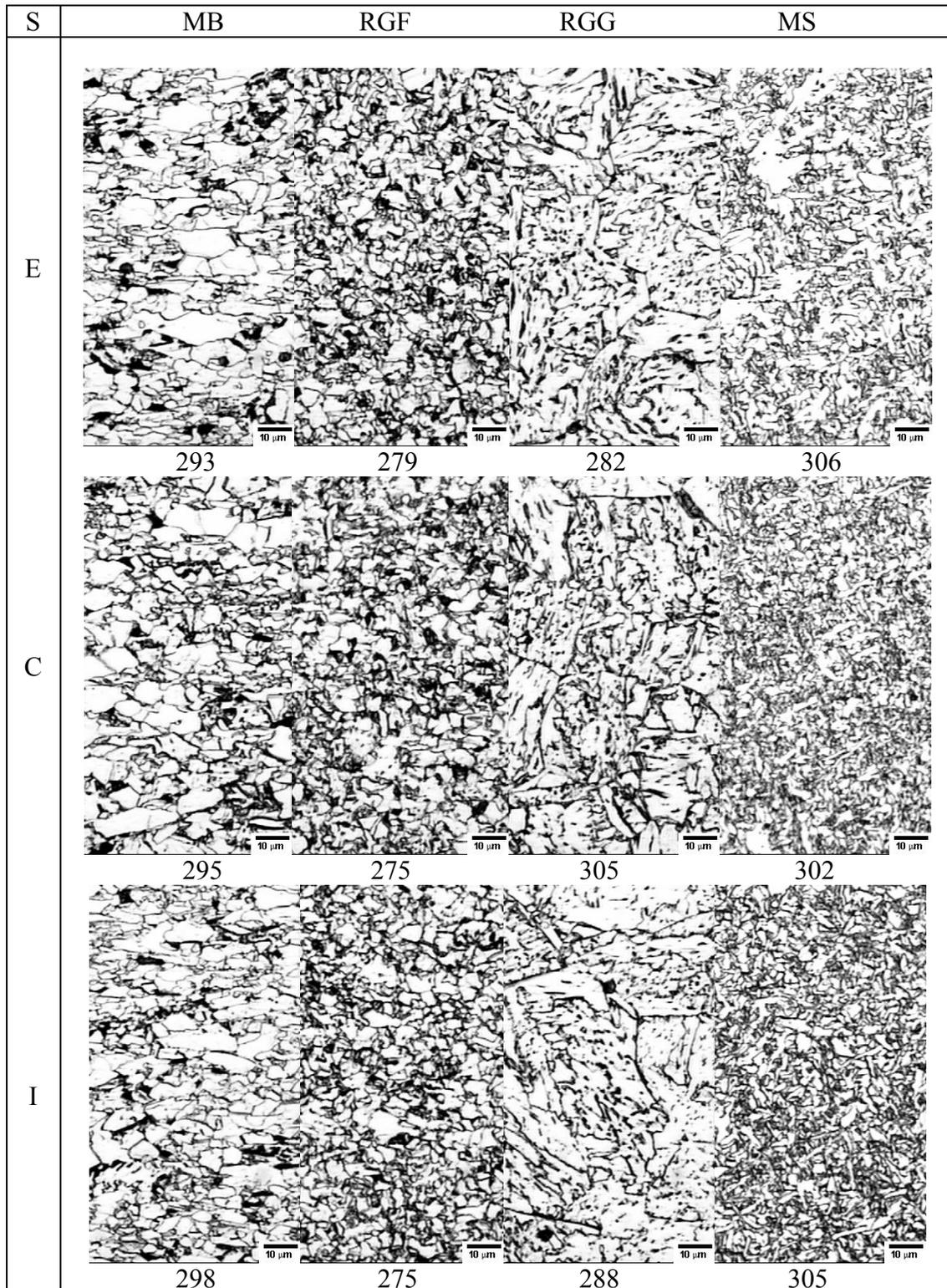


Figura 69- Micrografia da junta soldada na zona de transição do tubo. Aumento: 500X. Ataque: Nital 2%. S = Superfície, E = Externa, C = Centro, I = Interna. Abaixo de cada micrografia estão os valores de microdureza Vickers.

#### 4.4.5. Propriedades Mecânicas da Junta Soldada Após o Curvamento

Assim como o metal de base, o metal de solda e a ZTA também apresentam uma significativa variação de propriedades mecânicas em função do processo de curvamento. Williams [33] afirma que o processo de curvamento a quente produz uma homogeneização e refino de grão do metal de solda na região curvada. Este refino de grão tende a melhorar a tenacidade, reduzindo a temperatura de transição do metal de solda, conforme pode ser visto na Figura 70. Além do metal de solda, uma melhora na tenacidade da ZTA também pode ser observada.

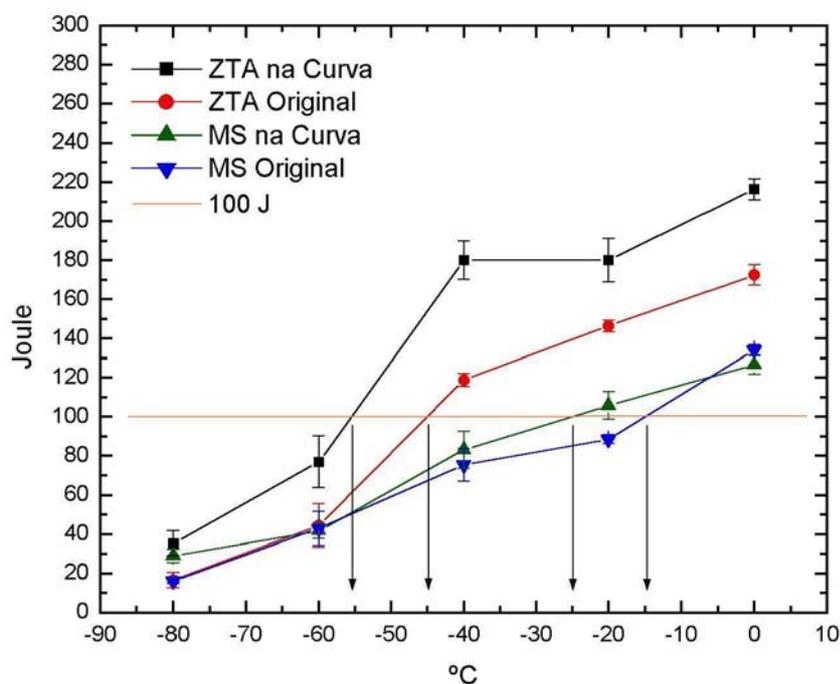


Figura 70- Efeito do curvamento nas temperaturas de transição do MS e ZTA.

Quando comparado com a ZTA, o metal de solda apresenta maiores temperaturas de transição. Kondo et al [31] comentam que a tenacidade do metal de solda na condição de como curvado pode ser melhorada através de adições de Ti-B e de Ni (Figura 27), conforme o metal de solda deste estudo.

A Figura 71 mostra os valores de microdureza para metal de base (MB), metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA) para as regiões da curva e zona de transição. As leituras de dureza foram realizadas em três regiões na espessura: próximo a parte interna, externa e no centro do tubo.

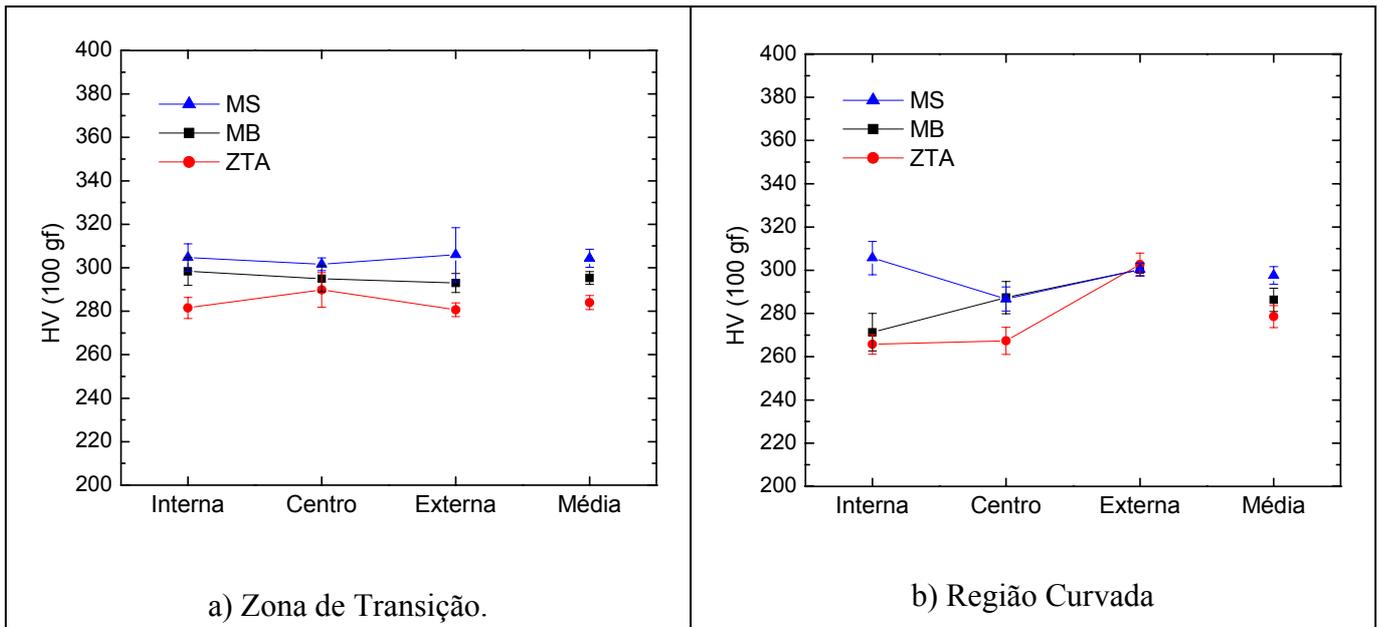


Figura 71- Microdureza das regiões da junta soldada para Metal de Base (MB), Metal de Solda (MS) e Zona Termicamente Afetada (ZTA).

Tanto na região curvada quanto na zona de transição, os maiores valores médios de dureza foram encontrados para o metal de solda e os menores para a ZTA, da mesma forma que foi observado para o tubo não curvado (Figura 67).

Os valores mais baixos de dureza da ZTA, não afetaram o desempenho da junta em tração, já que esta apresenta valores de limite de resistência compatíveis com o metal de base. A Figura 72 faz uma comparação entre os valores de limite de resistência da junta soldada com os valores da linha neutra oposta a solda, região submetida aos mesmos esforços que a solda durante o curvamento.

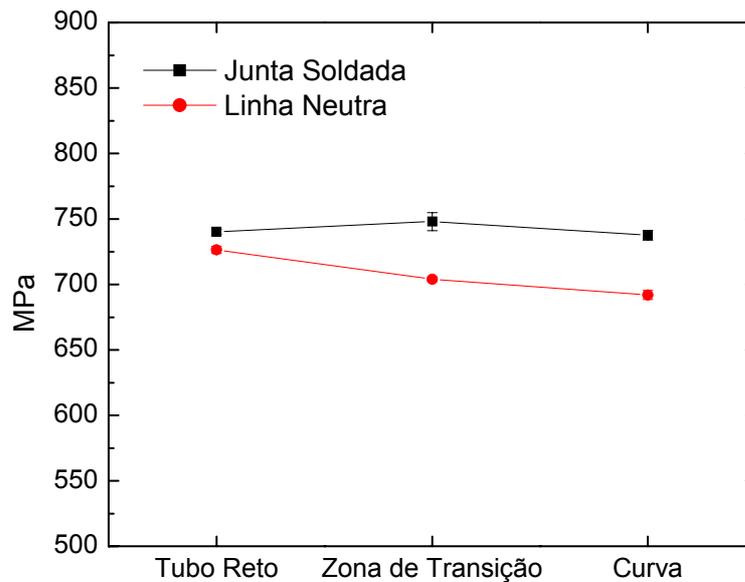


Figura 72- Limite de resistência da junta soldada e do metal de base na linha neutra.

O amolecimento da ZTA tem sido observado em aços de alta resistência quando submetidos ao processo de soldagem por arco submerso com arcos múltiplos [38]. Nagae [44] encontrou resultados similares ao deste estudo onde não foi encontrada influência deste amolecimento na resistência da junta soldada.

Também é possível observar que o limite de resistência da junta soldada do tubo reto é superior ao do metal de base, comportamento idêntico ao de um tubo X80 estudado recentemente [38].

A Figura 73 faz uma comparação entre a dureza do MB, MS e ZTA do tubo reto, da curva e da zona de transição. A zona de transição apresentou os maiores valores de dureza para as três regiões da junta soldada, já os valores para o tubo reto e curva, são bem próximos.

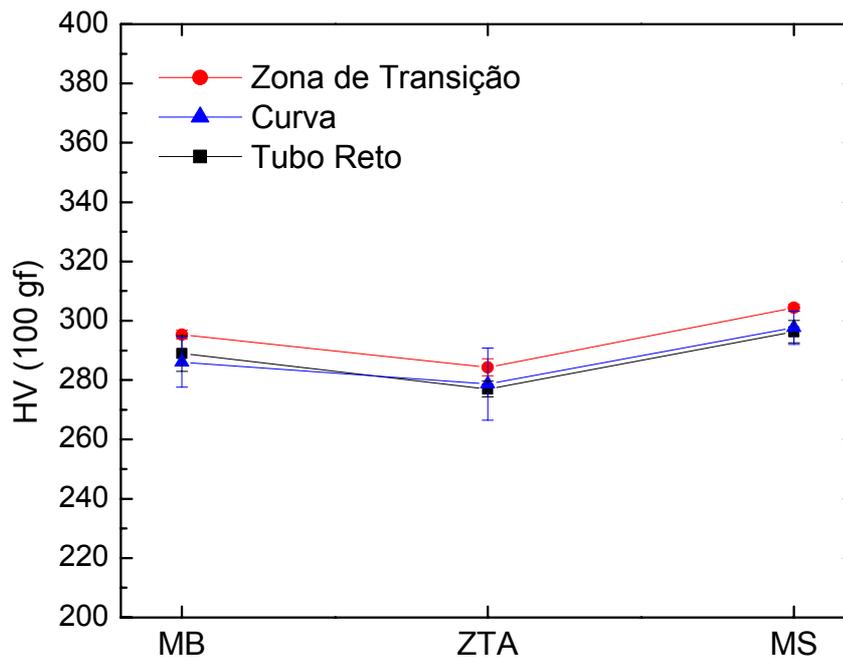


Figura 73- Comparação entre a dureza da junta soldada para o tubo reto, zona de transição e curva.

#### 4.5. Efeito do Tratamento Térmico na Microestrutura e Propriedades do Tubo Curvado

Devido a redução nas propriedades de tração após o curvamento do tubo, foi realizado um tratamento térmico de revenido com o intuito de aumentar o limite de escoamento e determinar os melhores parâmetros para esse tratamento.

Os parâmetros utilizados no tratamento térmico são descritos abaixo:

- Aquecimento livre até 300 °C;
- Entre 300 e 500 °C: taxa de aquecimento de 100 °C/h;
- Temperatura de encharque: 500 °C;
- Tempo de encharque: 1 hora;
- De 500 °C até a temperatura ambiente: resfriamento ao ar calmo.

Para verificar o efeito do revenido, foram realizados ensaios de tração transversal nas regiões do intradorso e extradorso. Os resultados são mostrados nas figuras 74 e 75.

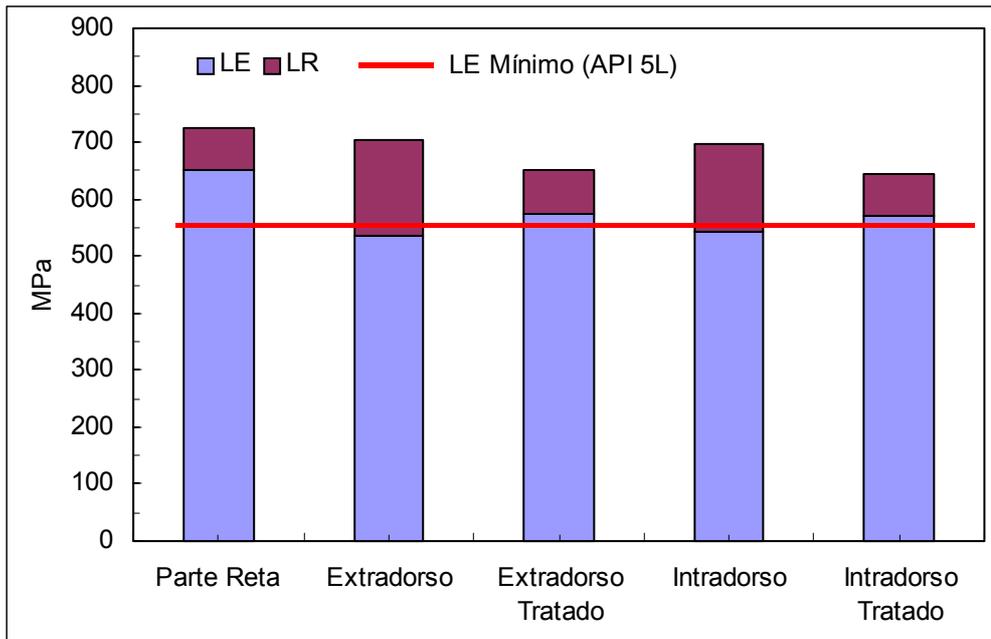


Figura 74- Limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) com e sem tratamento térmico. LE (API 5L) = 552 a 690 MPa. LR (API 5L) = 621 a 827 MPa.

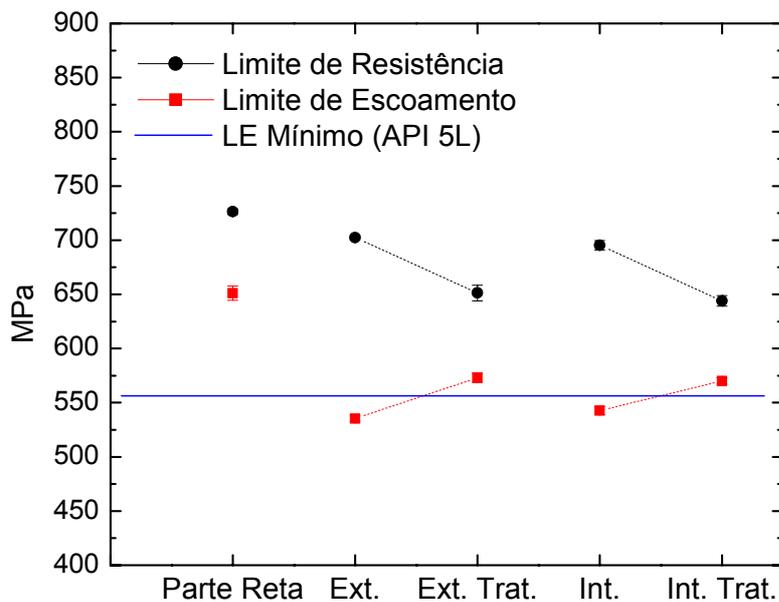


Figura 75- Variação dos limites de resistência e escoamento após curvamento e tratamento térmico. Ext – Extradorso, Int - Intradorso , Trat – Tratado.

A Tabela 13 apresenta as demais propriedades de tração e a variação percentual do limite de escoamento em relação ao valor do tubo original (parte reta) e em relação ao mínimo especificado pela norma API 5L. O tratamento térmico aumenta o limite de escoamento e reduz o limite de resistência,

provocando uma elevação na relação LE/LR. Kondo [31] afirma que a temperatura de revenido deve ser baixa para se obter alto limite de escoamento e minimizar a redução do limite de resistência.

Tabela 13- Resultados do ensaio de tração.

Região	LE/LR (0,93 máx.)*	Alongamento (%) (21% mín)*	Aumento (+) ou Redução (-) do LE em relação ao valor do tubo original (%)	Aumento (+) ou Redução (-) do LE em relação ao valor mínimo da API 5L (%)
Parte reta	0,90	24,6		
Intradorso	0,78	28,7	-16,64	-1,69
Intradorso tratado	0,89	28	-12,43	+3,27
Extradorso	0,76	29,8	-17,77	-3,02
Extradorso tratado	0,88	29	-11,96	+3,82

LE- Limite de Escoamento, LR – Limite de Resistência.

\* Valores determinados pela API 5L.

O aumento no limite de escoamento está relacionado com o mecanismo de endurecimento por precipitação causado pela presença de elementos de liga. O V, por exemplo, é solubilizado durante o aquecimento provocado pelo curvamento, permanecendo em solução sólida devido a alta taxa de resfriamento provocada pelos jatos de água. Durante o revenido, o V se precipita em forma de carbonetos provocando o aumento do limite de escoamento. Este aumento depende do tamanho e distribuição dos precipitados de V, que por sua vez, dependem da temperatura e tempo de tratamento.

O tratamento térmico aplicado não recupera totalmente o limite de escoamento original do X80, entretanto, permite que o tubo curvado atenda integralmente todos os requisitos de tração especificados pela norma API 5L.

A Figura 76 mostra os valores de microdureza Vickers e as micrografias do intradorso e do extradorso após o tratamento térmico.

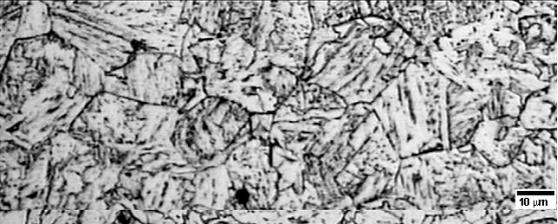
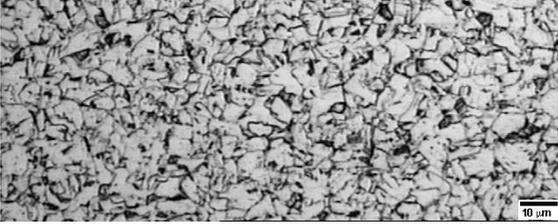
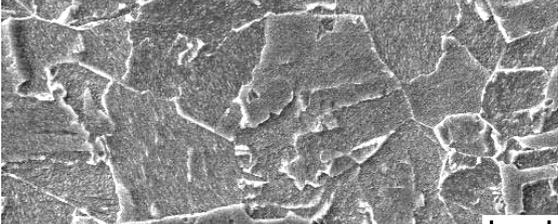
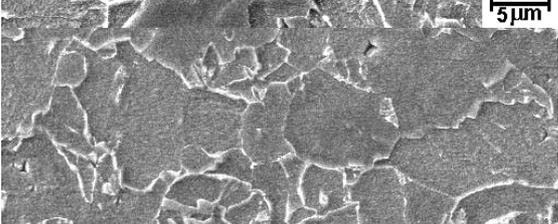
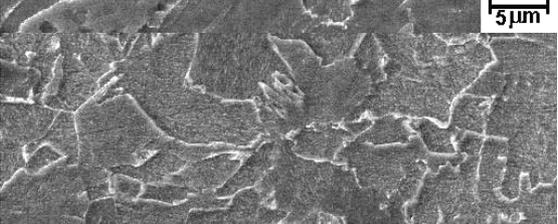
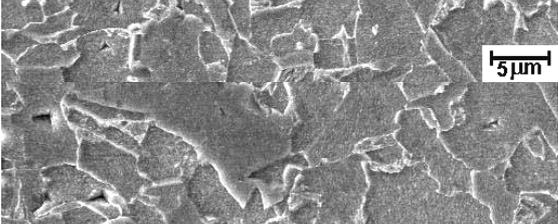
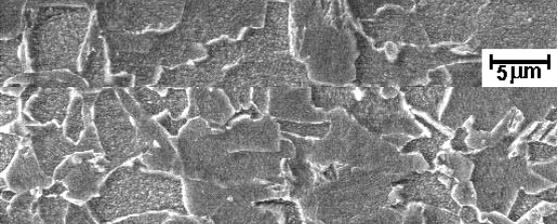
S	Micrografia	HV	Micrografia	HV
E		269		294
C		246		262
I		231		234
a) Extradorso.			b) Intradorso.	
E		269		294
C		246		262
I		231		234
c) Extradorso.			d) Intradorso.	

Figura 76- Micrografias das regiões do extradorso e intradorso após tratamento térmico.

a) e b): Microscopia ótica. Aumento: 500 X. Ataque: Nital 2%.

c) e d): Microscopia eletrônica de varredura. Aumento: 2000 X. Ataque AM [41, 42].

S = Superfície, E = Externa, C = Centro, I = Interna.

Após o tratamento térmico, semelhante ao que ocorre na condição de como curvado, ainda é possível perceber uma diferença microestrutural significativa ao longo da espessura. O mesmo ocorre para os valores de dureza, embora estes sejam bem inferiores aos do tubo antes do tratamento (Figura 77).

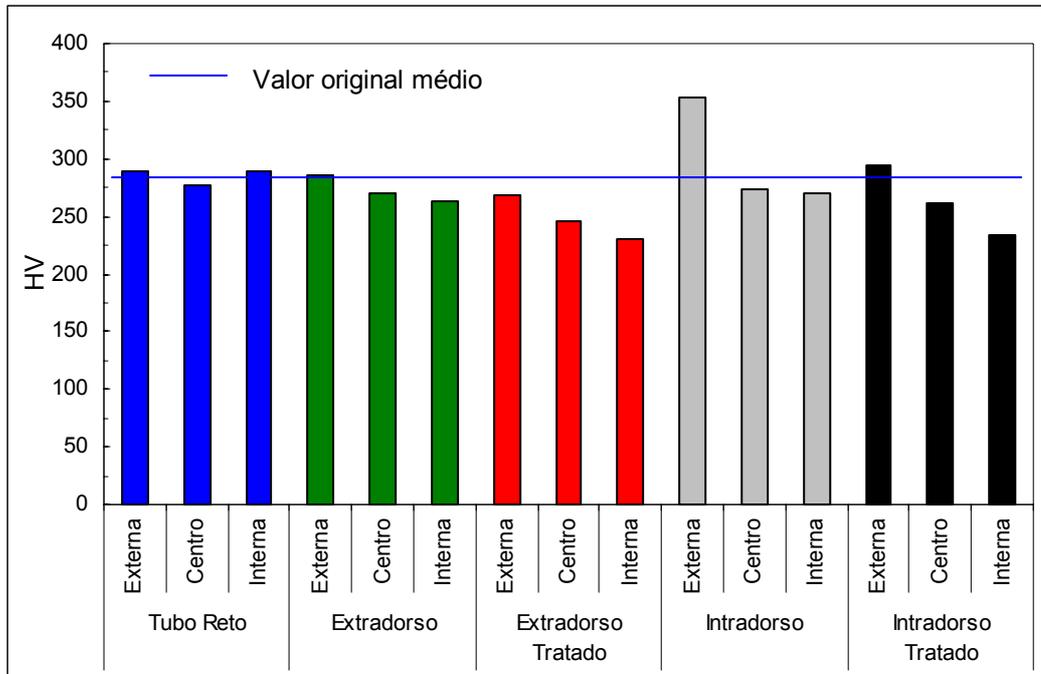


Figura 77- Resultado do ensaio de microdureza Vickers.