

## 2 Revisão Bibliográfica

### 2.1. Metodologias Utilizadas na Fabricação de Aços para Dutos

Os aços estruturais, e conseqüentemente as propriedades dos tubos, são controlados pela microestrutura, que por sua vez é função da composição química do aço e do processo de fabricação.

Para atender a crescente necessidade de aços com mais alta resistência, boa soldabilidade e tenacidade, uma série de metodologias (Figura 2) tem sido desenvolvidas na fabricação das chapas. Estas metodologias envolvem procedimentos de laminação controlada (LC) e resfriamento acelerado (RA).

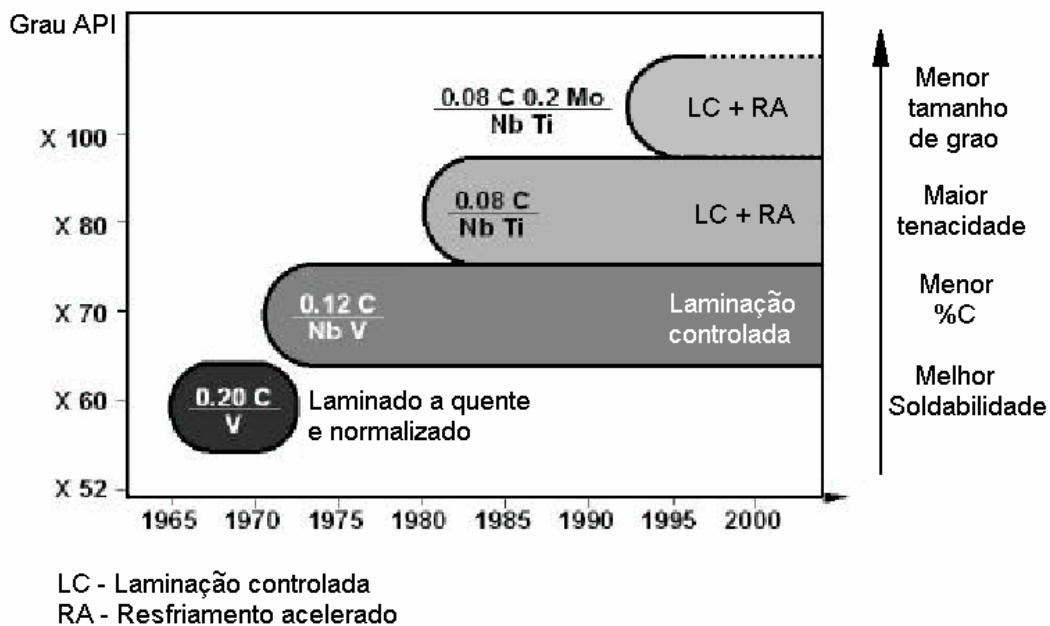


Figura 2- Desenvolvimento dos aços para dutos [3].

Um importante avanço no desenvolvimento destes aços ocorreu nos anos 70, com a introdução da laminação controlada (processamento termomecânico) em substituição à laminação convencional com tratamento térmico de normalização [4]. Esta substituição se fez necessária porque, com a microestrutura

ferrítica-perlítica obtida através da normalização, não é possível atingir os elevados níveis de resistência exigidos com boa tenacidade e soldabilidade.

Adicionalmente foi desenvolvido o processo de laminação controlada com resfriamento acelerado. Este processo gera uma microestrutura final bainítica com granulação ainda mais fina. Na Figura 3 pode se observar a diferença em tamanho de grão obtido nos diferentes procedimentos.

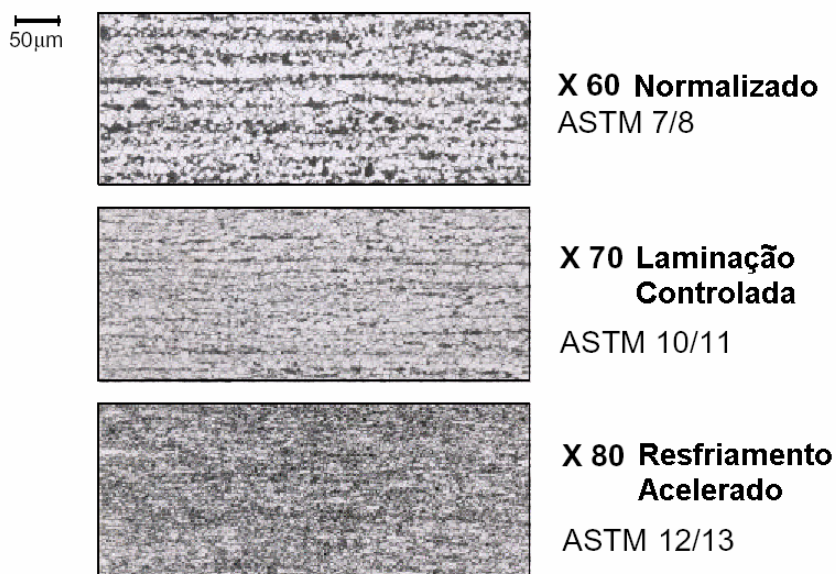


Figura 3- Comparação entre o tamanho de grão obtido pelos diferentes processos de laminação [3].

Isto ocorre porque a formação de sítios para nucleação nos processos de laminação convencional, laminação controlada e resfriamento acelerado mostrado de forma esquemática na Figura 4, ocorrem no contorno de grão, banda de deformação e matriz a diferentes temperaturas. Também é possível perceber que quanto menor for a temperatura final de laminação menor será o tamanho de grão resultante.

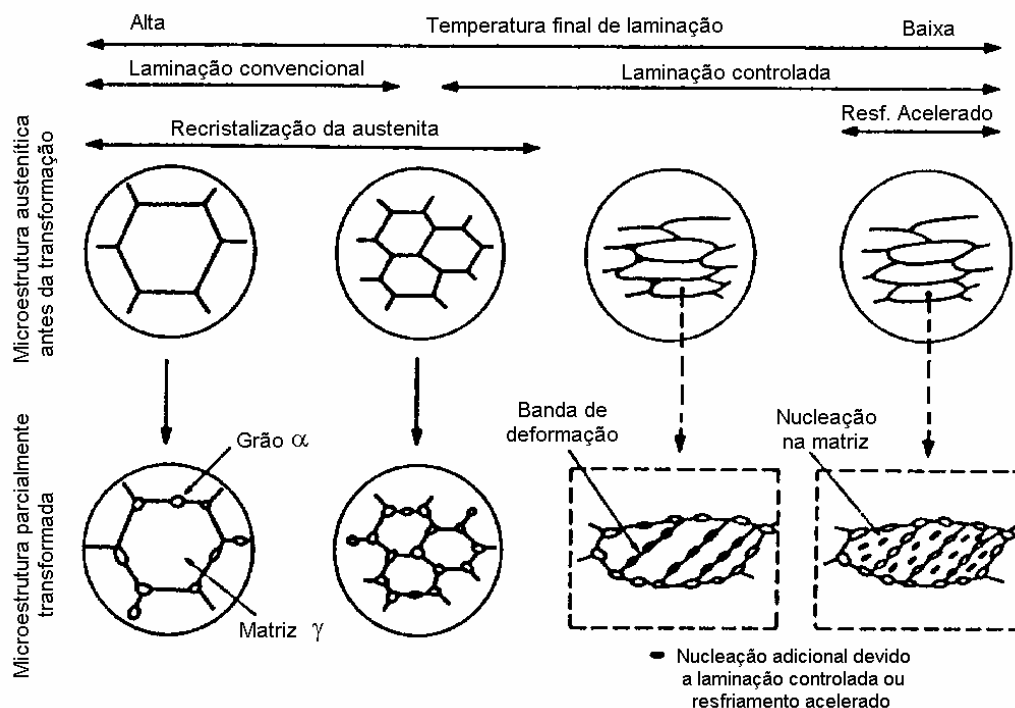


Figura 4- Diferentes processos de nucleação.

O principal objetivo destes processos de laminação é obter uma microestrutura final com o menor tamanho de grão possível, já que este é o único mecanismo capaz de melhorar a resistência mecânica do aço juntamente com a tenacidade sem prejudicar a soldabilidade.

Uma outra maneira de facilitar a formação de texturas aciculares, que possuem melhor tenacidade e resistência que as texturas poligonais, é através da adição de elementos de liga tais como Mn, Cr, Mo ou Ni que retardam a transformação da austenita, aumentando a temperabilidade e a fração volumétrica de bainita. [5]. Os aços com microestrutura bainítica possuem um limite de resistência bem superior aos aços ferríticos e perlíticos para um mesmo teor de carbono. Uma diminuição no teor de carbono é necessária para melhorar a tenacidade e soldabilidade, porém causa uma perda marcante na resistência mecânica para aços ferríticos-perlíticos. Um teor ótimo de carbono que satisfaça os requisitos de alta tenacidade e resistência não pode ser encontrado para os aços ferríticos e perlíticos. Tornou-se, portanto, necessário determinar o percentual de carbono ótimo que atendessem aos requisitos desejados de alta tenacidade e alta resistência mecânica. Katsumata et al [6] determinaram uma faixa de 0,05 a 0,15%C, chegando a atingir um limite de resistência de 1000MPa.

### 2.1.1. Laminação Controlada

No processo de laminação controlada são adicionados elementos de liga como Nb, V e Ti com o objetivo de evitar o crescimento de grão nas altas temperaturas e retardar a recristalização da austenita nos estágios finais da laminação. Isto possibilita que a transformação austenita-ferrita ocorra a partir de uma austenita severamente encruada. O produto final deste processo é um aço com uma granulação ferrítica fina e, conseqüentemente, elevada resistência mecânica e tenacidade.

A granulação ferrítica extremamente fina obtida desta forma pode ser explicada pela acentuada elevação da taxa de nucleação da ferrita em decorrência do grande aumento do número de sítios para nucleação preferencial como os contornos de grão austenítico e as bandas de deformação (Figura 4).

Para um melhor entendimento, este processo pode ser dividido em seis etapas (Figura 5):

- I- Reaquecimento de placas.
- II- Laminação convencional da austenita em alta temperatura.
- III- Tempo de espera.
- IV- Laminação a partir da temperatura onde a austenita é impedida de recristalizar até a temperatura  $Ar_3$ .
- V- Laminação entre as temperaturas  $Ar_3$  e  $Ar_1$  onde ocorre a nucleação da ferrita a partir de austenita encruada e a recuperação ou recristalização da ferrita.
- VI- Laminação a baixa temperatura onde a ferrita será encruada.

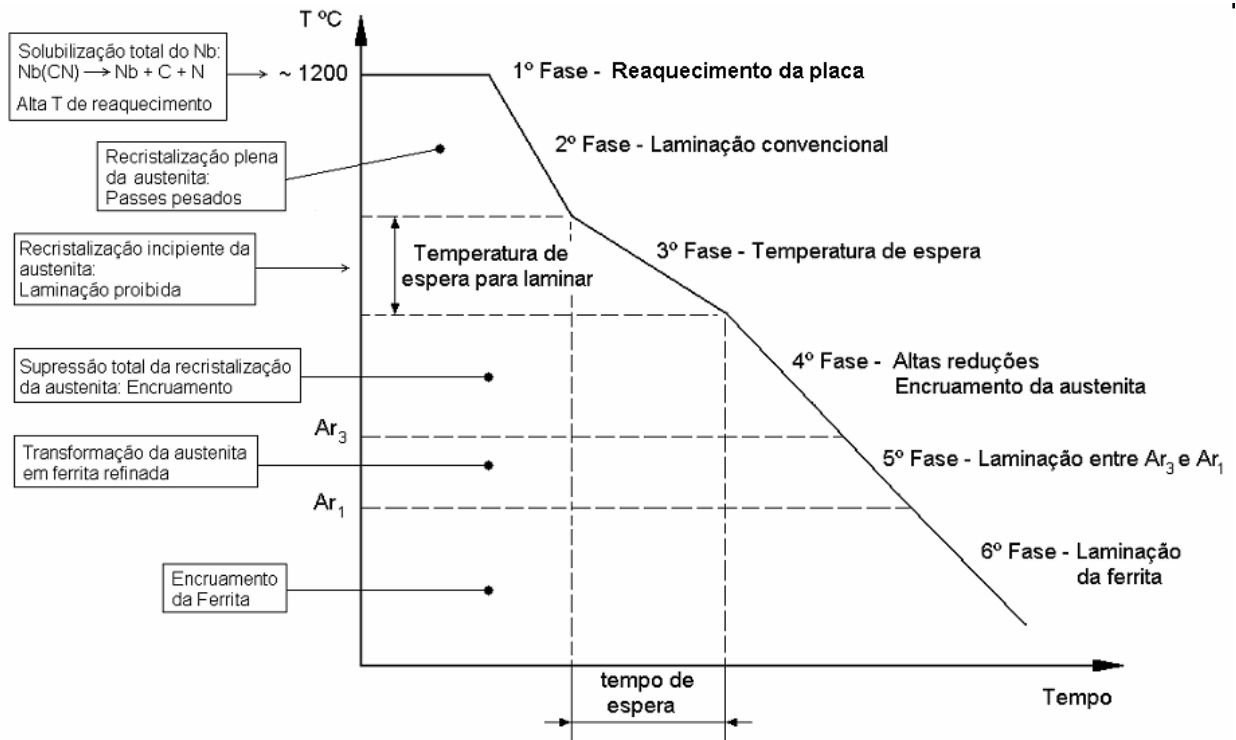


Figura 5- Estágios da laminação controlada.

Na literatura, é mais comum encontrar estas 6 fases resumidas em apenas 3 estágios: deformação na região de recristalização da austenita; deformação na região de não recristalização da austenita e deformação na região bifásica  $\alpha+\gamma$ .

#### 2.1.1.1. Reaquecimento de Placas

Após o processo de lingotamento contínuo, as placas são cortadas e resfriadas. Antes de ir para o processo de laminação, a placa passa pelo forno de reaquecimento onde atinge uma temperatura em torno de 1200 °C. Esta temperatura depende do produto de solubilidade dos carbonitretos, e deve ser maior que a temperatura de solubilização para garantir que todos os elementos microligantes estejam dissolvidos na matriz antes de iniciar o processo de laminação. Nesta etapa ocorre a solubilização completa do Nb.

O processo de reaquecimento também pode ser realizado em temperaturas um pouco mais baixas, evitando o crescimento do grão austenítico através de partículas de NbC que se prendem nos contornos de grão. Partículas de TiN podem ter um efeito semelhante. As baixas temperaturas de reaquecimento

também reduzem a taxa de movimentação dos contornos de grão e assim contribui diretamente para um tamanho de grão austenítico fino [7, 8 e 9].

### 2.1.1.2. Laminação da Austenita a Alta Temperatura

Um dos mais importantes parâmetros de controle de propriedades, principalmente da tenacidade, é o tamanho de grão austenítico no fim do estágio inicial da laminação. Este tamanho de grão inicial da austenita controla o tamanho de grão da austenita ainda não recristalizada no estágio seguinte e, portanto, controla o tamanho de grão ferrítico. O refino da ferrita contribui para a resistência e para a tenacidade em todos os aços.

Com a deformação aplicada durante o primeiro estágio da laminação, a austenita irá se recristalizar e o tamanho de grão resultante a 1000 °C irá depender do grau de redução e da disponibilidade de precipitados para prenderem os contornos de grão a esta temperatura [10].

O objetivo desta etapa é obter uma microestrutura austenítica, recristalizada, fina e homogênea.

Este processo pode ser melhor compreendido através da Figura 6.

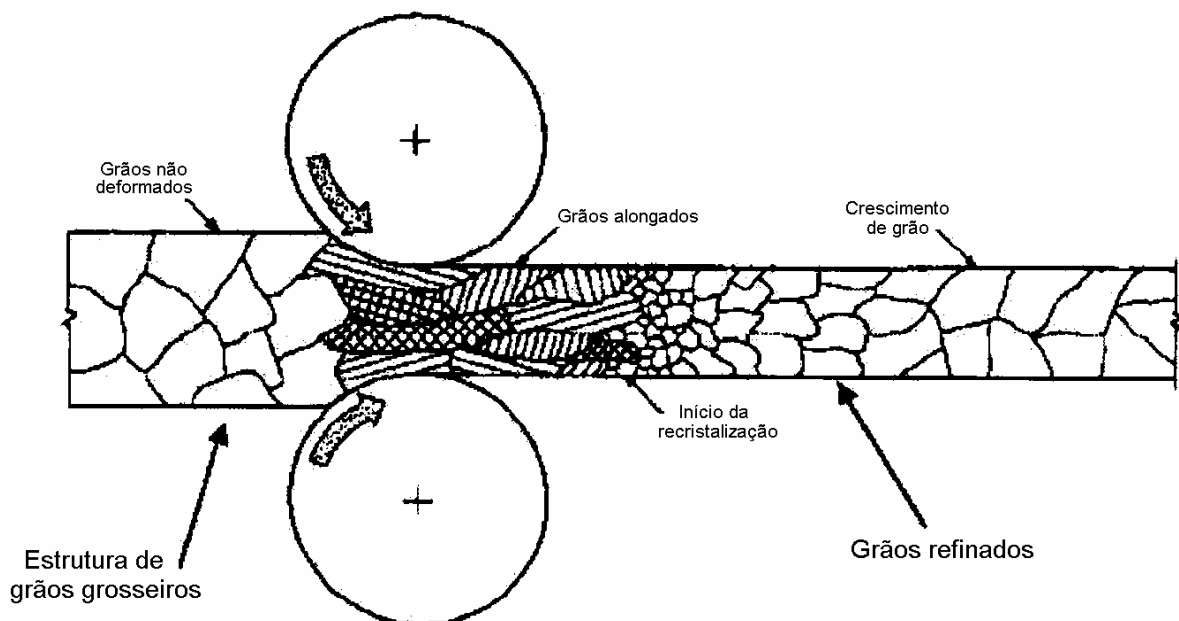


Figura 6- Processo de recristalização.

### **2.1.1.3. Tempo de Espera**

A partir de uma determinada temperatura, após algumas seqüências de laminação e recristalização, a austenita começa a sofrer o efeito dos elementos de liga (principalmente o Nb) e o processo de recristalização começa a ser restringido. Nesta faixa de temperatura ocorre a recristalização parcial da austenita. Se a laminação for realizada nesta etapa, o processo de recristalização pode se tornar heterogêneo provocando a formação de microestrutura mista. Por este motivo, é necessário que haja um tempo de espera até que a recristalização da austenita seja completamente suprimida.

### **2.1.1.4. Laminação na Região de Não Recristalização da Austenita**

Neste estágio os grãos austeníticos são laminados entre a temperatura de não recristalização da austenita e a temperatura  $A_{r3}$ , ficando com formato achatado devido a restrição à recristalização da austenita. Isto provoca um aumento significativo na área de superfície dos grãos por unidade de volume e, além disso, formam-se bandas de deformação dentro do grão austenítico do material. A ferrita nucleia tanto nas bandas de deformação quanto nos contornos de grão da austenita (Figura 4). Como resultado deste aumento de sítios para nucleação, a ferrita é bastante refinada.

Geralmente, considera-se que a recristalização dos grãos austeníticos é contida pelos precipitados que se formam acima de 900 °C. O NbC é o mais comumente usado para este propósito, a precipitação necessária pode ser alcançada com 0,03% Nb. A prevenção da recristalização da austenita também pode ser causada pelo arraste do soluto [11].

Em aços contendo 0,2%V e 0,02%N a prevenção da recristalização pode ser alcançada através da formação de VN e, em um aço contendo 0,45%V e 0,006%N, ocorre suficiente precipitação para prevenir a recristalização da austenita e não há necessidade de se adicionar nióbio para controle do tamanho de grão [12, 13].

O efeito no refino de grão alcançado por esta prática é determinado pela quantidade de redução dada ao aço entre a temperatura de início de laminação, em torno de 880 °C, e a temperatura  $Ar_3$ . Em vários casos uma redução de aproximadamente 75% na espessura é aplicada durante este estágio da laminação.

#### **2.1.1.5. Laminação entre $Ar_3$ e $Ar_1$**

Nesta etapa ocorre a deformação da austenita juntamente com a ferrita. Os grãos de ferrita irão nuclear em ambos os lados dos grãos achatados da austenita encruada, ficando com um tamanho de grão de aproximadamente metade do menor eixo do grão austenítico alongado. Alguns grãos também podem nuclear no interior do grão austenítico. A microestrutura nesta etapa será composta por ferrita alongada e austenita encruada com bandas de deformação, que posteriormente dará origem a uma ferrita fina e equiaxial.

Pouco se sabe sobre laminação nesta faixa de temperatura, em parte porque a mudança na microestrutura é complicada pelo fato de que, enquanto a primeira ferrita formada é inicialmente deformada e, teoricamente, pode ou não recrystalizar, outros grãos de austenita estão se transformando resultando em novos grãos equiaxiais de ferrita não deformados [7].

Uma melhora na tenacidade pode ser obtida em aços ferríticos-perlíticos com V e Nb se este for laminado em temperaturas logo abaixo da temperatura  $Ar_3$  [14].

#### **2.1.1.6. Laminação da Ferrita**

A laminação abaixo da temperatura  $Ar_1$  pode dar origem a uma ferrita muito encruada, prejudicando a tenacidade do material. Porém, em algumas práticas de laminação, a deformação pode continuar em temperaturas abaixo de 690 °C [15]. Pouco se tem publicado sobre a microestrutura dos aços laminados nesta temperatura. O que se sabe é que aços ferríticos-perlíticos de composições similares às vezes resultam em uma curva tensão deformação contínua e às vezes



descontínua. A curva contínua é explicada pelo encruamento da ferrita provocado pela laminação nesta faixa de temperatura. Também é possível que ocorra recuperação ou que a alta deformação aplicada nesta temperatura resulte na recristalização da ferrita, isto poderia explicar as curvas descontínuas [7].

### 2.1.2. Resfriamento Acelerado

A técnica do resfriamento acelerado é utilizada quando se necessita atingir limites de escoamento da ordem de 80 ksi ou maiores. Este resfriamento, descrito por Ouchi [15], ocorre durante a laminação da chapa entre 850 e 650°C, produz um grão fino e oferece a possibilidade de se evitar o uso de Nb para o refino de grão. É possível também que, em seções finas, a taxa de resfriamento seja suficiente para produzir ilhas de martensita sem uso de elementos de liga. Nestes casos, aços com baixo teor de V ou baixo Nb podem providenciar um suficiente endurecimento por precipitação para atingir altas resistências [7].

## 2.2. Classificação dos Aços para Dutos

Existem várias normas que classificam os aços para dutos, a mais utilizada é a API 5L [16], que classifica o aço de acordo com o limite de escoamento mínimo especificado para o tubo. A Tabela 1 mostra esta classificação.

Tabela 1- Classificação dos aços para dutos [16].

Grau	Limite de Escoamento Mínimo (psi)	Limite de Resistência Mínimo (psi)
B	35.000	60.000
X42	42.000	60.000
X46	46.000	63.000
X52	52.000	66.000
X56	56.000	71.000
X60	60.000	75.000
X65	65.000	77.000
X70	70.000	82.000
X80	80.000	90.000

Sage [7], classificou os aços para dutos em três tipos principais (Figura 7) diferenciando na microestrutura básica, nos efeitos nos mecanismos de deformação e na relação entre as propriedades das chapas e tubos. São eles:

- Aços ferríticos-perlíticos. Embora com baixos teores de perlita, apresentam uma curva tensão deformação descontínua;
- Aços ferríticos-perlíticos contendo produtos de transformação (bainita ou martensita) para aumentar o coeficiente de encruamento;
- Aços contendo ferrita poligonal e uma maior porção de segunda fase, como a bainita de baixo carbono (às vezes chamada de ferrita acicular) ou ilhas de martensita e austenita retida que apresentam uma curva tensão-deformação contínua.

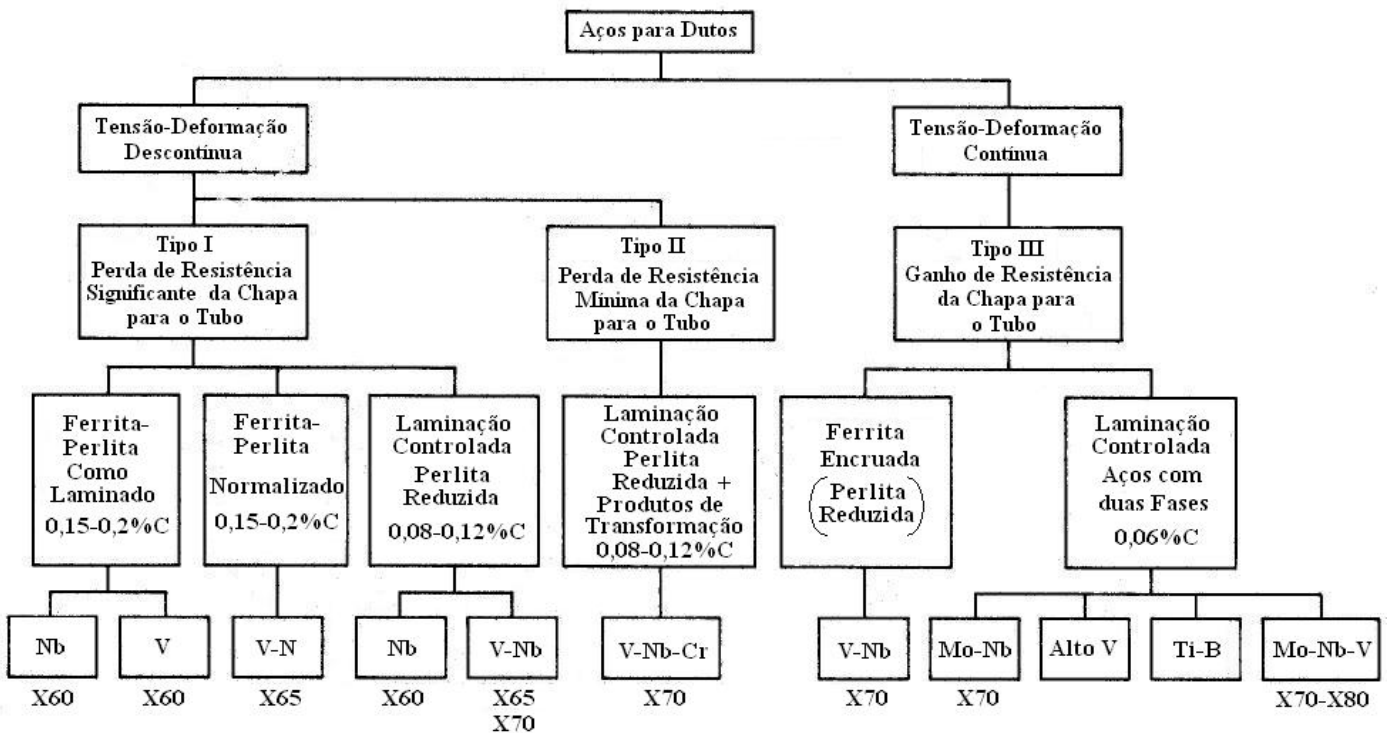


Figura 7- Resumo dos aços para tubos produzidos para dutos de alta resistência na Europa, nas Américas e Japão [7].

A Figura 7 também mostra que nos aços com curva tensão-deformação descontínua ocorre queda de resistência na chapa quando conformada em tubo enquanto que no caso dos aços com curva tensão-deformação contínua a resistência do tubo é superior a da chapa. Este fenômeno será melhor esclarecido no item 2.4.1.

## 2.3. Influência da Composição Química

Os elementos de liga desempenham uma importante função na determinação da microestrutura e nas propriedades dos aços em geral. Sua influência é obtida através de seus efeitos em solução sólida e, principalmente, de seus efeitos como precipitados.

### 2.3.1. Carbono

Historicamente o carbono é considerado o elemento que oferece a menor relação custo/benefício para aumentar a resistência mecânica nos aços estruturais. Porém, no caso de aços para tubos, deve ser utilizado na menor quantidade possível visando uma melhor soldabilidade (menor carbono equivalente), restringindo a suscetibilidade à trinca a frio na zona termicamente afetada (ZTA), e também melhores tenacidade e ductilidade.

Comparado com os outros mecanismos de endurecimento é considerado o menos desejável (Figura 8). Este fato é claramente ilustrado pelo seu efeito na tenacidade (Figura 9) [17].

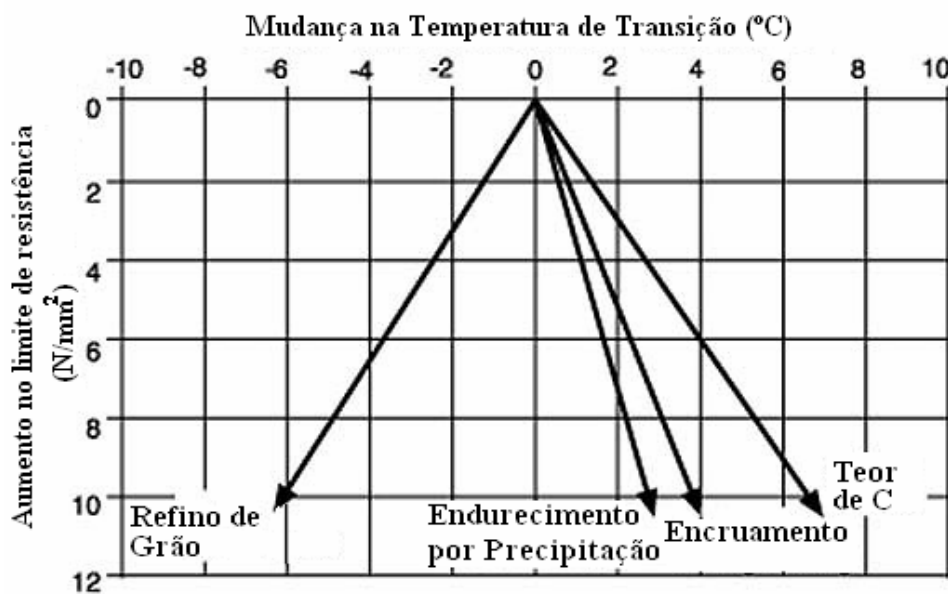


Figura 8- Efeito dos diferentes mecanismos de endurecimento na temperatura de transição [17].

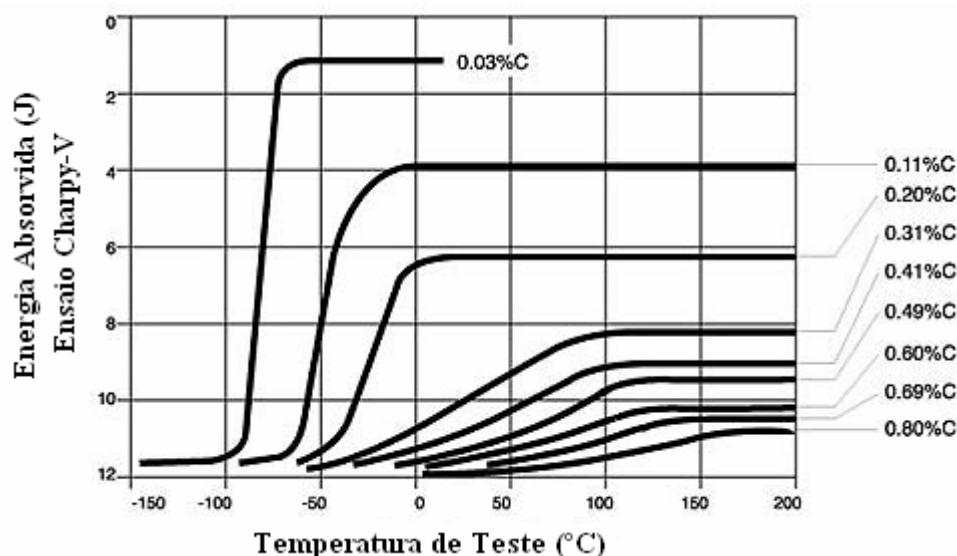


Figura 9- Efeito do teor de carbono (% de perlita) nas curvas de temperatura de transição de aços ferríticos-perlíticos [17].

### 2.3.2. Nitrogênio

É bem conhecido que o N livre no aço, não combinado na forma de nitreto, é extremamente nocivo para a tenacidade [18]. Portanto, um baixo teor de N deve ser especificado para a chapa. O teor de N no aço é mais importante para a ZTA e para o metal de solda, onde o ciclo térmico pode provocar um aumento na quantidade de N livre. Por isso, é usual utilizar combinações com elementos que formam nitretos estáveis a altas temperaturas para reduzir o nitrogênio em solução sólida intersticial no aço [17].

### 2.3.3. Titânio

O titânio possui grande afinidade pelo nitrogênio e forma nitretos extremamente estáveis a altas temperaturas. Além de seu efeito positivo no sentido de reduzir o teor de N livre, o precipitado TiN resultante não se dissolve nas altas temperaturas atingidas durante a soldagem, controlando o tamanho do grão austenítico. Como resultado do seu efeito benéfico na tenacidade da ZTA, a temperatura de transição pode reduzir cerca de 60°C (Figura 10) [17].

As partículas de TiN mais efetivas para melhorar a tenacidade são as mais finas e mais uniformemente distribuídas, que são obtidas com uma baixa temperatura de formação dos precipitados. Quanto mais baixo os teores de Ti e N, mais baixa será a temperatura de formação do TiN e, conseqüentemente, mais finas e uniformemente distribuídas serão as partículas. Por este motivo, um baixo teor de N deve estar combinado com um valor de Ti próximo da razão estequiométrica, isto é:  $\%Ti = 3,42 \times \%N$  [17].

Com adições de Ti acima do estequiométrico, a tenacidade, tanto do metal de base quanto da ZTA é prejudicada (Figura 11) [17].

O titânio também é empregado para evitar o crescimento do grão austenítico durante a fase inicial da laminação. Isto é possível porque o Ti forma precipitados estáveis a altas temperaturas que se prendem nos contornos de grão da austenita, evitando o seu crescimento através da ancoragem dos contornos de grão.

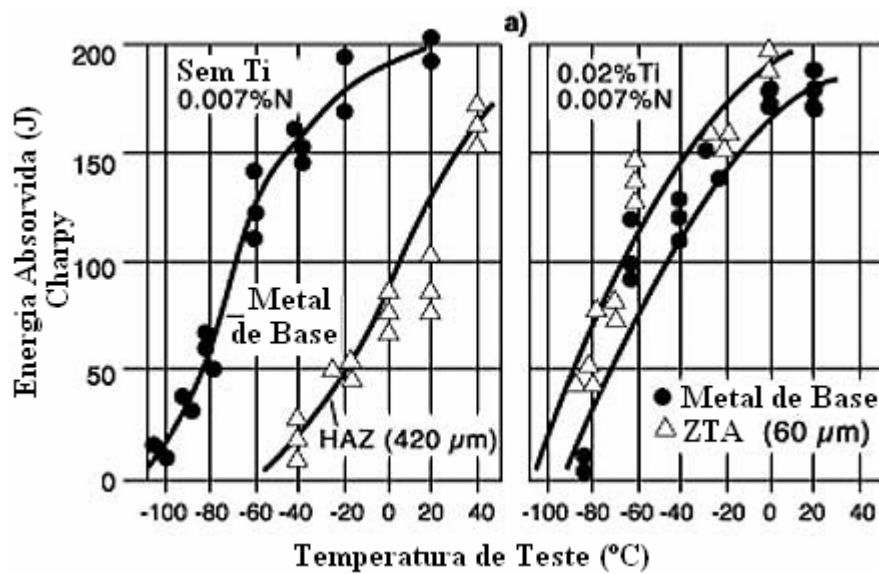


Figura 10- Efeito da adição de Ti na tenacidade da ZTA de aços C-Mn após a soldagem por arco submerso [17].

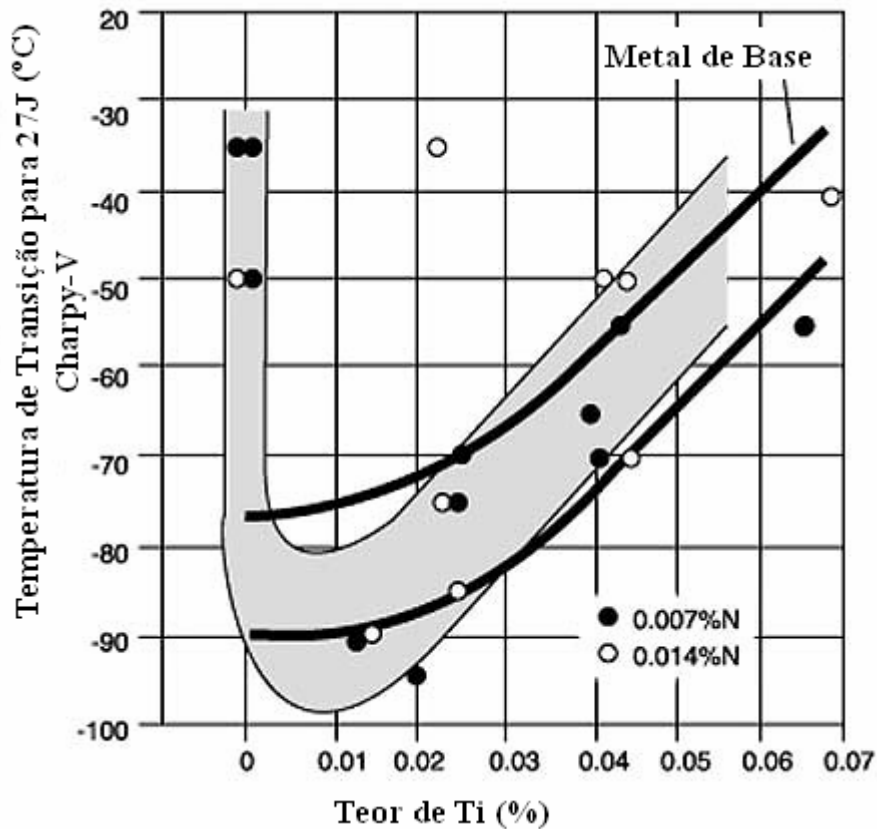


Figura 11- Efeito do teor de Ti na temperatura de transição para aços C-Mn após soldagem por arco submerso [17].

#### 2.3.4. Alumínio

Os requisitos de soldabilidade, conformabilidade e tenacidade à fratura demandam pequena quantidade de inclusões não metálicas, implicando em um baixo teor de S e O. A prática adotada para a remoção dos óxidos do aço líquido é a desoxidação por Al. O alumínio remanescente no aço após a solidificação, que não estiver na forma de alumina, forma nitreto de alumínio, o qual possui um efeito refinador do grão [2].

#### 2.3.5. Nióbio

O nióbio é o elemento mais eficaz para retardar a recuperação e a recristalização da austenita durante a laminação controlada (Figura 12). Isto

permite que o aço seja laminado em uma temperatura onde a recristalização da austenita não ocorre, gerando uma austenita fina e severamente encruada. A consequência disto é o aumento do número de sítios para nucleação preferencial dos novos grãos de ferrita, como os contornos de grão austenítico e as bandas de deformação. Quanto maior for a taxa de nucleação, menor será o tamanho de grão ferrítico final. Além disso, o nióbio forma precipitados que contribuem para o mecanismo de endurecimento por precipitação.

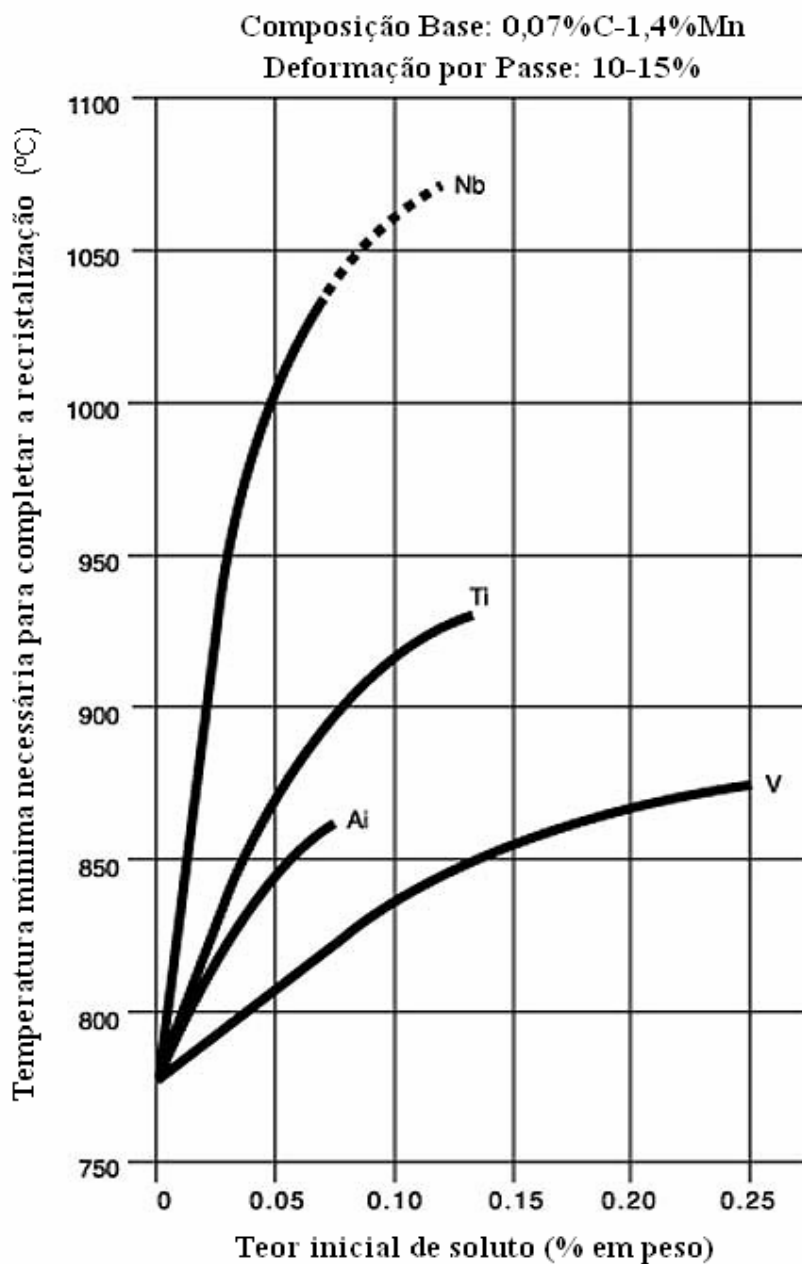


Figura 12- Influência dos elementos de liga no retardo da recristalização da austenita [17].

Para condições práticas de laminação a Figura 12 revela que a temperatura de interrupção da recristalização, em um aço contendo 0,10% de Nb em solução, aumentará de aproximadamente 920 °C para aproximadamente 1050 °C. Este retardo da recristalização na austenita leva a temperaturas de laminação relativamente altas. Isto significa menores tempos de laminação e uma menor carga aplicada, resultando em um processo mais econômico [17].

### **2.3.6. Vanádio**

O típico X70 utilizado em tubos para dutos no início da década de 80 utilizava aproximadamente 0,10%C com adições de V para atingir os níveis requeridos de resistência através de endurecimento por precipitação. Para estes aços, o mecanismo predominante de endurecimento envolve a precipitação de nitreto de vanádio na matriz de ferrita [17].

### **2.3.7. Enxofre**

O processo de fabricação padrão produz aços com baixos teores de enxofre, aproximadamente 0,005 a 0,010%, e é usual utilizar estes valores para garantir o alongamento requerido e alta energia Charpy, que é necessária para resistir à propagação de fratura dúctil em gasodutos. Além disso, em condições de serviço ácido, requisitos adicionais são necessários para melhorar a resistência do aço ao processo de trinca induzida pelo hidrogênio. Estas trincas são causadas pela recombinação do hidrogênio atômico em locais onde há inclusões, resultando em um aumento da pressão no local. Portanto, para condições de serviço ácido, torna-se necessário o controle do teor de enxofre para níveis bem menores. Adicionalmente, o controle do formato das inclusões de enxofre através da adição de Ca (globulização das inclusões) ajuda a prevenir a formação de MnS de forma alongada [17].



### 2.3.8. Manganês

O elemento mais comumente utilizado nos aços para dutos, que provoca endurecimento por solução sólida, é o Mn. A melhora na soldabilidade destes aços teve início com a substituição de C por Mn [19]. Uma alta relação Mn/C acarreta em melhor tenacidade para um mesmo nível de resistência. Por outro lado, se for necessário possuir resistência a trinca induzida por hidrogênio, é prudente limitar o teor de Mn em 1,2%, conforme mostra a Figura 13. Entretanto, se o teor de C for reduzido para 0,02%, um teor bem maior de Mn pode ser tolerado. Hulka [17] considerou conservativo um teor de 1,75%Mn combinado com 0,03% de C.

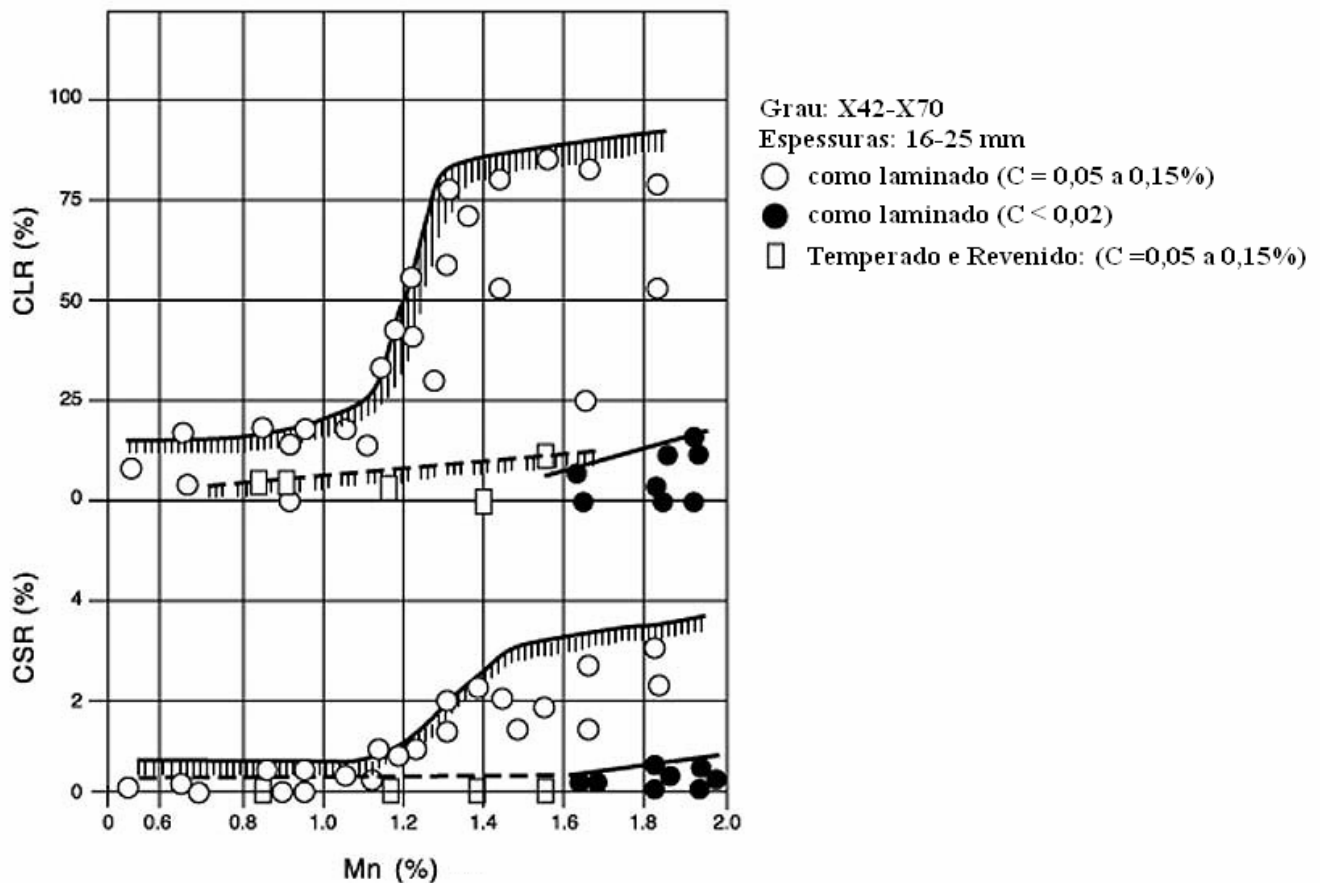


Figura 13- Efeito do teor de Mn na susceptibilidade a trinca induzida por hidrogênio [17].

O Mn também possui um efeito marcante na temperabilidade do aço. Quando aumenta de 1,40 para 1,60 e deste para 1,80% a microestrutura transforma-se de ferrita-perlita para ferrita-perlita-bainita e para ferrita-bainita, respectivamente.

### 2.3.9. Fósforo

O fósforo provoca problemas de segregação em materiais produzidos por lingotamento contínuo (Figura 14). Portanto, deve ser controlado a valores inferiores a 0,015% [17].

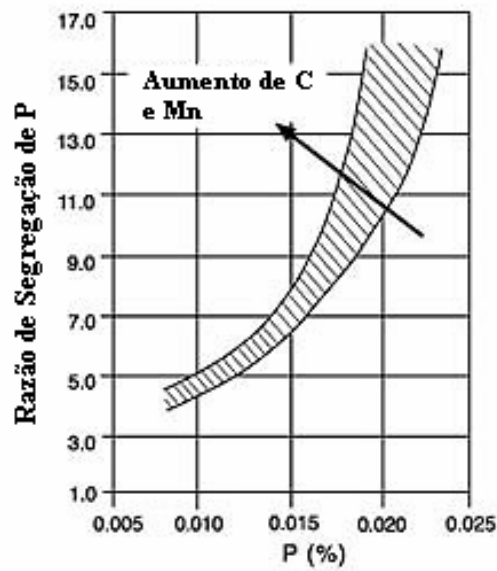


Figura 14 – Influência do teor de P na segregação [17].

### 2.3.10. Boro

O boro é utilizado para aumentar a temperabilidade do aço. O B concentra-se nos contornos de grão dificultando a nucleação da ferrita poligonal. Para aumentar a sua efetividade deve-se evitar a formação de nitreto de B através de adições de Ti que tem maior afinidade pelo N. A adição de B deve ser limitada em torno de 0,002%. Teores acima destes podem levar a precipitação de  $Fe_2B$  ou  $Fe_{23}(CB)_6$ , favorecendo a nucleação da ferrita poligonal. Isto pode ser prevenido através da adição de Ti ou Nb que têm maior afinidade pelo C.

### **2.3.11. Cobre, Cromo e Molibdênio**

O efeito dos precipitados nas propriedades é função do seu tamanho e da temperatura em que estes se formam em relação à temperatura de transformação. A presença de Cu, Cr e Mo em solução sólida tende a conter a precipitação, forçando que esta ocorra em uma temperatura mais baixa resultando em um refino dos precipitados [7].

O molibdênio aumenta a temperabilidade, diminuindo a formação de perlita e facilitando a formação de ilhas de martensita a partir da austenita retida em uma matriz macia de ferrita.

### **2.4. Processo de Fabricação dos Tubos**

O processo mais comumente utilizado na fabricação de tubos de alta resistência, com grandes diâmetros e espessuras, é o processo U-O-E. A primeira etapa deste processo é o dobramento da chapa em formato de “U”, em seguida o “U” é conformado em “O”. A etapa seguinte é o ponteamto das faces do O a fim de que não ocorram mudanças no diâmetro durante a soldagem final. Após o ponteamto, é executada a soldagem pelo processo de arco submerso (SAW – “Submerged Arc Welding”), sendo o primeiro passe interno e o segundo externo. Ensaaios não destrutivos são realizados para garantir a ausência de defeitos na junta soldada. Em seguida, o tubo é submetido a uma expansão (“E”), que tem a finalidade de ajustar o seu diâmetro às tolerâncias da norma API 5L. Após a expansão, novos ensaios não destrutivos são realizados na junta soldada. Finalmente, a inspeção dimensional e a pesagem do tubo são realizadas. O processo pode ser melhor visualizado na Figura 15.

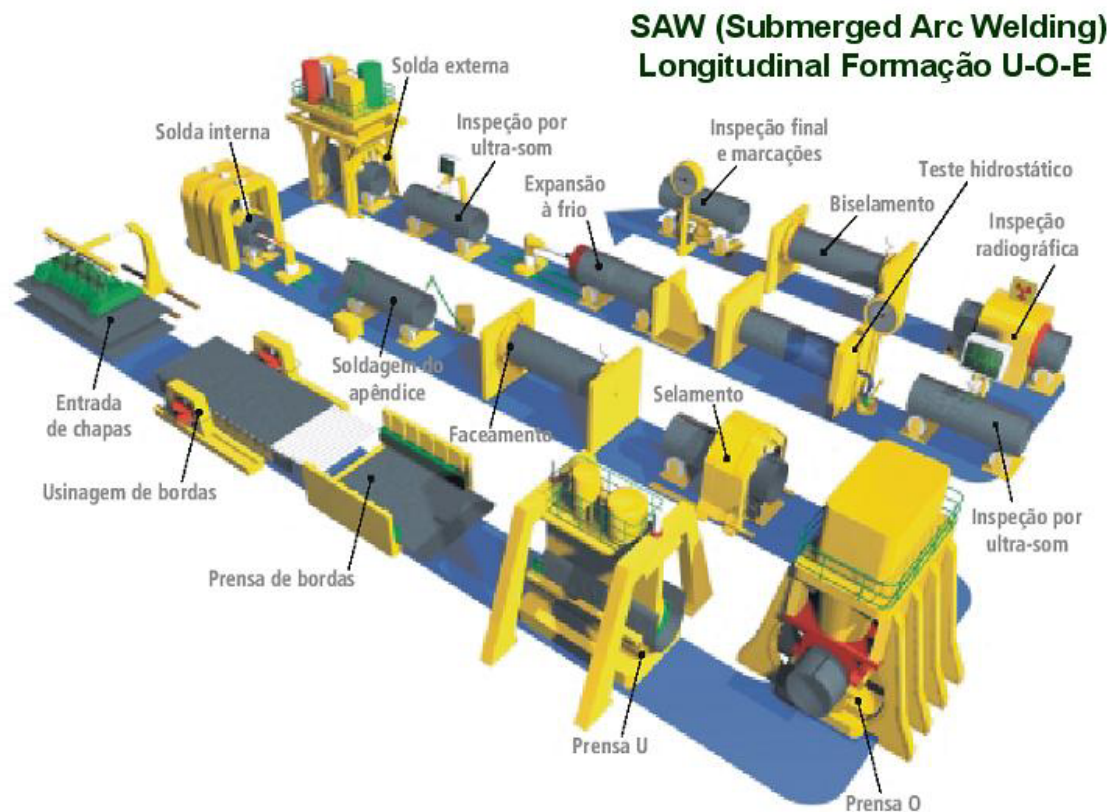


Figura 15- Processo U-O-E [20].

#### 2.4.1. Processo de Conformação das Chapas

O trabalho a frio aplicado no aço durante a conformação em tubo e expansão, pode alterar significativamente as propriedades mecânicas. Em vários aços este processo diminui a resistência do tubo quando comparado com a chapa, em outros, pode aumentar a resistência. Em quase todos os aços este processo diminui a tenacidade [7]. Um exemplo desta queda de tenacidade pode ser visualizada na Figura 16.

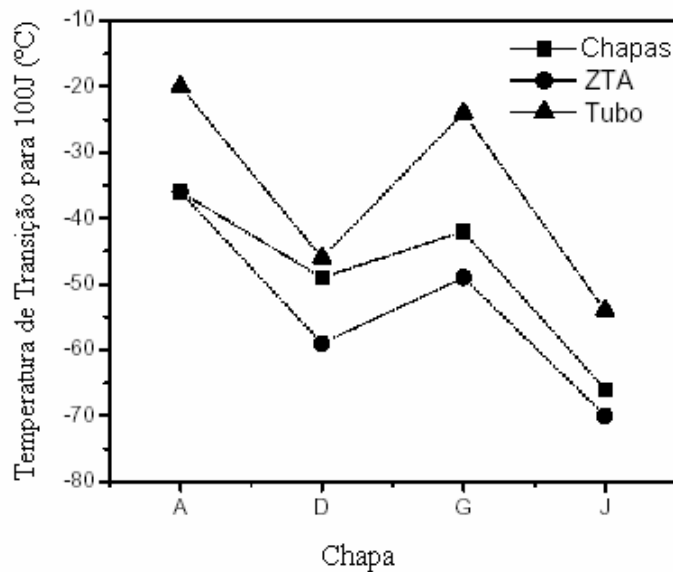


Figura 16- Comparação da tenacidade da ZTA com o metal de base dos tubos e das chapas para um aço API 5L X80 produzido por laminação controlada [2].

No processo de conformação das chapas em tubos, as camadas internas da chapa são deformadas em compressão, enquanto que as externas em tração. Durante a expansão, as camadas internas e externas da parede do tubo são deformadas em tração. No achatamento de uma seção de tubo para confecção de corpos de prova, as camadas internas são deformadas em tração e as externas em compressão (Figura 17). Este efeito deve ser observado quanto a retirada de corpos de prova, uma vez que os resultados obtidos poderão ser conservativos. Os efeitos resultantes desta seqüência de deformações dependem da microestrutura do material (Figura 18) [7], como por exemplo, o fenômeno da queda do limite de escoamento em aços ferríticos-perlíticos, (Figura 18) ocorrida durante a conformação de chapa para tubo. Este fenômeno foi percebido primeiramente por Bauschinger em 1881 [21] e, por isso, é conhecido como efeito Bauschinger.

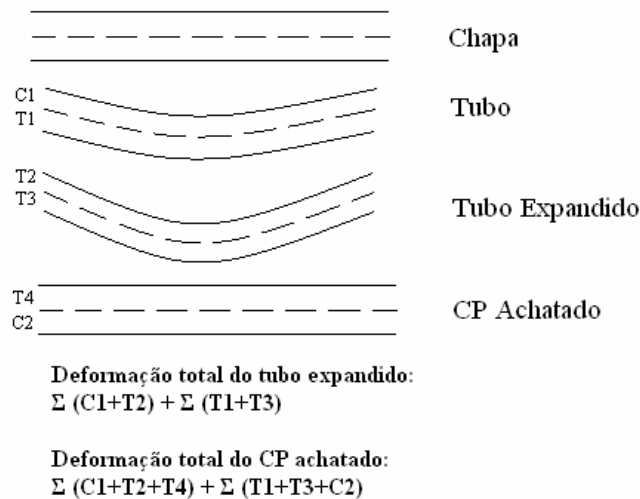


Figura 17- Deformação ocorrida na conformação da chapa em tubo [7]. Onde  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$  e  $T_4$  são os esforços de tração e  $C_1$  e  $C_2$  os esforços de compressão.

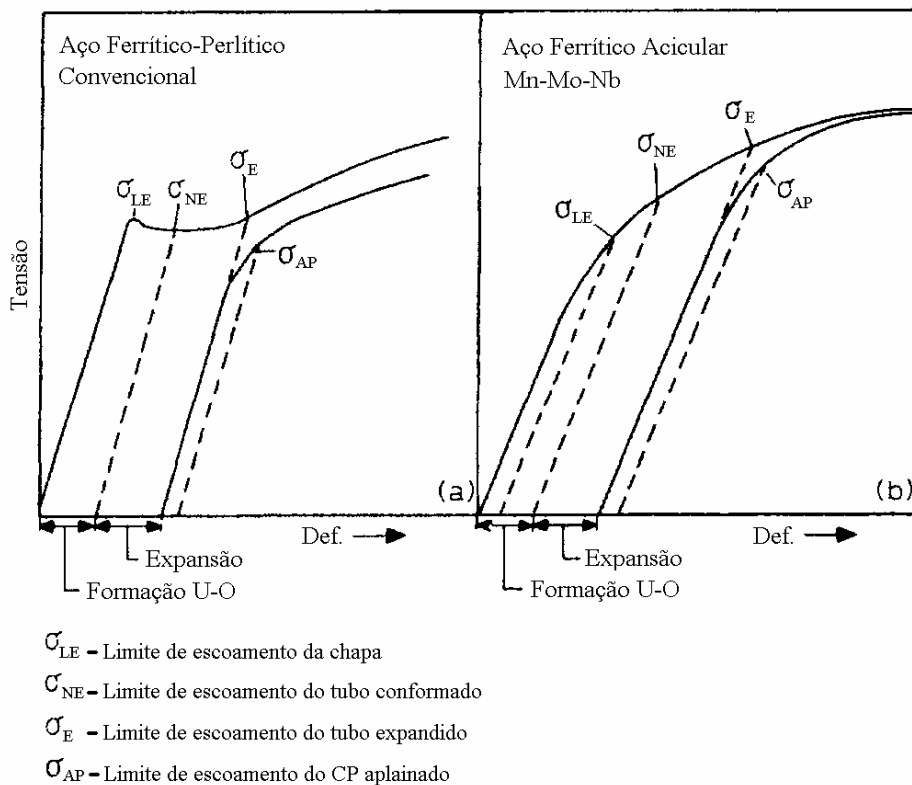


Figura 18- Representação esquemática do comportamento do limite de escoamento durante os processos de conformação [7].

Orowan [22] mostrou que fortes barreiras para a movimentação de discordâncias, como precipitados, criam tensões de recuo devido ao empilhamento das discordâncias, tensões estas que podem ser anuladas por deformação reversa

levando a um permanente amolecimento. Além disso, Wilson [23] mostrou que o amolecimento permanente aumenta com o aumento da fração volumétrica dos precipitados e, a uma fração volumétrica constante, aumenta com a diminuição do tamanho das partículas.

Para fins práticos, a diferença na resistência ao escoamento entre a chapa e o tubo acabado é igual ao aumento de resistência devido ao encruamento menos o efeito Bauschinger. Portanto, uma vez que a quantidade de encruamento é muito pequena ou nula nos aços ferríticos-perlíticos, o efeito líquido da conversão da chapa em tubo é uma diminuição de resistência no tubo.

Na Figura 18 observa-se que o fenômeno descrito acima não ocorre em aços com microestrutura de ferrita acicular ou ferrita poligonal com partículas de segunda fase (martensita com austenita retida). Neste tipo de microestrutura, as áreas duras de segunda fase, quando tensionadas, introduzem uma alta densidade de discordâncias na ferrita ao redor. Por isso, o coeficiente de encruamento é alto e a deformação ocorre abaixo do limite de escoamento geral da chapa, resultando em uma curva tensão-deformação contínua [7].

Trabalhos recentes [2, 24] mostraram que, para um aço X80 fabricado por laminação controlada e com uma fração volumétrica de AM em torno de 5%, observa-se um aumento de aproximadamente 50 MPa após a conformação da chapa em tubo pelo processo U-O-E.

#### **2.4.2. Processo de Soldagem dos Tubos**

Os processos modernos de fabricação permitem a produção de aços de alta resistência com baixo carbono equivalente e grãos finos. No entanto, o aquecimento produzido durante a soldagem interna e externa e a conseqüente velocidade de resfriamento podem provocar a formação de zonas frágeis localizadas na ZTA, mais especificamente na região intercrítica de grãos grosseiros [25, 26]. Além disso, o alto aporte térmico atingido durante a soldagem por arco submerso pode levar ao amolecimento da ZTA, embora isto não necessariamente signifique uma redução na resistência da junta soldada [27].

A microestrutura do metal de solda geralmente consiste de ferrita acicular com ferrita de contorno de grão em várias proporções e ferrita alinhada com constituintes martensita-austenita-carbonetos (M-A-C). Porém, a presença de elementos de liga, através de seus efeitos na temperabilidade, pode modificar estas estruturas e por meio da precipitação de carbonitretos pode aumentar a resistência e diminuir a tenacidade do metal de solda [7].

O vanádio impede a formação de perlita mas não de ferrita e seu comportamento se reflete na microestrutura do metal de solda. Portanto, tem um efeito muito pequeno na proporção de ferrita de contorno de grão, mas inibe o crescimento das placas laterais de ferrita, alcançado através do efeito do VCN [7].

Por outro lado, o Nióbio, que impede a formação de ferrita em chapas laminadas, também tende a reduzir a formação de ferrita de contorno de grão no metal de solda e, desse modo, aumenta a tenacidade, mas não inibe o crescimento das placas laterais de ferrita [7].

Tanto Nb quanto V podem formar precipitados, especialmente durante o reaquecimento do metal de solda durante os passes subsequentes. Estes precipitados tendem a reduzir a tenacidade. Do ponto de vista prático, aproximadamente 0,02%Nb ou 0,05%V no metal de solda pode ser tolerado sem perda de tenacidade usando uma correta escolha de consumíveis. Altos níveis destes elementos de liga tendem a reduzir a tenacidade, mas quantidades sempre maiores que 0,05%Nb ou 0,1%V podem gerar boa tenacidade se consumíveis apropriados forem utilizados [7].

A ZTA também é uma área propensa a fragilização devido ao crescimento de grão causado pelas altas temperaturas atingidas durante a soldagem. Em aços de alto carbono existe também uma tendência de carbonetos de vanádio precipitarem e contribuir para a fragilização. Além disso, nitretos tendem a se dissociar e permanecer dissociado quando submetidos a altas taxas de resfriamento, deixando o nitrogênio em solução sólida intersticial, contribuindo para a fragilização [7].

O titânio e zircônio são os únicos elementos que podem superar este problema porque seus nitretos são estáveis a altas temperaturas. Eles não apenas evitam a presença do nitrogênio livre, como também as partículas de TiN/ZrN inibem o crescimento de grão e também nucleiam novos grãos ferríticos. Aços ao



Ti tem sido desenvolvidos para evitar a fragilização da ZTA, principalmente onde são utilizados processos com alto aporte de calor [7].

Em aços C-Mn, adições de Mn diminuem a atividade do carbono na austenita impedindo a transformação bainítica e promovendo a formação do microconstituente AM (austenita-martensita) [28].

Durante a soldagem, a formação de AM ocorre devido ao reaquecimento na temperatura intercrítica provocado pelo ciclo térmico. A presença deste microconstituente tende a reduzir a tenacidade da ZTA. A morfologia deste, que pode ser classificada em massivo ou alongado, também é importante. O AM de forma alongado é considerado o principal responsável pela perda de tenacidade. Além disso, AM com teores de C acima de 0,05% é geralmente considerado fragilizante [29]. Outros fatores, incluindo fração volumétrica, tamanho e distribuição do AM devem ser considerados [30].

O ciclo térmico imposto pelo aporte de calor pode alterar a fração volumétrica de AM na ZTA. Em alguns casos [2], um aumento na fração volumétrica de AM em torno de 5% para cerca de 8% pode ser benéfico para a tenacidade da ZTA. Isto pode ser explicado pela diferença de tamanho e pela distribuição do AM entre a ZTA e o metal de base. Fatores como um menor tamanho, um maior espaçamento e ausência de interconexão entre as partículas, podem contribuir para uma redução da temperatura de transição (Figura 16).

## **2.5. Curvamento a Quente por Indução**

O curvamento a quente por indução é utilizado como uma opção ao curvamento a frio quando o raio de curvamento requerido é muito pequeno. Estas curvas tem chamado a atenção recentemente devido ao seu uso potencial em gasodutos.

Na área de dutos, as curvas por indução são largamente usadas como importantes conexões para mudar a direção de transporte dos fluidos e para aliviar tensões térmicas, através da sua aplicação como juntas de expansão. As técnicas de curvamento e a fabricação de tubos para o curvamento tem sido desenvolvidas

para fabricar curvas de alta resistência compatíveis com a alta resistência dos dutos [31].

Muitas vezes o tubo fabricado para ser utilizado no trecho reto do duto é selecionado para ser curvado por indução. Como o curvamento por indução é um processo a quente, a microestrutura e as propriedades mecânicas da curva são diferentes do tubo original e, se este for de alta resistência e tiver sido fabricado pelo processo de laminação controlada, a mudança de resistência entre o tubo e a curva pode ser grande. Além disso, a espessura original do tubo é reduzida devido ao afinamento que ocorre no extradorso da curva. Por estes motivos, é necessário otimizar as dimensões e a composição química dos tubos que serão curvados por indução [31].

### **2.5.1. Descrição do Processo**

No processo de curvamento a quente por indução, uma das extremidades do tubo é empurrada por um impulsor e a outra é fixada por um braço giratório que guia o tubo até a completa conformação da curva. O braço giratório é regulado com o raio de curvatura que se deseja obter e, dessa forma, força o tubo a mudar continuamente a direção enquanto é lentamente movimentado pelo impulsor. Entre o impulsor e o braço giratório, o tubo passa por uma bobina de indução por alta frequência. Esta bobina cria um campo magnético altamente concentrado que induz um potencial elétrico no tubo criando um fluxo de corrente. A resistência do tubo ao fluxo provoca um aquecimento rápido e localizado. Imediatamente após passar pela bobina o tubo é resfriado com jatos de água (Figura 19). Este processo pode ser melhor visualizado através da Figura 20.



Figura 19- Resfriamento com jatos de água após passar pela bobina [32].

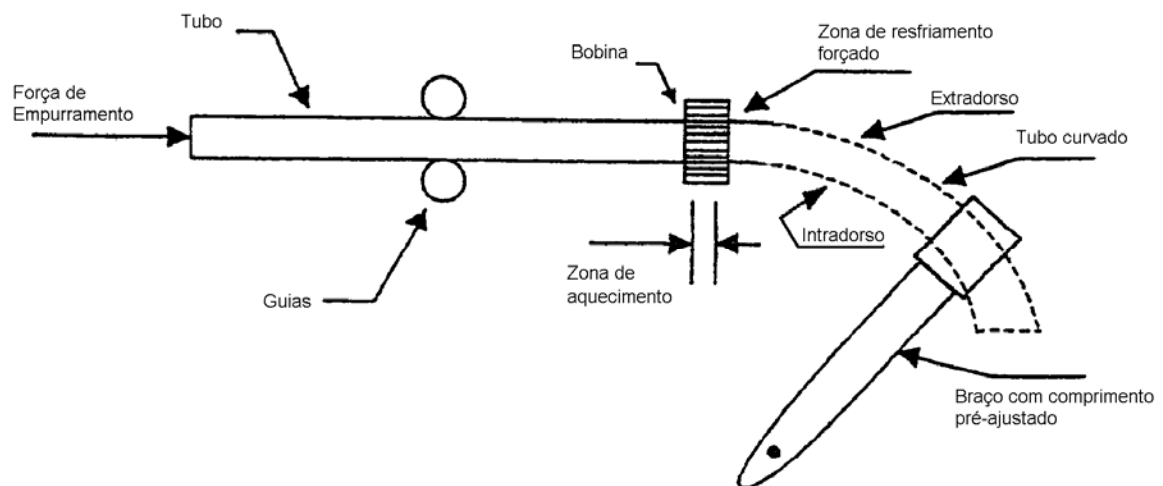


Figura 20- Desenho esquemático do curvamento por indução.

### 2.5.1.1. Variações do Processo de Fabricação

Existem quatro variações que podem ser feitas no processo de fabricação de curvas a quente por indução para aços de alta resistência. Estas variações estão relacionadas com a existência ou não de tratamento térmico posterior ao curvamento e com a abrangência da região aquecida (Figura 21). Os processos de

têmpera (resfriamento com água logo após o aquecimento) e revenido são geralmente aplicados para tubos de alta resistência. Por outro lado, o processo sem revenido é mais efetivo em termos de reduzir os custos de fabricação e, se for aplicado parcialmente (somente na região curvada), o custo é ainda menor [31].




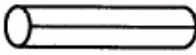


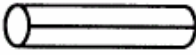

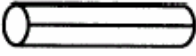

Processo		Tubo Original (UOE)	Têmpera (Curvamento por indução)	Revenido (Forno)
Tipo temperado e revenido	Parcial			Temp. e Rev. Como revenido 
	Total			Temp. e Rev. 
Sem revenido	Parcial		Como temperado  Original	Não aplicado
	Total		Como temperado 	Não aplicado

Figura 21- Desenho esquemático das variações do processo de fabricação [31].

Para garantir uma maior uniformidade microestrutural entre a extremidade reta, zona de transição e parte curvada, o processo de aquecimento e resfriamento pode ser aplicado igualmente em toda a curva. Dessa forma, a zona de transição deixa de existir [31].

### 2.5.2. Influência do Curvamento nas Propriedades Mecânicas

Conseguir uniformidade de propriedades em processos de curvamento a quente por indução é uma tarefa bastante complexa e requer tanto um elevado grau de conhecimento metalúrgico quanto uma seleção adequada da composição

química do tubo e do metal de solda, além disso, mesmo quando estas condições estão favoráveis, o controle do processo pode ser difícil.

As propriedades mecânicas de uma curva são avaliadas na parte reta, na zona de transição e na região curvada. Os corpos de prova são, normalmente, retirados de quatro regiões ao redor da circunferência do tubo: intradorso, extradorso, linha neutra na região oposta a solda e linha neutra na solda.

O efeito do curvamento nas propriedades mecânicas depende de vários fatores como parâmetros de processo e características metalúrgicas do tubo. Se o mesmo procedimento de curvamento for aplicado em outro tubo de mesmo grau, porém produzido por uma rota diferente de fabricação, as propriedades mecânicas poderão ser diferentes. Além disso, não é possível assumir que todos os tubos de uma determinada corrida irão responder da mesma forma ao ciclo térmico imposto. Pequenas variações na composição química podem resultar em significantes diferenças na resposta ao ciclo térmico aplicado no curvamento e no revenido [33].

Groeneveld [34] comenta que curvas fabricadas a partir de um específico grau de tubo não deve resultar em propriedades comparáveis com as do tubo original. Entretanto, as curvas podem exibir propriedades compatíveis com as condições de serviço.

### **2.5.3. Influência da Composição Química do Tubo no Curvamento**

A composição química ideal do tubo, para a fabricação de curvas deve ser adequada ao processo e parâmetros de curvamento, considerando ainda que este processo varia de fabricante para fabricante. Deste modo, o projeto de liga do tubo deve, pelo menos, considerar determinadas características de fabricação de curvas [31].

O curvamento pode ser aplicado de forma parcial ou integral com revenido ou sem revenido (Figura 21). No caso de têmpera somente na região curvada com tratamento de revenido posterior em todas as regiões, a parte curvada estará temperada e revenida enquanto que a parte reta somente revenida, dessa forma, as regiões terão se submetido a diferentes ciclos térmicos. O mesmo ocorre quando

não há tratamento térmico posterior, ficando a parte curva na condição de como temperado e parte reta na condição original. Por estes motivos, é necessário utilizar um projeto de liga adequado ao ciclo térmico que será aplicado, de forma a se obter as propriedades desejadas tanto na parte curvada quanto nas extremidades retas [31].

O elemento químico mais comum nos projetos de liga é o Nb. O Nb é adicionado para se obter elevada resistência e boa tenacidade através de seu efeito no refino de grão e no endurecimento por precipitação durante o processo de laminação da chapa. No processo de curvamento a maior parte dos carbonetos e nitretos de nióbio se precipitam durante o aquecimento por indução e, através de finos precipitados, retardam o crescimento do grão austenítico. A Figura 22 mostra o tamanho do grão austenítico de uma liga com Nb e outra sem Nb [31].

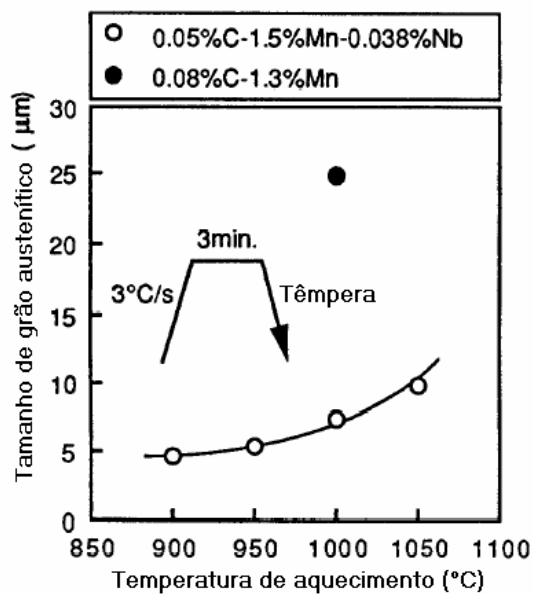


Figura 22 – Efeito do Nb no crescimento do grão austenítico durante o aquecimento [31].

No aquecimento, o tamanho do grão austenítico da liga com Nb aumenta porque o aumento da temperatura promove a solução dos precipitados Nb (C, N) na austenita, porém, este crescimento é muito menor do que em um aço sem Nb.

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

Outro elemento importante é o carbono. A Figura 23 mostra o efeito do teor de carbono nas propriedades mecânicas de um aço com Nb nas condições de como curvado (temperado) e temperado e revenido [31].

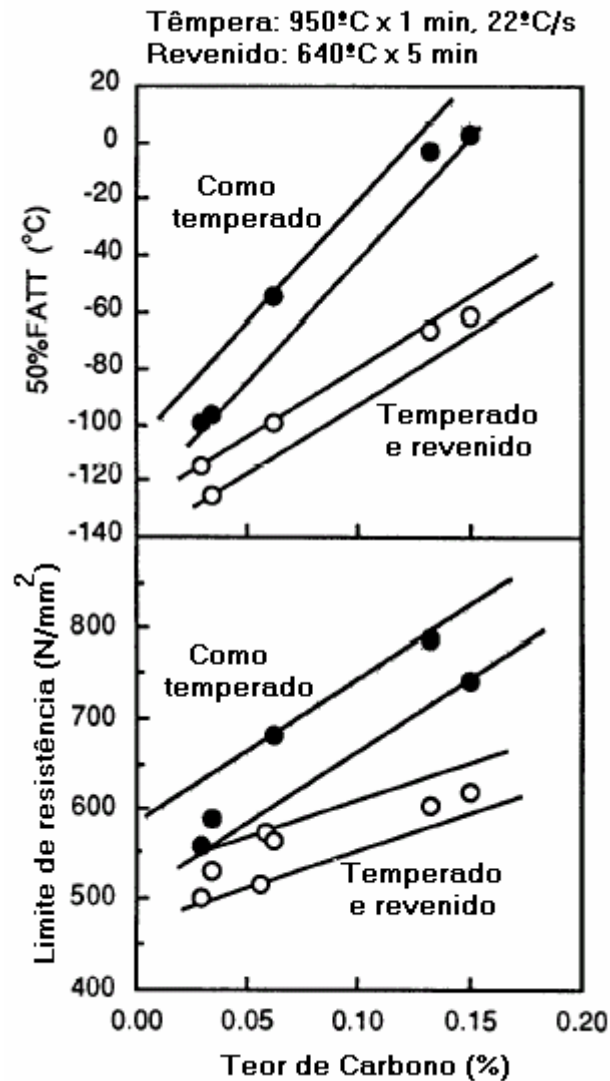


Figura 23- Efeito do teor de carbono nas propriedades mecânicas nas condições de como temperado e temperado e revenido [31].

A temperatura de transição na condição de temperado e revenido é mais baixa do que na condição de como curvado (temperado). Entretanto, a temperatura de transição na condição de como curvado também pode ser considerada baixa para teores de C até 0,05%. Como uma alta resistência pode ser facilmente atingida para a condição de como curvado, curvas de alta resistência com baixos teores de carbono tem sido fabricadas pelo processo sem revenido [31].

Como já foi dito anteriormente, a curva fabricada sem revenido é mais econômica, apresenta boa tenacidade e soldabilidade e pode ser fabricada com baixo teor de carbono e adições de Nb. Todavia, aços com baixo carbono e adições de Nb apresentam baixa temperabilidade, por isso, torna-se necessário adicionar outros elementos de liga para se obter a resistência necessária. A Figura

24 mostra a relação entre carbono equivalente e propriedades mecânicas para aços com Nb e baixo carbono nas condições de como temperado e temperado e revenido. A resistência mecânica nas duas condições de fabricação apresenta boa correlação com o carbono equivalente. Dessa forma, a resistência das curvas até grau X80 nas condições de como curvado e temperado e revenido podem ser controladas utilizando-se o carbono equivalente como indicador de temperabilidade [31].

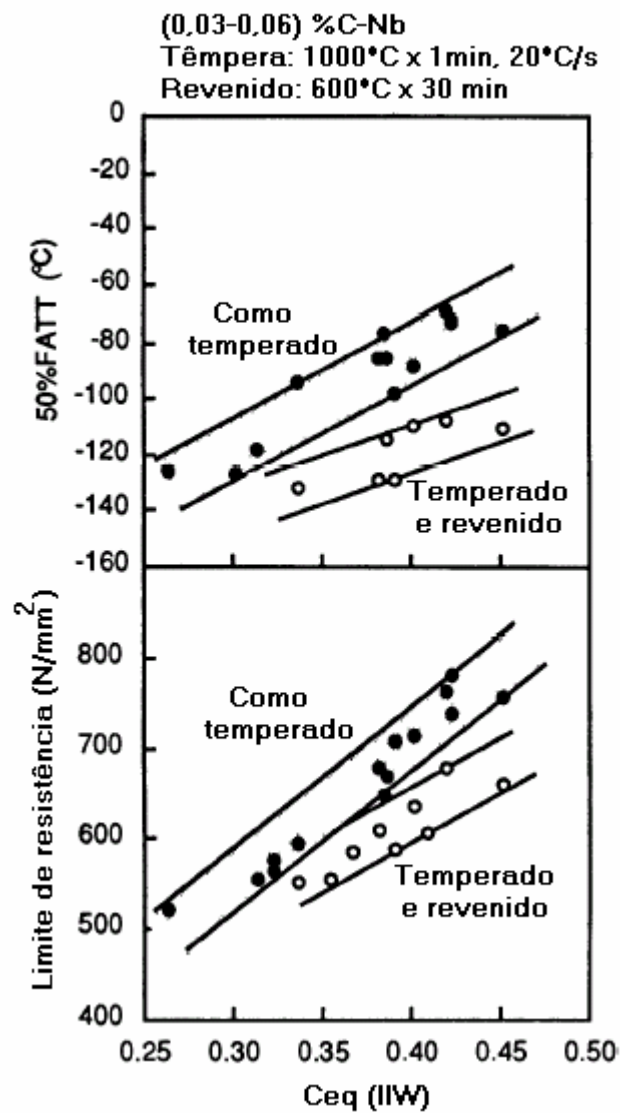


Figura 24- Influência do Ceq nas propriedades mecânicas nas condições de temperado e temperado e revenido [31].

A Figura 25 faz uma comparação de resistência entre curvas fabricadas pelo processo de indução e chapas.



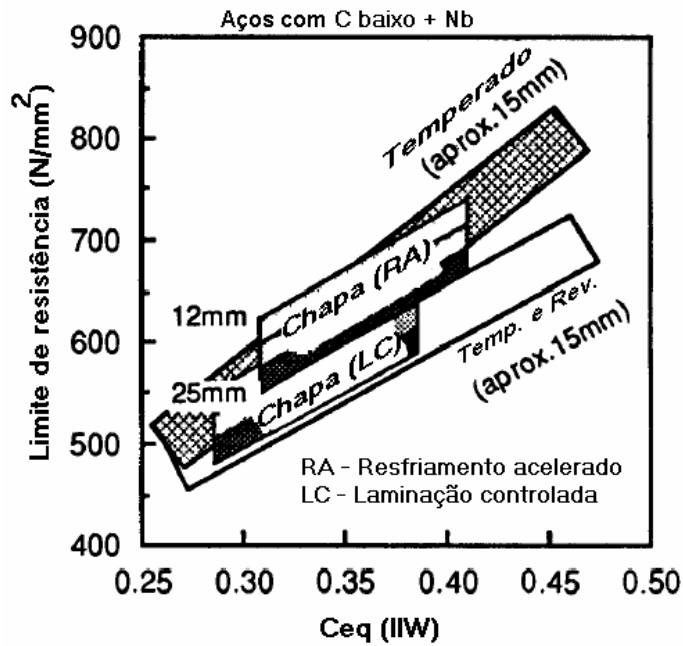


Figura 25- Comparação da resistência entre curvas a quente e chapas [31].

A resistência mecânica das chapas produzidas por resfriamento acelerado é maior que a resistência das curvas temperadas e revenidas e, embora a resistência da curva, na condição de como curvada (temperada), possa ser equivalente a da chapa (RA), o carbono equivalente da curva deve ser projetado para ser maior que o do tubo reto de mesmo grau. Isto porque a resistência da curva depende dos parâmetros de curvamento, como a temperatura de aquecimento, taxa de resfriamento e temperatura de revenido. Como já foi mencionado anteriormente, quando um tubo reto de alta resistência, fabricado através de laminação controlada, é usado para o curvamento por indução, a resistência da curva pode se tornar menor que a do tubo original [31]. Por isso, é fundamental que a curva possua maior valor de carbono equivalente, de modo a minimizar a queda de resistência.

#### 2.5.4. Evolução Microestrutural

A microestrutura dos tubos fabricados com aços de alta resistência produzidos por laminação controlada, usualmente consiste de ferrita fina com

perlita ou bainita, ferrita acicular (bainita de baixo carbono) ou uma mistura destes [33].

Durante o curvamento, o tubo é aquecido por 1 a 2 minutos, a temperaturas que podem ultrapassar 1000 °C. Considerando que a temperatura crítica de transformação  $A_{c3}$  para estes aços está em torno de 800-900 °C, apesar do curto tempo de exposição, pode ocorrer a transformação da microestrutura original em austenita. O resfriamento que ocorre em seguida, em função dos jatos de água, pode levar a formação de uma gama diferente de microconstituintes como ferrita, perlita, bainita, martensita ou combinações destes produtos de transformação, de acordo com a composição química do aço e a taxa de resfriamento imposta neste procedimento. A mais comum consiste de grande quantidade de ferrita primária em uma matriz predominante de bainita [33, 34].

A taxa de resfriamento depende da espessura do tubo e pode ser estimada medindo-se o tempo que o tubo leva para resfriar de 900 a 500 °C. Para um tubo de 30” de diâmetro e 0,693” de espessura a taxa foi de 11 °C/s, já para um tubo menor com 24” de diâmetro e 0,483” de espessura a taxa foi de 25 °C/s [33].

Para aços de alta resistência ou quando a espessura é muito grande, pode-se utilizar o resfriamento nas superfícies interna e externa da curva com a finalidade de aumentar a taxa de resfriamento (Figura 26) e, dessa forma, minimizar a perda de propriedades entre o tubo original e a curva [31].

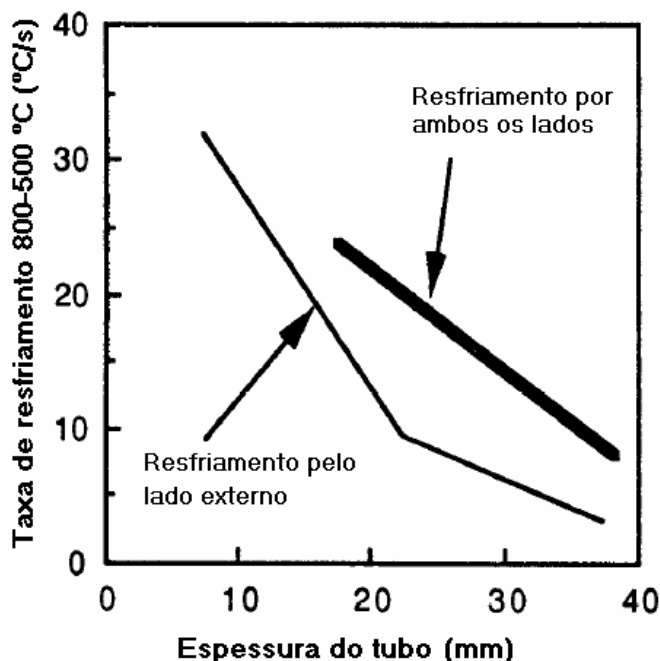


Figura 26- Efeito da espessura na taxa de resfriamento [31].

A temperatura de austenitização e a taxa de resfriamento podem variar entre o intradorso a linha neutra e o extradorso. Isto pode ser explicado porque diferentes pontos, ao longo da circunferência do tubo, passam pela bobina com diferentes velocidades, dependendo da sua distância ao eixo de curvamento. O extradorso, por exemplo, fica sob a influência do calor da bobina por um tempo menor que o intradorso [33].

Se for necessário, para alcançar as propriedades requeridas, a curva inteira, incluindo as extremidades retas, pode ser tratada termicamente. O mais comum é o revenido que não somente altera as propriedades da região curvada, resfriada em água, como também pode afetar as propriedades da parte reta que não sofreu o ciclo térmico [33, 34].

Um tubo API 5L X65, após passar pelo processo de curvamento e revenido, apresentou uma microestrutura de grãos de ferrita primária em uma matriz bainítica. As microestruturas da linha neutra e do extradorso foram similares, porém, a microestrutura do intradorso era mais grosseira, sugerindo que esta região foi aquecida a uma temperatura mais alta durante o curvamento, ou então, que foi mantida na temperatura de curvamento por um tempo maior, resultando em um maior crescimento do grão austenítico [33].

A microestrutura final da parte reta depende unicamente do ciclo térmico aplicado durante o revenido. Para uma temperatura de revenido em torno de 200 °C a mudança microestrutural em relação ao tubo original praticamente não pode ser percebida. Já para uma temperatura de revenido em torno de 650 °C é possível perceber a esferoidização da perlita [33].

Para tubos fabricados com tratamento térmico, o curvamento a quente pode resultar em mudanças não muito significativas na microestrutura, desde que seja utilizada uma taxa de resfriamento similar a utilizada na fabricação do tubo. Por outro lado, aproximadamente oito de cada nove chapas produzidas para a fabricação de tubos são obtidas por processos de laminação controlada ou resfriamento acelerado. Estes processos, em combinação com uma composição química adequada, são utilizados para se obter microconstituintes apropriados e microestruturas com grãos finos que resultem em propriedades mecânicas desejadas. Como resultado do curvamento a quente, o efeito do processo de laminação na microestrutura e nas propriedades do aço podem ser eliminados [34]. Em alguns casos, para evitar este problema, pode-se utilizar para o tubo que será curvado, aços do mesmo grau do tubo reto, porém, com carbono equivalente mais alto [31].

### **2.5.5. Efeito do Curvamento no Metal de Solda**

#### **2.5.5.1. Com Tratamento Térmico Posterior**

O metal de solda da junta soldada pode apresentar uma resposta diferente do tubo quando submetido ao ciclo térmico dos processo de curvamento e tratamento térmico [33,34].

Como o metal de solda, depositado pelo processo de arco submerso, contém uma grande quantidade de oxigênio, ao contrário do metal de base, e as inclusões de óxidos facilitam a produção de sítios para nucleação da ferrita, não é de se esperar que o metal de solda tenha a mesma temperabilidade que o metal de base. Além disso, uma grande quantidade de inclusões de óxidos tende a prejudicar a

tenacidade e, por isso, torna-se necessário reduzir o teor de oxigênio no metal de solda, como mostrado pela Figura 27 [31].

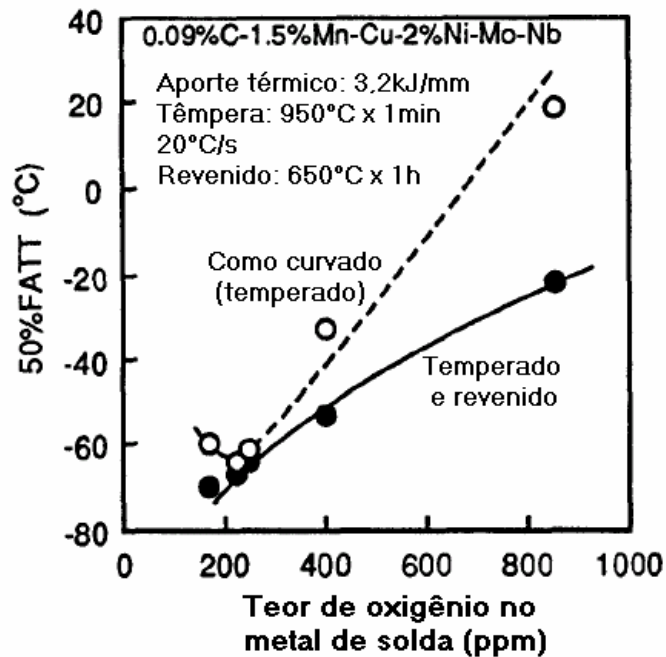


Figura 27- Efeito do teor de oxigênio na tenacidade do metal de solda temperado e temperado e revenido [31].

Segundo Kondo [31] a presença de Ni melhora a tenacidade do metal de solda nas duas condições, temperado e temperado e revenido. Além disso, a tenacidade do metal de solda na condição de temperado é melhorada por adições de Ti-B que é usado para gerar uma microestrutura ferrítica acicular fina na condição de como soldado. Contudo, estas adições deterioram a tenacidade do metal de solda temperado e revenido. Conseqüentemente, o teor de Ti-B pode ser determinado levando-se em consideração a tenacidade do metal de solda nas duas condições [31].

### 2.5.5.2. Sem Tratamento Térmico Posterior

As figuras 28, 29 e 30 mostram o efeito dos elementos de liga na tenacidade do metal de solda nas condições de como soldado e como curvado (temperado). Kondo [31] avalia que é possível que o metal de solda, com Ni-Ti-B e baixo teor

de oxigênio, possa ser utilizado para se obter tenacidade equivalente aquela obtida para o processo com têmpera e revenido, tanto para parte curvada (temperada) quanto para as extremidades retas (como soldada) [31].

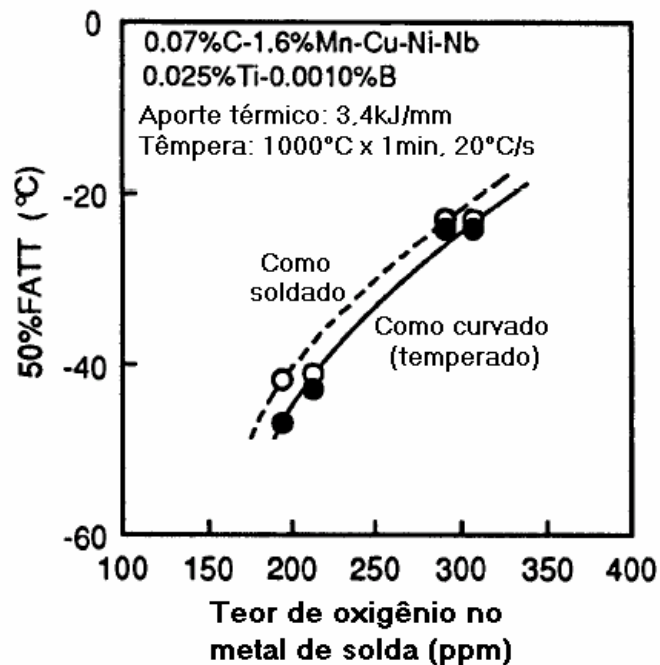


Figura 28- Efeito do teor de oxigênio na tenacidade do metal de solda nas condições de como curvado e como soldado [31].

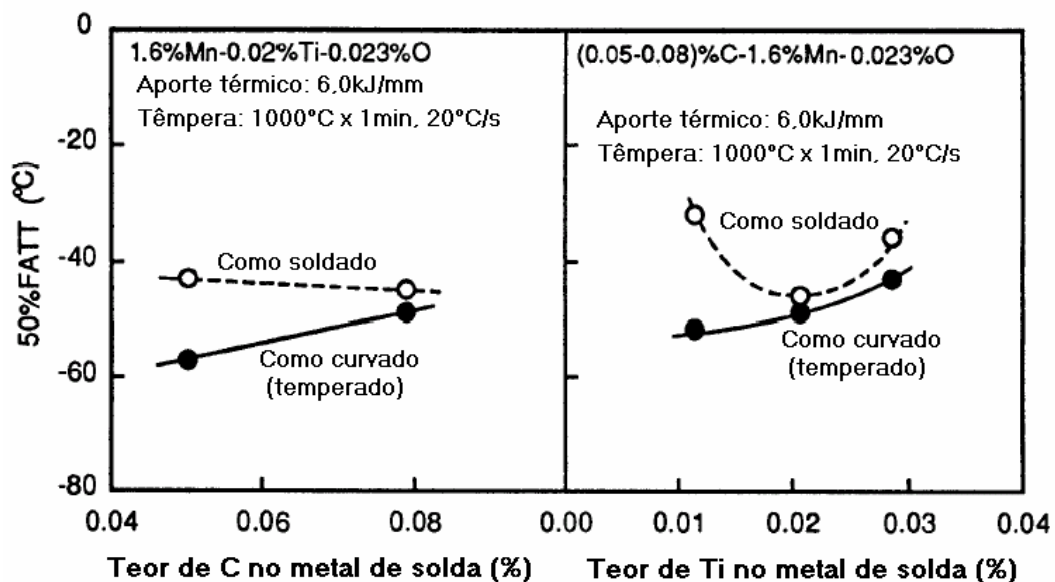


Figura 29- Efeito dos teores de C e Ti na tenacidade do metal de solda nas condições de como curvado e como soldado [31].

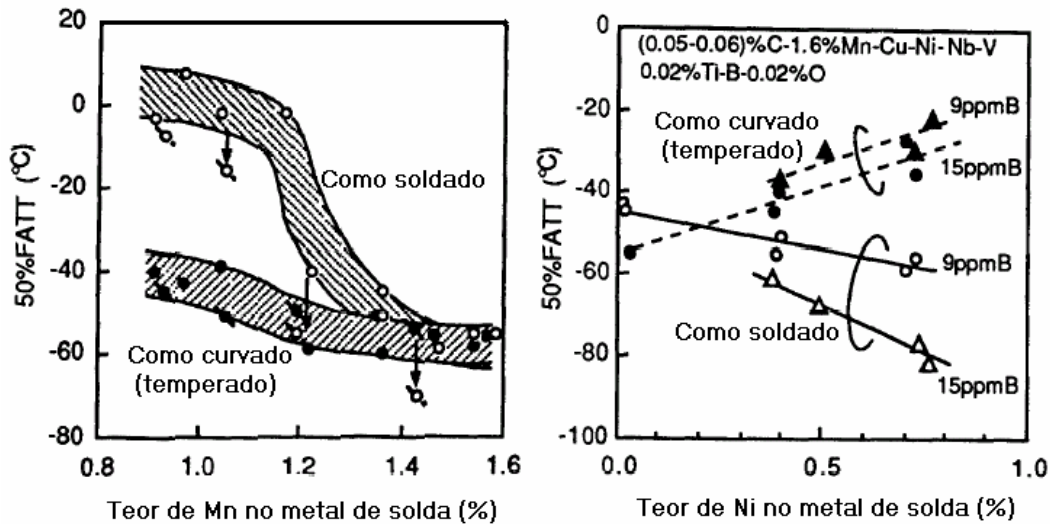


Figura 30- Efeito dos teores de Mn, Ni e B na tenacidade do metal de solda nas condições de como curvado e como soldado [31].

O processo de curvamento a quente também produz uma homogeneização e refino de grão do metal de solda na região curvada. Este processo diminui a dureza do metal de solda e da ZTA nesta região [33].

### 2.5.6. Alterações Geométricas

Além dos fatores microestruturais, existem fatores geométricos que devem ser levados em consideração. Dentre estes fatores destaca-se a perda de espessura ocorrida no extradorso, o aumento da espessura no intradorso, mudanças no diâmetro do tubo e a ovalização [33, 34].

Durante o curvamento, o intradorso sofre um processo de aumento de espessura provocado pelo esforço de compressão ao qual esta região está submetida. Analogamente, o extradorso irá sofrer um processo de redução de espessura devido aos esforços de tração que são gerados nesta região. A Figura 31 mostra um exemplo de variação de espessura para um tubo API 5L X60 com 24" de diâmetro e 0,530" de espessura [33].

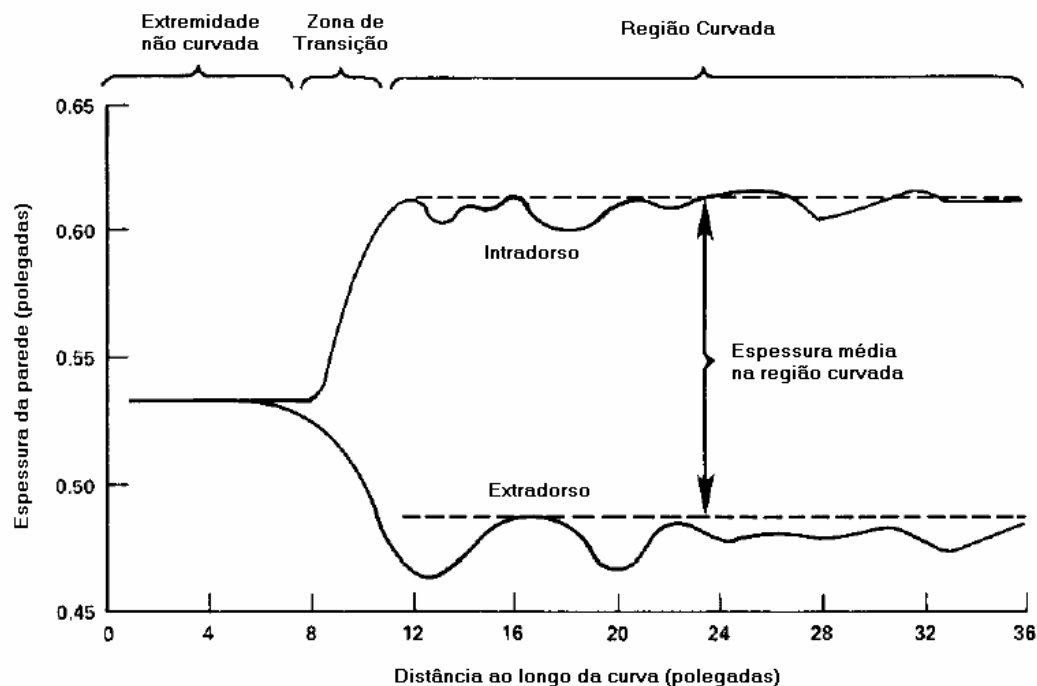


Figura 31- Variação da espessura do tubo após o curvamento [33].

Para minimizar a redução de espessura no extradorso algumas técnicas tem sido aplicadas ao curvamento, dentre elas o processo de curvamento compressivo e a aplicação de diferentes temperaturas de aquecimento entre o extradorso e o intradorso [31].

Reduções no diâmetro externo de 0,4 a 0,9 % podem ser encontradas após medições realizadas na circunferência do tubo antes e depois do curvamento. Esta redução é atribuída aos efeitos de contração e expansão térmica devido a passagem do tubo pela bobina. Como resultado, o diâmetro interno do tubo pode sofrer reduções de 1,5 a 2,5 % (o diâmetro interno é determinado a partir de medidas na circunferência do tubo e na espessura).

A ovalização é função basicamente da relação diâmetro por espessura do tubo ( $D/t$ ) e da temperatura de curvamento. Tubos com grandes diâmetros e espessuras pequenas possuem maior tendência a sofrer ovalizações mais severas. Porém, mesmo com relações  $D/t$  variando de 45 a 70 a ovalização pode ser relativamente baixa, de 1,5 a 2,3 %. Isto pode ser atribuído as altas temperaturas de curvamento. Quanto maior for a temperatura de curvamento menor será a ovalização [33].



Ovalização e mudanças na espessura do tubo durante o processo são função do raio de curvamento e das dimensões do tubo e podem ser controlados dentro de limites desejados através de uma escolha apropriada do raio de curvamento [33].

A zona de transição apresenta um histórico térmico e mecânico complexo. Isto ocorre porque é difícil atingir um curvamento estável no início do processo. A zona de transição inicial, formada no início do curvamento, é mais larga e apresenta maior irregularidade na mudança de espessura do que a zona de transição final, formada no desligamento da bobina. Entretanto, estas diferenças não são muito preocupantes [33].

Para avaliar o grau de dificuldade de se realizar um curvamento, foi criado um fator de dificuldade definido pela fórmula a seguir [35]:

$$FD = \frac{D^2}{(t \times R)} \quad \text{onde:}$$

FD  $\Rightarrow$  Fator de dificuldade;

D  $\Rightarrow$  Diâmetro externo do tubo;

t  $\Rightarrow$  Espessura;

R  $\Rightarrow$  Raio de curvamento.

Este fator de dificuldade representa as dimensões do tubo (relação D/t) e o raio de curvamento definido em função do diâmetro do tubo (relação R/D). Curvas fabricadas com fator de dificuldade 12 são consideradas moderadamente difíceis, mas dentro dos limites normais de produção.

### **2.5.7. Influência dos Parâmetros de Curvamento**

Do ponto de vista do equilíbrio entre resistência e tenacidade, a temperatura ótima de aquecimento para tubos com baixo carbono contendo Nb geralmente está na faixa de 950 a 1050 °C. Esta temperatura de aquecimento é muito maior que a dos aços convencionais, com alto carbono e sem Nb, que é de 950 °C ou menor.

Portanto, a temperatura ótima de aquecimento depende da quantidade de elementos de liga [31].

A taxa de resfriamento também é um parâmetro importante e depende da espessura do tubo, do raio de curvamento e do método de resfriamento. Particularmente, a taxa de resfriamento depende fortemente da espessura da parte curvada. Conseqüentemente, a aplicação do resfriamento por fora e por dentro do tubo, para curvas feitas a partir de tubos de alta resistência, é eficiente para permitir uma redução no carbono equivalente do tubo [31].

A velocidade de curvamento é determinada levando em consideração não somente a eficiência do processo, mas também a diferença na temperatura de aquecimento entre o lado interno e externo do tubo, a taxa de resfriamento, a temperatura de aquecimento e assim por diante. No caso de processos sem revenimento posterior, é necessário prestar atenção na dureza superficial para determinar a velocidade de curvamento porque, com o aumento na velocidade de curvamento, a dureza também aumenta (Figura 32) [31].

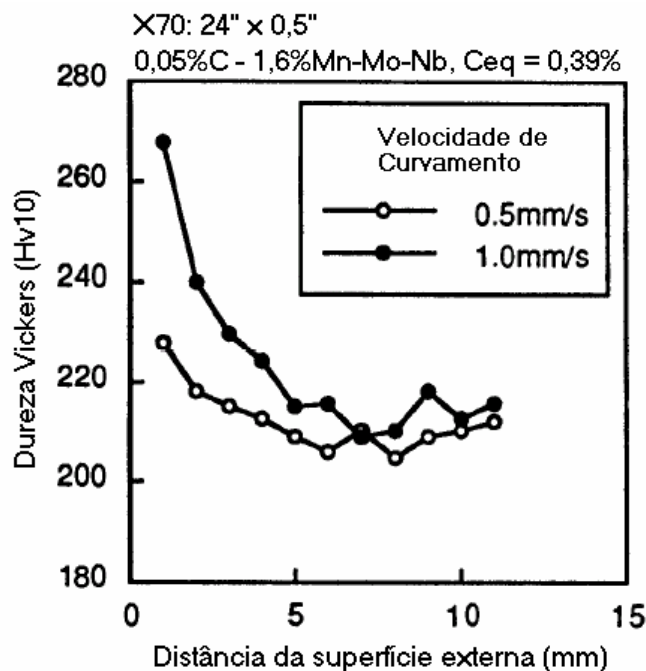


Figura 32- Efeito da velocidade de curvamento na dureza [31].

O processo de curvamento com têmpera parcial (somente na região de curvamento) e sem revenido é sem dúvida o mais econômico, como já foi mencionado anteriormente. Entretanto, a aplicação deste método deve ser limitada

devido a existência da zona de transição entre a parte curvada e parte reta da curva. A Figura 33 mostra a largura da zona de transição para tubos com espessuras mais grossas e mais finas. Observando esta figura fica claro que a zona de transição torna-se mais larga quanto mais larga for a espessura do tubo e que a razão da largura da zona de transição pela espessura se torna maior. Além disso, o limite de escoamento na zona de transição é inferior aos das partes curvada e reta. Portanto, o processo de curvamento com têmpera parcial sem revenido não deve ser aplicado para paredes muito espessas. Para estes casos, pode-se utilizar o processo com aquecimento e resfriamento contínuo, que inclui as partes curvas e reta, evitando o aparecimento da zona de transição [31].

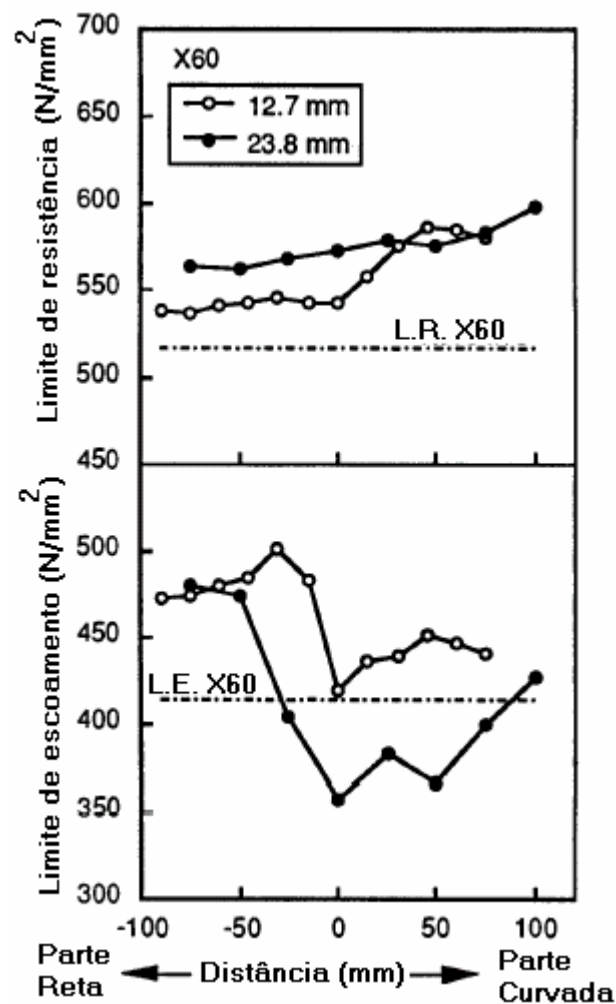


Figura 33- Largura da zona de transição para grandes e pequenas espessuras [31].

### 2.5.8. Estudos de Curvamento por Indução já Realizados

Atualmente existem poucos dados na literatura específicos sobre curvamento a quente por indução de tubos fabricados segundo especificação API 5L. Tubos com graus de X60 a X70 tem sido largamente empregados nas mais recentes obras de gasodutos no Brasil e curvas por indução tem sido fabricadas a partir destes tubos. Nos itens a seguir são apresentados alguns estudos de curvamento realizados pela NKK Corporation [31], pelo Instituto Battelle [33] e pela Europipe [36] em tubos API 5L de graus X60 a X80.

#### 2.5.8.1. Graus: X60, X65, X70 e X80

Em estudos realizados [31] em quatro tubos de diferentes graus (Tabela 2), soldados por arco submerso e fabricados a partir de chapas com baixo teor de carbono e contendo Nb, o valor do carbono equivalente é maior quanto maior forem o grau e a espessura do tubo.

Tabela 2- Composição química [31].

Grau	Dimensões Diâm. x Esp. (mm)	Composição química (%)														
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	N	Ceq
X65	489.0 X 33.4	0.039	0.33	1.42	0.007	0.001	0.26	0.26	—	0.08	0.048	0.053	0.007	0.026	0.0035	0.34
X80	508.0 X 12.7	0.055	0.28	1.84	0.007	0.001	0.28	0.29	—	0.13	0.018	0.055	0.016	0.026	0.0032	0.42
X60	609.6 X 12.7	0.041	0.25	1.47	0.006	0.001	0.27	0.13	—	—	0.034	—	0.012	0.020	0.0036	0.31
X70	609.6 X 12.7	0.052	0.24	1.64	0.008	0.001	0.26	0.13	—	0.17	0.021	—	0.012	0.028	0.0034	0.39

A Tabela 3 mostra as condições em que foram realizados os curvamentos. As curvas dos tubos X65 e X80 foram revenidas após o curvamento enquanto que as outras foram deixadas na condição de como curvada (somente temperada). A curva do tubo X65 foi processada em todo o comprimento, de modo que toda a curva passou pelos ciclos térmicos de têmpera e revenido, e sofreu o resfriamento pelos lados interno e externo devido a alta resistência e elevada espessura. Além

disso, uma baixa temperatura de revenido foi escolhida para obter altos níveis de limite de escoamento e minimizar a redução do limite de resistência. Para os tubos X60, X70 e X80, o resfriamento foi conduzido somente pelo lado de fora devido a pequena espessura [31].

Tabela 3- Processo e parâmetros de curvamento [31].

Grau	Processo de fabricação	Temperatura de aquecimento (°C)	Método de resfriamento	Raio de curvamento	Revenido
X65	TR (completa)	1030	Interno e externo	4.5D	400 °C X 30min
X80	TR (parcial)	980	Externo	5D	600 °C X 30min
X60	SR (parcial)	1000	Externo	5D	Não aplicável
X70	SR (parcial)	980	Externo	5D	Não aplicável

TR - Têmpera e revenido      SR - Sem revenido

As propriedades mecânicas obtidas das curvas estão na Tabela 4. Embora o X65 curvado tenha grande espessura e carbono equivalente extremamente baixo, apresentou resistência compatível com o grau X65 e boa tenacidade. Além disso, propriedades homogêneas foram obtidas ao longo da curva devido a aplicação do resfriamento por ambos os lados e pelo aquecimento e resfriamento igual em todas as partes da curva.

Os tubos dos graus X60, X70 e X80 também mostraram tenacidade e resistência suficiente para atingir o valor mínimo especificado. Como estes tubos possuíam uma pequena espessura, o resfriamento foi realizado somente pelo lado externo do tubo. Entretanto, se estes tubos tivessem maiores espessuras, em torno de 25,4 mm, teriam de ser curvados aplicando o método de resfriamento por ambos os lados [31].

Tabela 4- Propriedades mecânicas [31].

Grau	Região curvada (extradorso)									Extremidade reta								
	Tração				DWTT	Charpy-V			HV	Tração				DWTT	Charpy-V			HV
	LE	LR	LE/LR	AI	85%SATT °C	- 40 °C (J)			Máx	LE	LR	LE/LR	AI	85%SATT °C	- 40 °C (J)			Máx
	N/mm <sup>2</sup>	N/mm <sup>2</sup>	%	%		MB	MS	ZTA		N/mm <sup>2</sup>	N/mm <sup>2</sup>	%	%		MB	MS	ZTA	
X65	481	595	81	60	-34 <sup>(1)</sup>	385	122	305	214	489	592	83	64	-31 <sup>(1)</sup>	390	114	292	211
X80	578	710	81	34	-10	288	245	260	245	569	727	78	31	-62	263	75	175	243
X60	445	574	78	42	-71	411	137	383	208	448	530	85	47	-73	372	78	348	218
X70	544	686	79	39	<-40	338	166	242	224	637	728	88	24	<-60	211	176	197	238

Nota (1) - Espessura do CP = 19,1mm

Considerando a aplicabilidade destes tubos, as curvas fabricadas sem revenido podem ser utilizadas para ambientes com H<sub>2</sub>S. Foram realizados testes de HIC\* (Figura 34) para a curva X60 e para uma outra curva (X52) com carbono mais alto, fabricada pelo mesmo processo. Foi observado que o X52 possui alto carbono e não foi tratado com Ca para globulização das inclusões, o que induziu a formação de trincas por hidrogênio em todas as regiões da curva. Entretanto, o CLR\*\* diminuiu com o aumento da temperatura de aquecimento. Foi concluído que as curvas fabricadas pelo processo de têmpera parcial (sem incluir as extremidades retas) podem atender aos requisitos para HIC tão bem quanto os tubos originais [31].

\* Hydrogen Induced Cracking - Trinca Induzida por Hidrogênio.

\*\* Crack Length Ratio – Parâmetro utilizado para avaliar a suscetibilidade do material ao trincamento por hidrogênio. É a razão entre o somatório do comprimento das áreas com trincas e o comprimento da área total do corpo de prova.

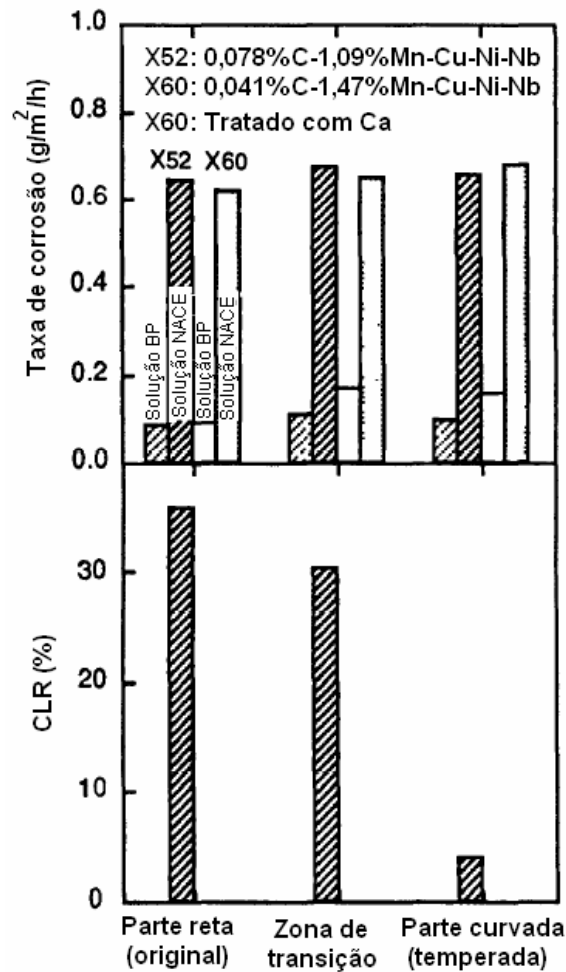


Figura 34- Resultado dos testes de HIC [31].

Como já foi mencionado, o processo de têmpera parcial, apesar de ser o mais econômico, gera uma zona de transição entre a parte curvada e parte reta. Esta zona de transição apresenta, normalmente, o menor valor de limite de escoamento. Para definir qual é a região mais suscetível a falha da curva e confirmar se o rompimento do tubo ocorre na zona de transição, foi realizado um teste de estouro utilizando o tubo X60, curvado pelo processo de têmpera parcial.

Embora o limite de escoamento da zona de transição seja o mais baixo das três regiões, o estouro da curva ocorreu no trecho reto. A pressão de teste correspondia a 105% do limite de resistência mínimo especificado do X60.

As mudanças na circunferência e na espessura estão mostradas na Figura 35. Embora o limite de escoamento da zona de transição tenha sido o mais baixo, a deformação foi restringida pela parte curvada e pelas extremidades retas. Este teste confirma que a curva fabricada pelo processo de têmpera parcial possui resistência suficiente e que a zona de transição não é a região com menor

resistência. Entretanto, se a largura da zona de transição se tornar maior, e tiver maiores espessuras, o mais adequado seria o processo com têmpera em todas as regiões [31].

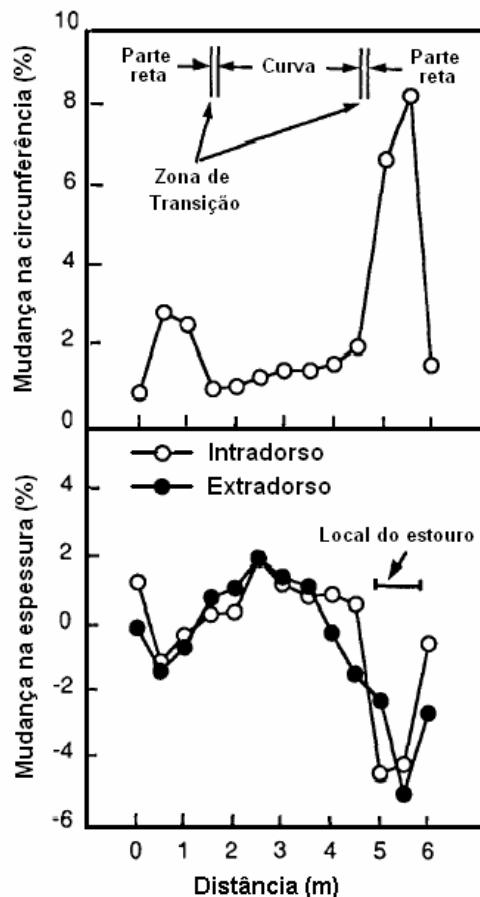


Figura 35- Mudanças dimensionais provocadas pelo teste de estouro realizado na curva X60 [31].

### 2.5.8.2.

#### Graus: X60, X65 e X70

Estudos [33] utilizando tubos API 5L X60, X65 e X70 expandidos a frio, cuja descrição, composição química e parâmetros de curvamento utilizados estão descritos na Tabela 5 e na Tabela 6. Neste caso, durante o curvamento as extremidades retas não foram aquecidas de modo que somente a região curvada sofreu o ciclo térmico do curvamento. Posteriormente, todas as curvas foram tratadas termicamente, incluindo as extremidades retas.



Tabela 5- Descrição dos tubos e parâmetros de curvamento [33].

Curva	1	2	3	4
Grau do tubo	X65	X65	X70	X60
Diâmetro x espessura (pol.)	30 x 0,693	30 x 0,693	42 x 0,598	24 x 0,530
Raio de curvamento (pol.)	108,2	108,2	245,8	90,6
Temperatura de curvamento (°C)	1038-1052	1038-1052	1010	1010
Velocidade de curvamento (pol./min)	1,25	1,25	1	1
Revenido h/°C	2/663	2/204	1,5/607	1,5/607

Tabela 6- Composição química [33].

Curva	Grau	Local	Composição Química (%)										
			C	Mn	P	S	Si	V	Nb	Mo	Al	Ti	B
1	X65	MB	0,10	1,45	0,015	0,011	0,27	0,026	0,020	-	0,034	-	-
		MS	0,09	1,54	0,016	0,014	0,37	0,020	0,014	0,14	0,018	0,024	0,0026
2	X65	MB	0,09	1,40	0,023	0,006	0,26	0,029	0,018	-	0,033	-	-
		MS	0,09	1,44	0,018	0,015	0,46	0,019	0,009	0,11	0,017	0,008	-
3	X70	MB	0,11	1,49	0,008	0,008	0,20	0,052	0,031	-	0,015	-	-
		MS	0,09	1,24	0,009	0,010	0,38	0,034	0,015	-	0,005	-	-
4	X60	MB	0,11	1,51	0,018	0,012	0,28	-	0,034	-	0,032	-	-
		MS	0,10	1,37	0,016	0,015	0,59	-	0,023	0,21	0,013	0,005	-

As propriedades mecânicas foram avaliadas no tubo reto original, na parte reta revenida e na região curvada.

A Figura 36 mostra as propriedades mecânicas resultantes das curvas 1 e 2 realizadas no X65 com 30” de diâmetro e 0,693” de espessura. A curva 1 foi revenida a 663 °C por duas horas e a curva 2 foi revenida a 204 °C por duas horas [33].

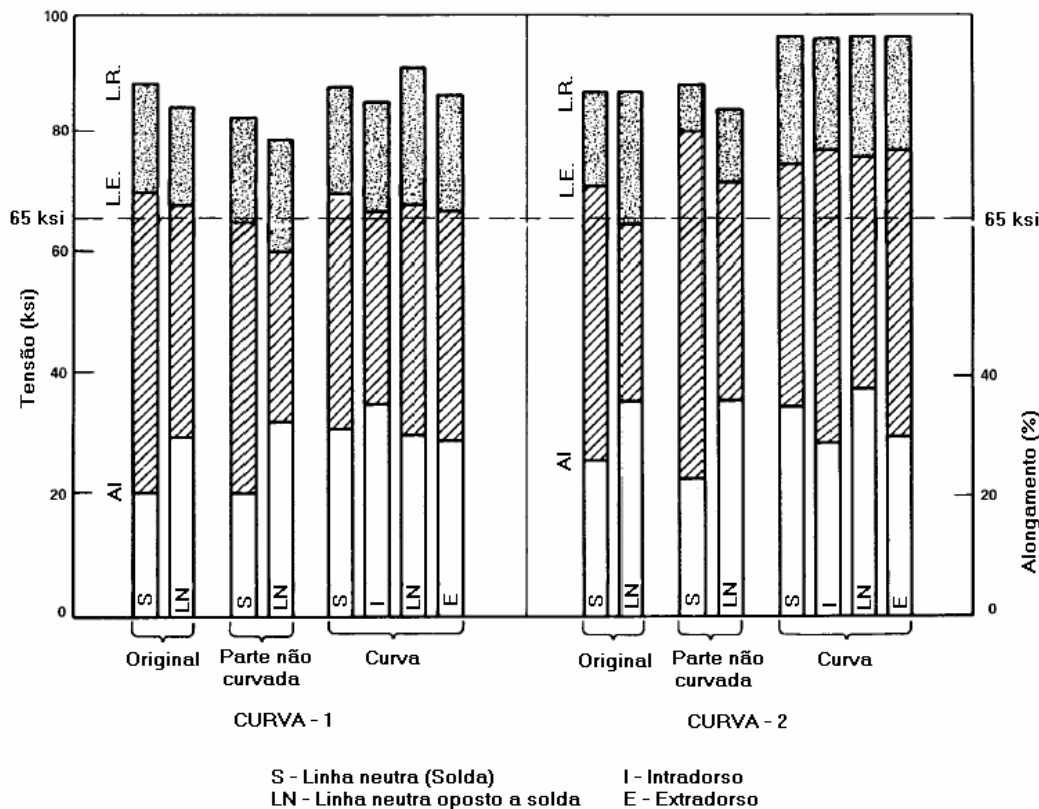


Figura 36- Resultados do ensaio de tração para o tubo API 5L X65 antes e após o curvamento e tratamento térmico [33].

Podemos observar (Figura 36) que o limite de escoamento da parte curvada da curva 1 está de acordo com o do tubo original e atende o requisito mínimo de 65 ksi de escoamento. Porém, a parte reta, que sofreu apenas o ciclo térmico do revenido a 650 °C, teve seu limite de escoamento reduzido. Já a curva 2, que foi revenida a uma temperatura de 200 °C, apresentou um aumento no limite de escoamento para todas as regiões do tubo. Com isso, é possível perceber que menores temperaturas de revenido evitam perdas de resistência. Além disso, algum envelhecimento por deformação aparentemente ocorreu nas extremidades não curvadas, originado da deformação existente devido ao processo de expansão a frio ocorrido durante a fabricação do tubo [33].

As propriedades de impacto da parte reta apresentaram resultados compatíveis com os do tubo antes do curvamento, tanto para a curva 1 quanto para curva 2, indicando que, somente o tratamento de revenido, não influenciou significativamente na tenacidade. Já o trecho curvado das curvas 1 e 2 apresentaram um aumento significativo na temperatura de transição. A curva 2, por exemplo, apresentou um aumento de 90 °C na temperatura de transição do

intradorso, 45°C na linha neutra e 70° C no extradorso. A variação na temperatura de transição entre estas regiões pode estar relacionada com diferenças na temperatura de austenitização ou na taxa de resfriamento em torno da circunferência da curva. A energia absorvida pelo metal de solda da curva 2 foi levemente superior que a do metal de solda antes do curvamento (Figura 37).

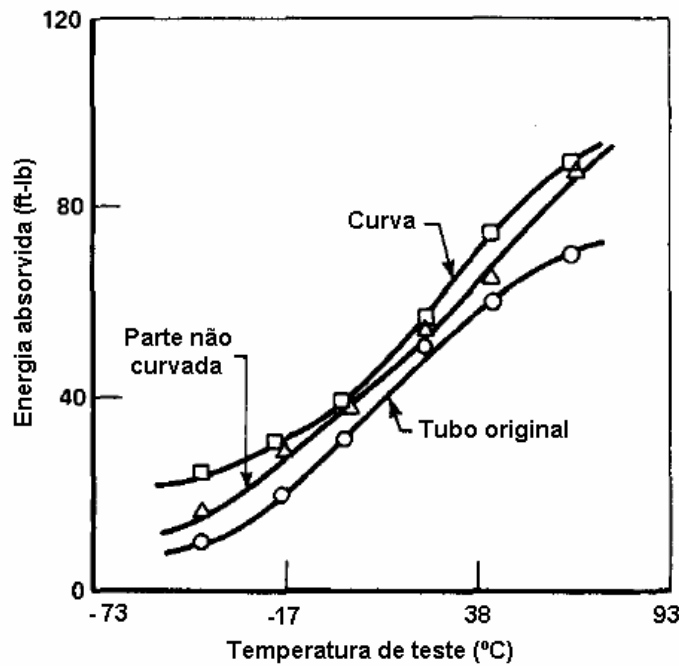


Figura 37- Energia absorvida pelo metal de solda da curva 2 [33].

O curvamento realizado no tubo X70 (curva 3) mostra uma redução no limite de escoamento da curva na junta soldada enquanto que as demais regiões apresentaram apenas uma pequena queda, ficando com valores abaixo, porém próximos, do limite de escoamento do tubo antes do curvamento (Figura 38). Note que o valor do limite de escoamento do tubo original também está abaixo do valor mínimo especificado [33].

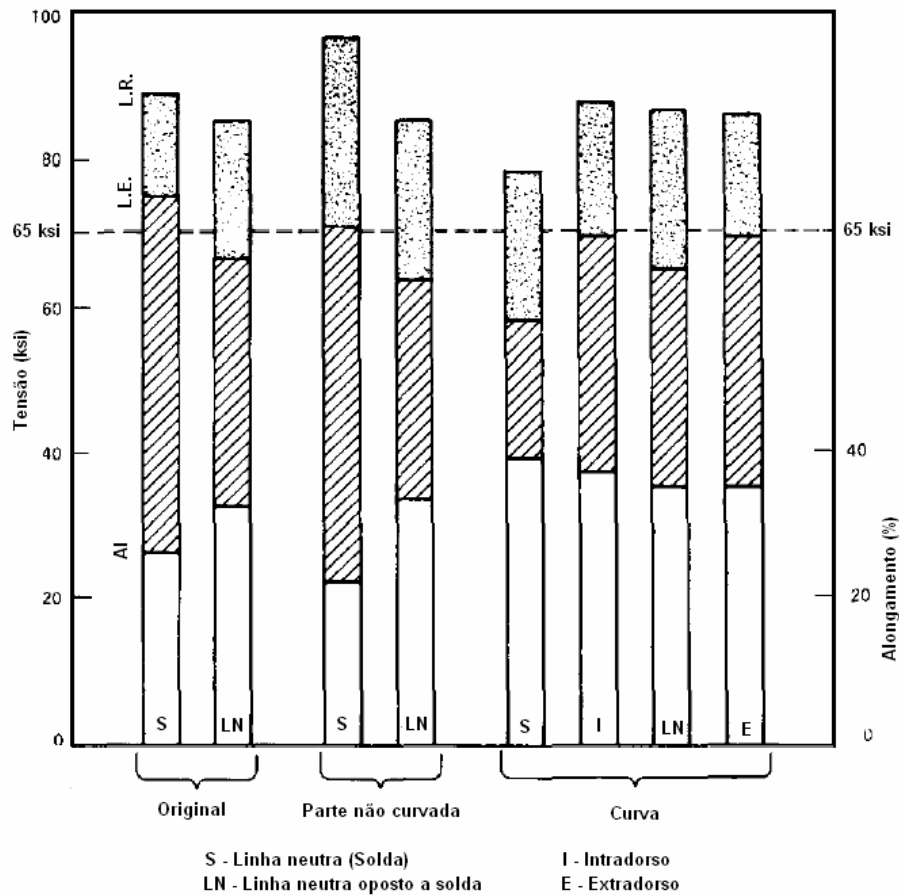


Figura 38- Resultados do ensaio de tração para o tubo API 5L X70 antes e após o curvamento [33].

Para este mesmo tubo, a temperatura de transição da curva, para todas as regiões, foi menor ou igual que aquelas medidas no tubo antes do curvamento. As propriedades de impacto do metal de solda se comportaram de forma diferente do metal de base quando submetidos ao curvamento (Figura 39). A solda da região curvada apresentou valores de energia absorvida mais altos que o observado no tubo original, enquanto que a parte reta (submetida somente ao processo de revenido) apresentou uma redução de energia absorvida [33].

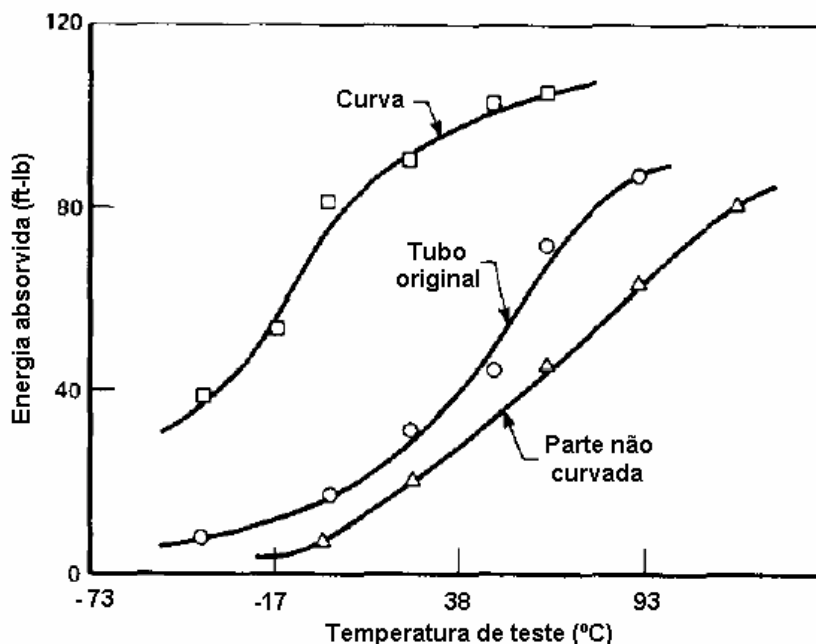


Figura 39- Energia absorvida pelo metal de solda da curva 3 [33].

Resultado semelhante foi encontrado para o X60 (curva 4), curvado sob as mesmas condições. A região curvada e a parte reta apresentaram uma queda um pouco mais significativa do limite de escoamento, porém permaneceu acima do mínimo especificado. A única exceção foi, novamente, a junta soldada na região da curva. Assim como o X70, a temperatura de transição do X60 curvado foi comparável com a do tubo antes do curvamento [33].

### 2.5.8.3.

#### Grau: X80

Neste estudo [36] foram realizados testes de qualificação do processo de curvamento por indução (com tratamento térmico posterior) para tubos API 5L X80 de 48" de diâmetro para um duto com espessuras de 18,3 e 19,4 mm. O desenvolvimento do tubo para o curvamento foi realizado de forma independente do tubo utilizado reto no duto. Como já mencionado, o mecanismo pelo qual os elementos de liga aumentam a resistência do aço depende da rota de fabricação. Por isso, a composição química das chapas de aço fabricadas por laminação controlada utilizadas como tubos retos é diferente das curvas que são, normalmente, temperadas e revenidas. O objetivo disto é desenvolver um aço

capaz de endurecer o suficiente no processo de curvamento para atingir o nível de resistência requerido para o X80 após o revenido.

O primeiro passo para desenvolver a liga adequada foi fazer uma corrida em laboratório para avaliar o efeito do vanádio nas propriedades mecânicas do aço após têmpera e revenido [36].

A Figura 40 mostra que adições de V melhoram significativamente a resistência mecânica. Todas as corridas atingiram o requisito mínimo de energia absorvida Charpy-V de 70J a 0 °C [36].

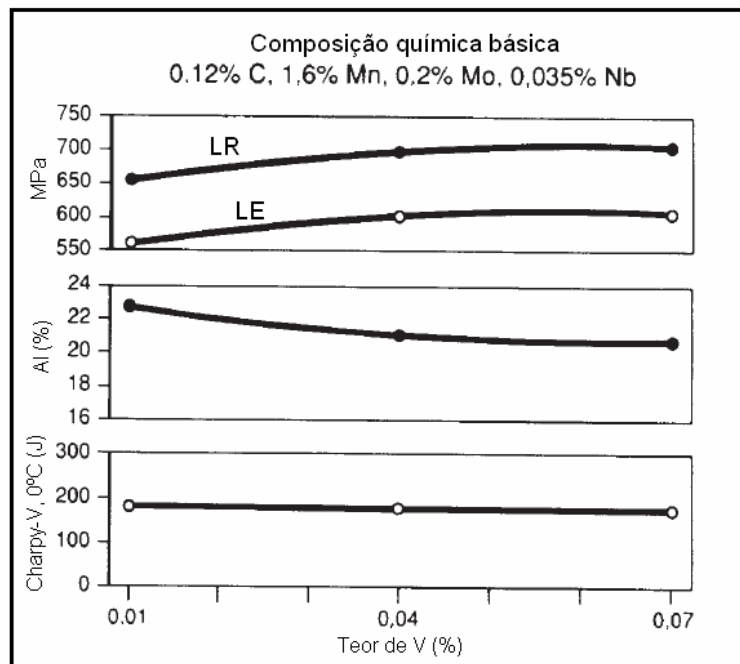


Figura 40- Influência do V nas propriedades mecânicas de um aço Mn-Mo-Nb após têmpera e revenido [36].

O mesmo teste foi feito com teores de manganês de 1,6% e 1,8%. Estes teores de Mn muitas vezes são utilizados no processo de laminação controlada para fabricação do tubo reto. A Figura 41 mostra que o aumento do teor de Mn resulta em um aumento no limite de escoamento e no limite de resistência. A queda ocorrida no alongamento pode ser desprezada e os requisitos de tenacidade são satisfatoriamente atendidos [36].

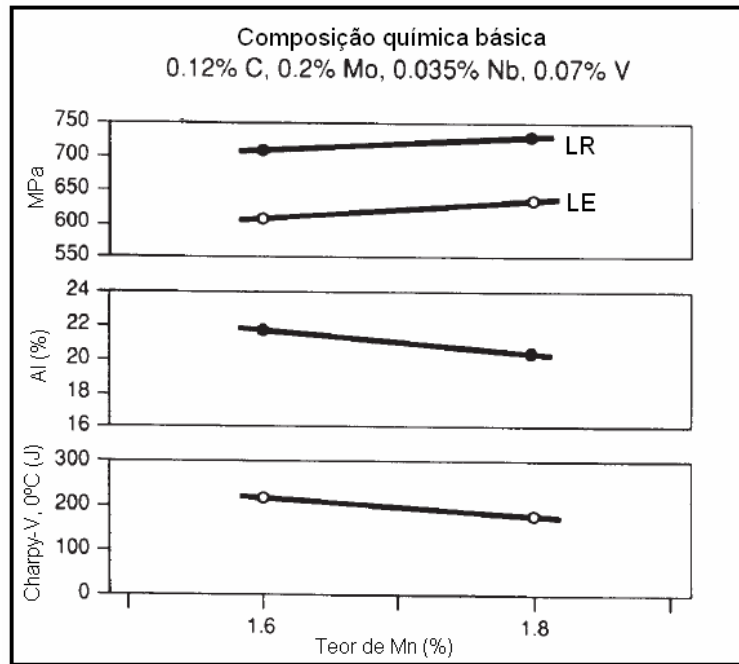


Figura 41- Influência do Mn nas propriedades mecânicas de um aço Mn-Mo-Nb-V após têmpera e revenido [36].

Após a definição da composição química foram realizados os testes de qualificação. As propriedades mecânicas das curvas de qualificação podem ser vistas na Tabela 7. Os valores foram obtidos de várias regiões ao longo da circunferência e atendem completamente aos requisitos especificados [36].

Tabela 7- Propriedades mecânicas do teste de qualificação [36].

Local de retirada dos CP's (Transversal)		CP de tração cilíndrico			
		LE (MPa)	LR	Al (%)	LE/LR
Metal de base extradorso		648	756	20,3	86
Metal de base, intradorso		651	761	20.0	86
Metal de base, linha neutra		636	743	19,9	86
Junta soldada			756		
Metal de solda, longitudinal		713	822	—	—
Requisitos	mín máx	550 —	690 —	18.0 —	93

A composição química definida para as curvas de produção pode ser vista na Figura 42. Esta figura também mostra os valores de propriedades mecânicas obtidos durante a produção das curvas [36].

a) Composição química do metal de base (%)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	V	Nb	CE <sub>IIW</sub>
0,12	0,45	1,75	0,015	0,003	0,04	0,22	0,06	0,035	0,48

b) Propriedades mecânicas			
		Valores especificados	Resultados de produção (valores médios)
Limite de escoamento		550 MPa (mín.)	628 MPa
Limite de resistência		690 MPa (mín.)	735 MPa
Alongamento		18% (mín.)	19.3%
LE/LR		93% (máx.)	86%
Energia absorvida Charpy-V (°C)	Metal de base (transversal)	50 / 70 Joule	179 Joule
	Metal de solda	25 / 35 Joule	78 Joule

Figura 42- Composição química e propriedades mecânicas [36].

Analisando a Figura 42 fica claro que as propriedades mecânicas da curva estão confortavelmente acima do mínimo especificado [36].

O valor limite de carbono equivalente utilizado foi de 0,48%. Este valor garante uma boa soldabilidade das curvas para a espessura especificada [36].

A junta soldada foi feita por arco submerso utilizando um fluxo altamente básico e a composição química do metal de solda contém Ni e Mo. Na condição de temperado e revenido, o metal de solda atendeu integralmente aos requisitos de tenacidade especificados e a resistência da solda foi suficientemente satisfatória [36].



### **2.5.9. Análise dos Trabalhos já Realizados**

Os testes de curvamento de tubos API 5L apresentados no item 2.5.8 mostram que as propriedades mecânicas dos tubos resultantes do processo de curvamento dependem de uma série de fatores, como por exemplo, o método de resfriamento (somente externo ou interno e externo), aplicação de tratamento térmico posterior, temperatura e tempo de revenido, composição química do metal de solda e do metal de base (carbono equivalente), espessura, entre outros.

Parte destes fatores estão relacionados com a temperabilidade do aço, ou seja, com a capacidade de se formar microestruturas típicas de altas velocidades de resfriamento, como por exemplo bainita e martensita. Estas microestruturas são mais eficazes para minimizar a queda de limite de escoamento entre o tubo original e o tubo curvado. Neste caso, podem ser enquadrados o carbono equivalente, a espessura e a aplicação do resfriamento com água por dentro e por fora do tubo. Quanto maior for a espessura, maior deve ser também o carbono equivalente, de modo que se garanta uma boa temperabilidade. Se este não for alto o suficiente, pode-se aumentar a velocidade de resfriamento através da aplicação de jatos de água também pelo lado interno do tubo e, dessa forma, se obter as mesmas microestruturas que seriam obtidas com um maior carbono equivalente. Esta técnica de resfriamento é recomendada para aços de elevados graus e grandes espessuras. Nos trabalhos apresentados [31, 33 e 36] foram empregados aços com diferentes valores de carbono equivalente (CE), de acordo com o grau do aço e com a espessura do tubo (Tabela 8). No caso do X80, foi utilizado um carbono equivalente de 0,42 % para espessura de 12,7 mm e 0,48 % para espessuras de 18,3 a 19,4 mm, isto mostra a tendência em se aumentar o CE para garantir a temperabilidade em maiores espessuras. Para os demais graus as diferenças de espessura não foram muito grandes.

Também podemos observar na Tabela 8 que maiores valores de CE são empregados em aços com maior resistência.

Tabela 8- Valores de carbono equivalente e espessura dos tubos estudados em 2.5.8.

Grau	Espessura (mm)	CE IIW* (%)	Média CE IIW (%)
X60	12,7	0,31	0,33
	13,5	0,36	
X65	17,6	0,35	0,34
	17,6	0,33	
X70	12,7	0,39	0,38
	15,2	0,37	
X80	12,7	0,42	0,45
	18,3 a 19,4	0,48	

O X80 estudado por Kondo [31] tinha 0,42% de CE, foi curvado com resfriamento somente pelo lado externo, apresentou aumento no limite de escoamento e uma pequena redução no limite de resistência após tratamento de revenido a 600 °C por 30 minutos. Além disso, ocorreu aumento na energia Charpy para o metal de base, metal de solda e ZTA.

O tratamento térmico de revenido é normalmente aplicado quando o material, na condição de como curvado, não atende os requisitos de propriedades mecânicas. Este tratamento tende a elevar o limite de escoamento (em relação a condição de como curvado) e reduzir o limite de resistência. Para minimizar esta queda de resistência e se obter altos valores de limite de escoamento, deve ser empregada uma baixa temperatura de revenido. Outro fator que deve ser observado é que a parte reta, que não sofreu o ciclo térmico do processo de curvamento, apresenta microestrutura e comportamento diferente da curva quando submetidos ao revenido, porém, se a temperatura de tratamento for baixa, a queda de limite de escoamento da parte reta pode ser minimizada.

O metal de solda da parte reta e da parte curvada também apresentam diferentes respostas ao tratamento térmico, sendo importante que a composição química seja adequada aos ciclos térmicos revenido e têmpera e revenido.

De uma forma geral, o processo de curvamento por indução, com ou sem revenido, aumenta os valores de energia absorvida Charpy.

A tenacidade do metal de base não é, normalmente, prejudicada pelo revenido. Já o metal de solda, apresenta melhora na região curvada e perda de

---

\* CE IIW – Carbono equivalente calculado de acordo com a fórmula do International Institute of Welding (Instituto Internacional de Soldagem).

tenacidade na parte reta para tubos X60 e X70. No tubo X65 estudado não houve muita diferença entre os valores de energia Charpy do metal de solda nas diferentes regiões.

Também foi observado que a região curvada do tubo, na condição de temperado, apresenta maior resistência à trincas induzidas por hidrogênio do que o material original.

Todas estas informações obtidas a partir destes estudos são extremamente importantes e serviram como orientação para o estudo de curvamento de tubos API 5L X80 apresentado neste trabalho.