

AÇOS MICROLIGADOS NA FABRICAÇÃO DE TUBOS SOLDADOS COM GRANDE DIÂMETRO¹

A redução nos custos de implantação, as severas condições de operação e os crescentes requisitos de segurança proporcionaram forte impulso à metalurgia dos aços para dutos petrolíferos

Antonio Augusto Gorni²
José Herbert Dolabela da Silveira³
Jackson Soares de Souza Reis⁴

- INTRODUÇÃO

A combinação explosiva de uma sociedade de consumo cada vez mais sofisticada com a expansão demográfica implicou numa demanda cada vez maior por matérias primas e energia. Tornou-se necessário construir e manter uma infra-estrutura cada vez maior para atender a essas necessidades, inclusive complexas redes de dutos com grande diâmetro para o transporte de diversos tipos de fluidos, como água, inclusive potável; efluentes domésticos ou industriais; petróleo e seus derivados; gás natural e G.L.P.; e minérios ou carvão, estes geralmente na forma de uma suspensão aquosa. As propriedades requeridas pelos tubos variam muito, dependendo das características específicas da aplicação: diâmetro do tubo, propriedades do fluido a ser transportado (por exemplo, pH e abrasividade), condições de transporte (por exemplo, pressão e temperatura), meio ambiente ao qual o tubo estará exposto, custos de instalação e operação, facilidade de reparo, etc. A figura 1 mostra uma correlação entre tendências e requisitos associados para tubos [Nara 1983].

As linhas de desenvolvimento para novos produtos nesta área já são bem conhecidas no caso do aço, particularmente o usado na fabricação de tubos de grande diâmetro para o transporte de petróleo e seus derivados. A busca por menores custos de instalação e reparo requerem o menor peso possível para os tubos. Isso impõe que eles sejam feitos usando-se aços com maior resistência mecânica, permitindo assim a redução da espessura dos tubos sem que seu desempenho seja afetado. A forma mais fácil de elevar a resistência mecânica do aço consiste em aumentar seus teores de carbono e elementos de liga, mas esta primeira abordagem deve ser evitada, uma vez que composições químicas mais complexas, além de serem mais caras, dificultam e oneram economicamente os processos de soldagem envolvidos na fabricação e união dos tubos. Não são raros os casos em que os tubos também devam apresentar alta tenacidade, ou seja, requerer alta energia para que ocorra a iniciação e propagação de trincas. Essa é uma característica primordial no caso dos dutos soldados. Caso contrário, uma vez iniciada uma trinca, ela pode se propagar facilmente ao longo de grandes extensões, produzindo enormes danos e escape do conteúdo dos dutos. A redução dos custos operacionais requer aumento do diâmetro dos tubos e elevação da pressão de operação, fato que requer

¹ Publicado na revista *Tubo & Companhia*, 5:26, Set-Out 2009, pág. 52-63.

² Engenheiro de Materiais, M. Eng. e Dr. Eng. Analista de Operação da Superintendência de Laminação a Quente da Usiminas-Cubatão. E-Mail: Antonio.Gorni@usiminas.com.

³ Engenheiro Metalurgista, M. Eng., M.B.A. Gerente da Laminação de Chapas Grossas da Gerdau-Açominas. E-Mail: Herbert.Silveira@gerdau.com.br.

⁴ Engenheiro Metalurgista, C.Q.E., M.B.A. Superintendente de Laminação a Quente da Usiminas-Cubatão. E-Mail: Jackson.Reis@usiminas.com.

a maximização da relação diâmetro:espessura, o que também aumenta as solicitações mecânicas decorrentes [Nara 1983].

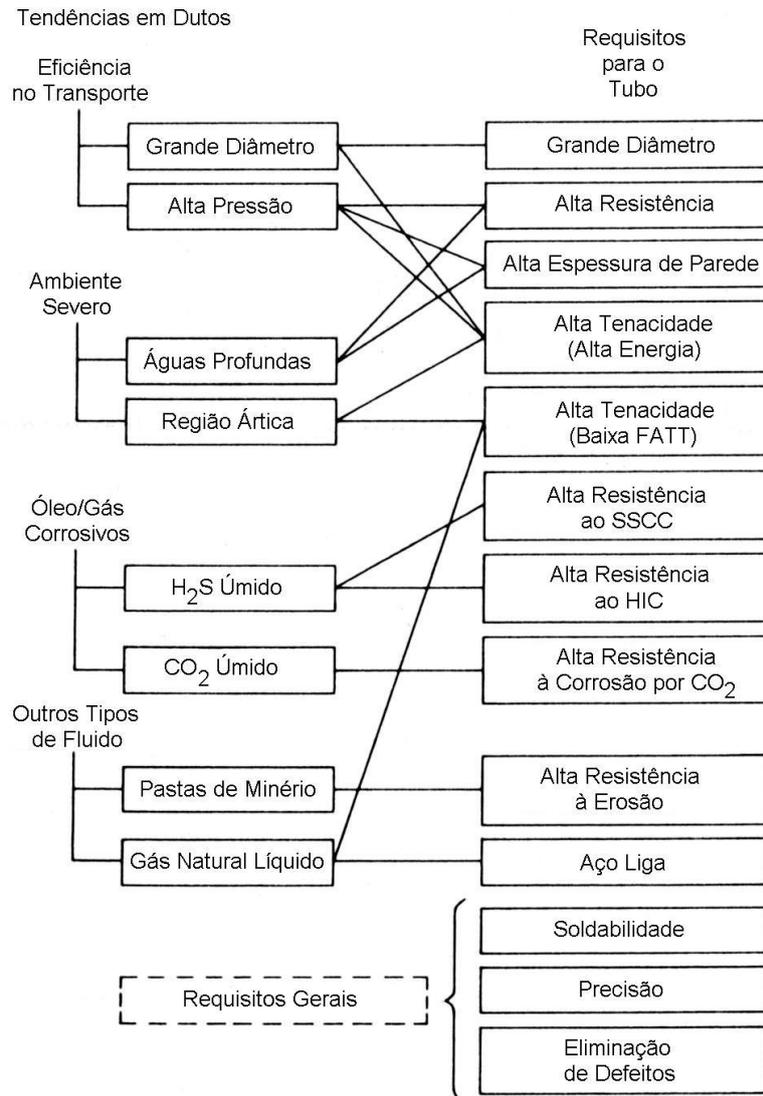


Figura 1: Correlação entre as tendências para dutos e os requisitos correspondentes para tubos [Nara 1983].

- EVOLUÇÃO METALÚRGICA DOS AÇOS PARA TUBOS

A figura 2 mostra a evolução metalúrgica ocorrida nos processos de laminação e tratamento térmico de chapas grossas de aço usadas para a fabricação de tubos soldados para transporte de petróleo e seus derivados. A partir dela pode-se observar que, há mais de quarenta anos atrás, já eram produzidas chapas de aço para a produção de tubos API 5L-X60 apresentando teor de carbono relativamente alto – 0,20% - e contendo também vanádio para aumentar sua resistência mecânica. O processo de laminação a quente dessas chapas tinha como objetivo somente obter as dimensões necessárias para a chapa, cujas propriedades mecânicas eram definidas posteriormente, ao se aplicar tratamento térmico de normalização [Grimpe 2004].

Embora satisfatória naquela época, essa abordagem de fabricação apresenta diversas oportunidades de melhoria. Seria muito interessante que a chapa pudesse apre-

sentar suas propriedades mecânicas finais logo após sua laminação a quente, permitindo a supressão do tratamento térmico adicional, que consome energia e prolonga seu tempo de fabricação, implicando portanto em maiores custos de fabricação. O teor relativamente alto de carbono não favorece a soldagem do material, particularmente durante a construção do duto, onde esse processo é efetuado no campo.

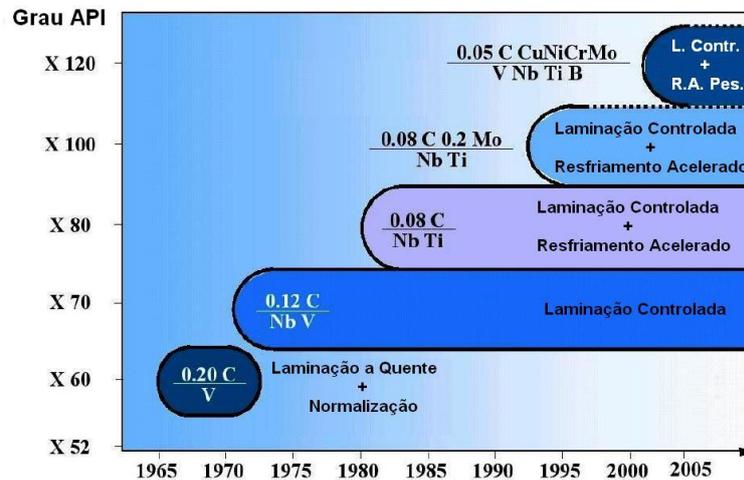


Figura 2: Evolução dos aços usados na fabricação de tubos com grande diâmetro para transporte de óleo e gás [Grimpe 2004].

Na década de 1960, pesquisadores ingleses começaram a estudar um novo conceito de material, os aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL), contendo teores muito pequenos de nióbio, titânio e/ou vanádio, que apresentam uma característica muito peculiar durante sua conformação a quente. Como se sabe, os aços convencionais submetidos a este processo se recristalizam de forma rápida e completa após cada passe de deformação. Isso também ocorre no caso dos aços microligados, mas somente até certo ponto: abaixo de uma dada temperatura, denominada **Temperatura de Não-Recristalização** (T_{nr}), parte dos elementos microligantes, particularmente o nióbio, se precipita na austenita. Esses precipitados ancoram os contornos de recristalização que varrem a microestrutura após cada passe de deformação, virtualmente paralisando a restauração do material. Dessa forma, como a austenita não mais se recristaliza entre os passes de deformação, ela encrua progressivamente à medida que é laminada, formando grãos achatados (ou “panquecados”). A transformação da austenita encruada, que ocorre durante o resfriamento da chapa após sua laminação a quente, gera uma microestrutura com tamanho de grão extremamente refinado. Como se sabe, só o refino de grão microestrutural leva à elevação simultânea da resistência mecânica e da tenacidade da chapa que dará origem ao tubo [Gorni 2006B].

O refino de grão promovido pela laminação controlada pode ser entendido com maior clareza observando-se a figura 3. A partir dela é possível observar que, na laminação convencional de aços comuns (os dois casos à esquerda), a nucleação da ferrita ocorre exclusivamente nos contornos de grão prévios da austenita. O abaixamento da temperatura final de laminação promove microestrutura final mais refinada e, portanto, mais resistente e tenaz. Já a laminação controlada dos aços microligados (terceiro caso na figura 3) faz com que a nucleação da ferrita também ocorra nas bandas de deformação intragranulares decorrentes do encruamento da austenita, refinando ainda mais a microestrutura final [Kosazu 1992].

O endurecimento proporcionado pelo refino de grão também é complementado por outros fenômenos metalúrgicos. Os elementos microligantes ainda em solução tam-

bém podem se precipitar simultaneamente com a transformação da austenita em ferrita durante o resfriamento da chapa, aumentando ainda mais sua resistência mecânica, ainda que comprometendo um pouco a tenacidade do material. A união desses mecanismos de endurecimento permite reduzir os teores de carbono e demais elementos de liga sem que haja prejuízo para as propriedades mecânicas da chapa, o que contribui para aumentar sua soldabilidade. E mais: pode-se agora dispensar o tratamento térmico final de normalização, uma vez que a produto apresenta as características mecânicas desejadas já no estado laminado [Paxton 1980].

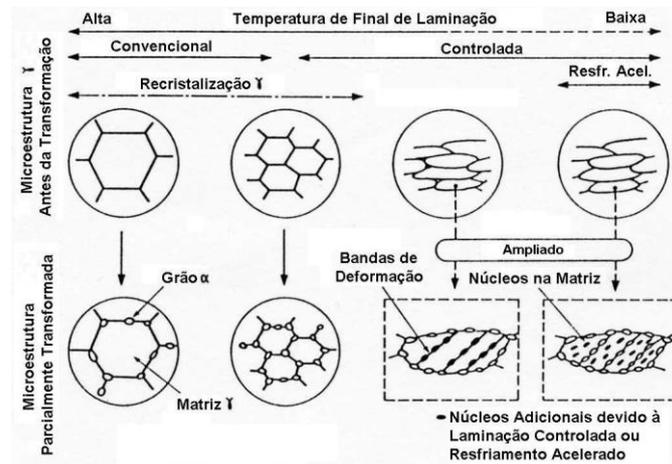


Figura 3: Evolução do tamanho de grão da austenita e da nucleação posterior de ferrita a partir dela em função da evolução de temperatura aplicada durante o processo [Kosasu 1992].

Por outro lado, o fato da laminação definir as propriedades finais do produto impõe que seus parâmetros de processo devam neste caso ser controlados com muito maior rigor do que anteriormente, uma vez que é necessário aplicar os passes de laminação de forma coordenada com a evolução de temperatura do laminado. Ou seja, tem-se neste caso um tratamento termomecânico, mais conhecido como **laminação controlada**. Aqui o processo ocorre basicamente em duas etapas: **esboçamento** a alta temperatura (com recristalização plena da austenita entre os passes de laminação) e **acabamento** a baixa temperatura (com nenhuma recristalização da austenita entre passes), conforme mostrado na figura 4. Geralmente há uma etapa intermediária de **espera**, pois não pode haver aplicação de deformação na faixa de temperaturas onde a recristalização entre passes da austenita torna-se incipiente. Se isso ocorrer, a microestrutura do produto final torna-se heterogênea, o que pode degradar a tenacidade do material [Paxton 1980]. Esta rota de fabricação foi viabilizada industrialmente a partir da década de 1970, conforme se pode observar na figura 2, obtendo-se chapas com maior resistência mecânica, conforme a norma API 5L-X70, a partir de aços microligados ao NbV contendo 0,12% de C [Grimpe 2004].

A contínua busca por aços com níveis ainda mais elevados de resistência mecânica e tenacidade, mas teores ainda menores de carbono e elementos de liga, levaram a pesquisas sobre novas abordagens para se refinar ainda mais o tamanho de grão do material. Uma das maneiras de se alcançar esse objetivo consiste em se promover a transformação da austenita sob menores temperaturas, onde a nucleação dos novos grãos de ferrita é ainda mais acelerada. Isso pode ser conseguido resfriando-se a chapa com jatos de água logo após sua laminação a quente. Voltando-se mais uma vez à figura 3, pode-se observar que a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (último exemplo) faz com que a nucleação da ferrita também passe a também ocorrer em

toda a área dos grãos austeníticos prévios, e não somente em suas bandas de deformação e contornos de grão, como é o caso da laminação controlada convencional. Isso leva a microestruturas ainda mais refinadas, com maior resistência mecânica e tenacidade [Kosazu 1992].

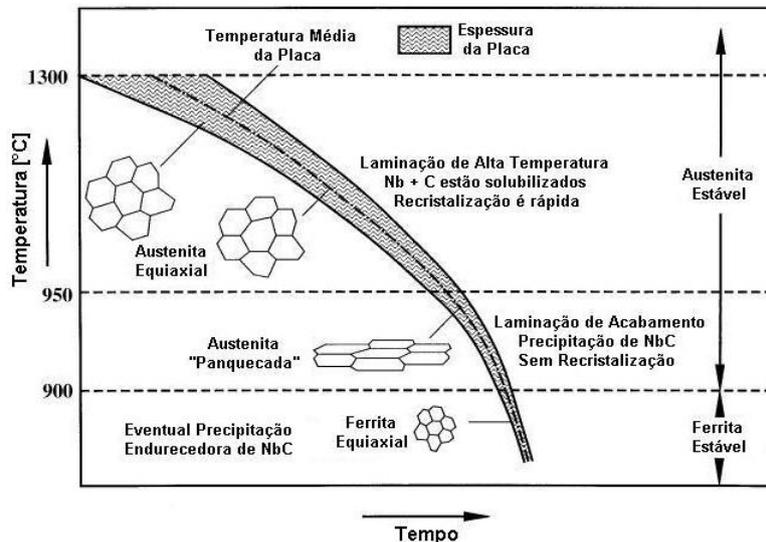


Figura 4: Fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada [Paxton 1980].

Os fundamentos metalúrgicos do refino microestrutural promovido pelo resfriamento acelerado – ou seja, pelo **uso de água como elemento de liga** - já eram conhecidos de longa data, mas os problemas tecnológicos decorrentes de sua aplicação, como heterogeneidade de propriedades mecânicas e planicidade nas chapas grossas obtidas, retardou bastante sua implantação. Ela só foi viabilizada após o desenvolvimento de técnicas sofisticadas para controle das taxas de resfriamento efetivamente aplicadas sob condições industriais, o que ocorreu no início da década de 1980 [Gorni 2006A]. Esse novo processo viabilizou a fabricação de chapas grossas para a fabricação de tubos conforme a norma API 5L X80 usando aços com teores de C ainda menores, da ordem de 0,08%, no início da década de 1980, conforme mostrado na figura 1.

Essa mesma figura também mostra que a contínua evolução dos projetos de liga ocorrida desde então viabilizou o surgimento do grau X100 em meados da década de 1990. O aperfeiçoamento dos sistemas de resfriamento acelerado, que elevou as taxas de resfriamento possíveis e viabilizou a execução de têmpera direta após a laminação, permitiu que o grau X120 fosse alcançado no início do novo milênio [Grimpe 2004].

O encruamento da austenita na fase de acabamento da laminação controlada faz com que as cargas de laminação no final de processo atinjam valores muito altos. Isso inviabiliza a aplicação desse processo em linhas mais antigas, as quais não foram originalmente concebidas para a aplicação desse novo tratamento termomecânico. Uma das soluções para este inconveniente é a adoção de aços com teores relativamente altos de Nb, entre 0,060 e 0,100%, os quais permitem elevar as temperaturas da laminação controlada, minimizando as cargas de laminação. Esse tipo de laminação é conhecido como processamento sob alta temperatura (*High Temperature Processing, HTP*) [Hulka 2004]. Outra possibilidade é a chamada laminação controlada com recristalização (*Recrystallization Controlled Rolling, RCR*), onde se usam aços ao V-Ti-N. Neste caso não se usa Nb, pois não se deseja encruar a austenita durante a laminação – muito pelo contrário! A intenção aqui é promover sucessivas recristalizações estáticas plenas da auste-

nita entre os passes de laminação para refinar sua microestrutura [Lagneborg 1999]. O refino de tamanho de grão conseguido por essa abordagem metalúrgica não é tão intenso quanto o da laminação controlada convencional; por esse motivo, parte da resistência mecânica do produto tem de ser conseguida através de endurecimento por precipitação de VN durante o resfriamento do laminado. Deve-se observar que o menor grau de refino de grão e endurecimento por precipitação tendem a reduzir a tenacidade do produto. De toda forma, tanto o processo HTP como o RCR requerem a aplicação de resfriamento acelerado para se produzir chapas grossas com maiores níveis de resistência mecânica através do refino suplementar da microestrutura.

Chapas grossas de aços microligados destinados a aplicações de grande responsabilidade, como tubos para transmissão de gás e derivados de petróleo, precisam apresentar valores extremos de resistência mecânica com boa tenacidade. Pode-se citar como exemplo tubos conformados pelo processo U.O.E. atendendo à norma API 5L-X80, que devem apresentar limite de escoamento entre 550 e 690 MPa, limite de resistência entre 620 e 830 MPa, razão elástica máxima igual a 0,93 e alongamento total mínimo de 20%. Esses tubos também devem atender a requisitos de tenacidade, os quais geralmente são definidos conforme as especificações do projeto do duto. A razão elástica também é uma propriedade muito importante para esse tipo de produto, uma vez valores excessivos desse parâmetro fazem com que a chapa sob conformação apresente o chamado efeito mola (*spring-back*). Ou seja, ela “salta” da matriz após a conformação, como que recusando ser conformada. O tubo que está sendo processado apresenta formato ovalado, exigindo maior esforço para ser adequadamente conformado.

Aços microligados com microestrutura ferrítica-perlítica não conseguem atender aos requisitos de propriedades mecânicas para graus API 5L iguais ou superiores ao X80, mesmo que apresentem tamanho de grão intensamente refinado e grau apreciável de endurecimento por precipitação. Além disso, seu valor de razão elástica sob esses altos níveis de resistência mecânica torna-se excessivamente alto, superior a 0,93, o que não só dificulta a conformação do tubo como também deixa preocupados os projetistas das linhas de transmissão de gás e petróleo, em função do pequeno intervalo existente entre as tensões necessárias para o início da deformação permanente e a ruptura do material. A saída para esse impasse está na adoção de frações cada vez maiores de constituintes aciculares na microestrutura, promovendo endurecimento por discordâncias e por segunda fase [Gray 1999,Gorni 2006B]. Por exemplo, entre as várias abordagens microestruturais adotadas para aços microligados com limite de resistência entre 600 e 800 MPa e baixa razão elástica, pode-se citar mistura de ferrita poligonal, ferrita acicular, bainita e constituinte MA (martensita-austenita) [Roza 2006,Ramirez 2007]; ferrita acicular mais precipitação de cobre (HSLA-80) [Wilson 1988,Gorni 2001]; e bainita com teor extra baixo de carbono (*ULCB, Ultra-Low Carbon Bainite*) [Massip 1978,Nakasuji 1980,Gorni 2001]. As composições químicas típicas desses materiais podem ser vistas na tabela 1.

Aço	C	Mn	Si	Al	Nb	Ti	V	Cr	Mo	Ni	B	N
HY80	0,15	0,26	0,23	0,050	-	-	-	1,55	0,38	2,65	-	-
X80	0,06	1,68	-	0,025	0,060	0,018	0,018	0,14	0,15	-	-	0,0090
HSLA-80	0,04	0,65	0,32	0,013	0,077	-	-	0,77	0,23	0,87	-	0,0030
ULCB	0,03	1,93	0,29	0,015	0,062	0,029	-	-	0,35	0,39	0,0016	0,0030

Tabela I: Composições químicas médias típicas das várias abordagens de projeto de liga usadas na fabricação de chapas grossas com limite de resistência entre 600 e 800 MPa [Gorni 2001,Roza 2006].

O desenvolvimento de novos graus ainda mais resistentes, equivalentes às futuras classes API 5L X100 e X120, que apresentam limite de escoamento de, respectiva-

mente, 690 e 830 MPa [Gray 1999], vem ocorrendo já há muito tempo. Em 2005 a Nippon Steel Corporation comunicou o início da comercialização do grau API 5L X120 para a execução dos primeiros testes sob condições práticas. Note-se, contudo, que ocorre considerável demora para que os avanços metalúrgicos se reflitam na prática comercial consagrada. Os tubos API 5L grau X80 somente começaram a ser usados de forma disseminada a partir de meados da década de 1990. Uma vez que dutos para transporte de gás e derivados de petróleo constituem uma aplicação de enorme responsabilidade, seus projetistas são extremamente cautelosos acerca do material a ser adotado, demandando experiências e teste preliminares exaustivos até que ele passe a ser aceito sem reservas.

- SOLDABILIDADE

A soldabilidade dos tubos para condução de derivados de petróleo é uma característica vital para este tipo de produto, já que a soldagem é usado intensivamente em sua fabricação e na união entre os tubos em campo. Logo, todo esforço é necessário para facilitar esse processo, reduzindo-se assim seus altos custos e a necessidade de reparo ou eliminação de defeitos. Os recentes aços estruturais processados termomecanicamente microligados ao Nb, V e/ou Ti com teor reduzido de elementos de liga, particularmente C, apresentam soldabilidade superior em relação aos aços convencionais de baixa e média liga, além de maior resistência mecânica e tenacidade. A busca por uniões soldadas mais tenazes também levou à redução nos teores de S (abaixo de 0,001%) e N (abaixo de 40 ppm) do aço, bem como microadições de Ti (para refinar o tamanho de grão) e/ou Ca (para globulizar as inclusões de sulfeto). As medidas tomadas o sentido de minimizar e globulizar as inclusões de sulfetos praticamente eliminaram a ocorrência de rompimento lamelar (*lamellar tearing*) nas estruturas metálicas soldadas [Hulka 1995].

Essas medidas para melhoria da soldabilidade tornaram a execução desse processo de união mais simples, confiável e econômica, um fator de enorme importância quando se sabe que os custos associados à soldagem de uma estrutura podem ser superiores à metade do valor total do componente [Gorni 2006B]. Por exemplo, um aço estrutural com melhor soldabilidade permite suprimir o reaquecimento do local da futura junta durante a soldagem em campo, o que significa uma redução de custos da ordem de 70 dólares por tonelada de aço.

O conceito de soldabilidade de um aço é um tanto quanto complexo, uma vez ele também é função das tensões que atuarão sobre construção metálica, das condições ambientais que influenciarão a quantidade de hidrogênio absorvido pelo metal fundido durante a soldagem, o processo específico de soldagem aplicado, os consumíveis adotados e, não menos importante, a composição química do metal-base.

Um dos aspectos mais críticos na soldabilidade de um aço é sua susceptibilidade ao trincamento a frio na zona afetada termicamente, a qual é causada pelo efeito combinado das tensões internas do cordão e da presença de hidrogênio numa região com baixa ductilidade devido à formação de constituintes duros na microestrutura. A presença do H decorre dos aspectos operacionais da soldagem, tais como o tipo de eletrodo usado e seu processo de secagem. Já a composição química do aço possui grande efeito na tendência à formação de constituintes duros na microestrutura. Essa tendência pode ser estimada numericamente através de um consagrado parâmetro conhecido como **Carbono Equivalente** (C_{eq}), definido inicialmente na década de 1940. Desde então foram desenvolvidas várias fórmulas para cálculo desse parâmetro em função das apli-

cações específicas. A seguir estão listadas algumas fórmulas usadas no cálculo de C_{eq} [Yurioka 2001]. A equação original, proposta em 1940 por Dearden & O'Neill, é a seguinte:

$$C_{EQ_Dearden} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr+V}{5} + \frac{Cu}{13} + \frac{Ni}{15} + \frac{P}{2}$$

As equações a seguir são mais adequadas para os aços mais modernos, com teor de C inferior a 0,16%, inclusive microligados, como a de Ito & Bessio:

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 B$$

Shinozaki:

$$C_{EQ_FBW} = C + \frac{Mn}{5} + \frac{Si}{15} + \frac{Cr}{9} + 7 Nb (1 - 10C) + \frac{V (50C - 1)}{3} + 1.3 Ti (1 - 5C) + \frac{Mo (1 - 6C)}{2} + 29 B (11C - 1)$$

Graville:

$$C_{EQ_HSLA} = C + \frac{Mn}{16} - \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{9}$$

Yurioka:

$$C_{EN} = C + A(C) \left(\frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Nb}{5} + 5 B \right)$$

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh [20 (C - 0.12)]$$

Todas as fórmulas listadas acima foram determinadas por correlação estatística a partir de resultados de trincamento a frio e da máxima dureza prevista. O C é o elemento mais significativo, sendo o responsável pela dureza da microestrutura martensítica e, em menor grau, também pela dureza na microestrutura bainítica.

A figura 5 mostra como a redução no teor de C e no valor do carbono equivalente (C_{eq}), a incorporação de elementos de microliga e a aplicação de tratamento termomecânico contribuíram para reduzir tanto a temperatura de pré-aquecimento necessária ao se efetuar uniões por soldagem em estruturas de aço, como a redução da incidência de trincamento do cordão de soldagem [Hulka 1995].

- RESISTÊNCIA À CORROSÃO

A resistência à corrosão é outro aspecto muito importante para o material a ser usado na fabricação dos tubos. Em muitos casos é necessária a aplicação de proteção contra oxidação na superfície exterior, seja através da aplicação de um revestimento ou de proteção catódica. Além disso, as jazidas de petróleo exploradas a partir da década de

1950 apresentam altos teores de H_2S , condição que está se tornando cada vez mais frequente e que piora à medida que o campo petrolífero envelhece. Este gás forma uma solução aquosa com o CO_2 , o chamado gás azedo (*sour gas*), que é extremamente corrosiva. A ação dessa substância faz com que a superfície interna do tubo trinque mesmo sem estar submetido a tensões externas. Essa é a chamada fragilização induzida por hidrogênio (*HIC, Hydrogen Induced Cracking*), cujo esquema de atuação está mostrado na figura 6: o ataque do ácido sulfídrico na superfície do tubo gera hidrogênio atômico, o qual é adsorvido pelo aço e se difunde até pontos específicos da microestrutura, geralmente pontas de inclusões alongadas, tais como sulfetos. Nesses pontos os átomos de hidrogênio se recombinaem, formando hidrogênio molecular o qual não mais se difunde pelo aço. Dessa forma ocorre acúmulo desse gás nesses pontos; quando sua pressão supera o limite de resistência do aço ocorre a formação de trincas que podem enfraquecer a parede do tubo e provocar seu rompimento [Hulka 2001].

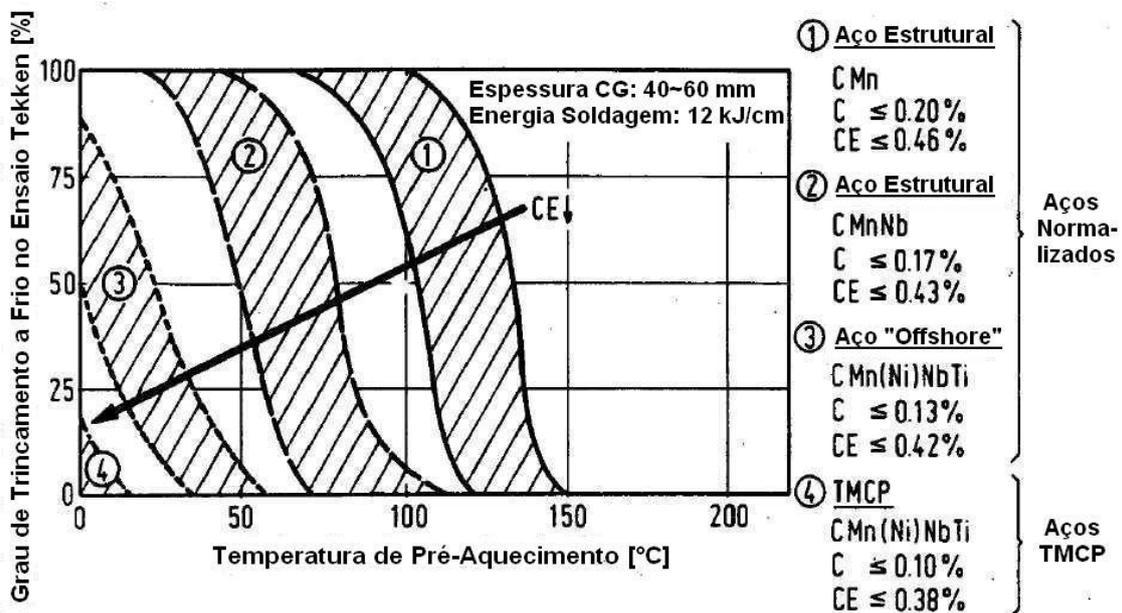


Figura 5: Efeito da redução no teor de C e valor de carbono equivalente (CE), em decorrência da incorporação de elementos de microliga e aplicação de laminação controlada (TMCP), sobre a temperatura de pré-aquecimento recomendada para a soldagem de aços com limite de escoamento igual ou superior a 355 MPa [Hulka 1995].

A fragilização induzida pelo hidrogênio pode ser combatida através da purificação prévia ou adição de inibidores ao óleo ou gás a serem transportados, mas estas soluções aumentam o custo operacional do duto. O ideal é usar tubos de aço capaz de suportar tais condições. Entre as medidas necessárias para tal está a redução da presença de sulfetos na microestrutura do material, bem como a globulização das inclusões remanescentes através de técnicas de metalurgia de panela. A redução da segregação central formada durante o lingotamento contínuo das placas é fundamental, conforme mostrado na figura 7: quanto maior for a dureza da região segregada, pior será o desempenho do material quanto à fragilização induzida pelo hidrogênio.

Sob esse aspecto a redução dos teores de C, Mn e P da liga é bem-vinda, bem como o uso de solidificação peritética para aproveitar a homogeneização mais rápida que ocorre enquanto o veio se encontra na faixa de temperaturas associada à existência de ferrita delta, conforme mostrado na figura 8. Outra contramedida bastante eficaz

consiste na produção das placas através de máquina de lingotamento contínuo dotada de rolos segmentados com curta distância entre os mesmos e de recursos de *soft reduction*, com aplicação de redução de 1 mm por metro no final da solidificação. A aplicação de resfriamento acelerado após a laminação a quente é praticamente obrigatória para a produção de chapas grossas para tubos resistentes ao HIC, uma vez que o refino intensificado de grão que ele promove permite reduzir os teores de elementos de liga do aço, particularmente de carbono e manganês, minimizando também a dureza da região segregada. Além disso, a maior velocidade de resfriamento após a laminação também tende a restringir a segregação propriamente dita de carbono e fósforo durante a transformação da austenita [Hulka 2001].

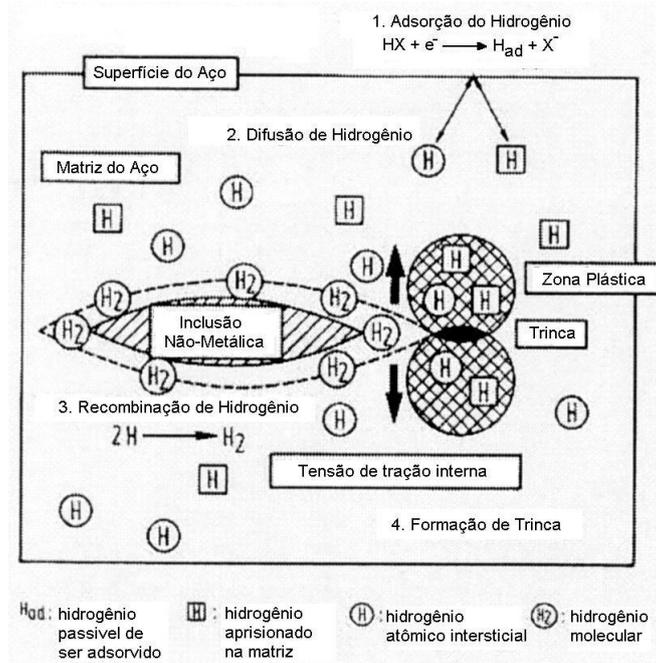


Figura 6: Esquema da formação da trincas induzidas pela presença de hidrogênio (HIC) [Hulka 2001].

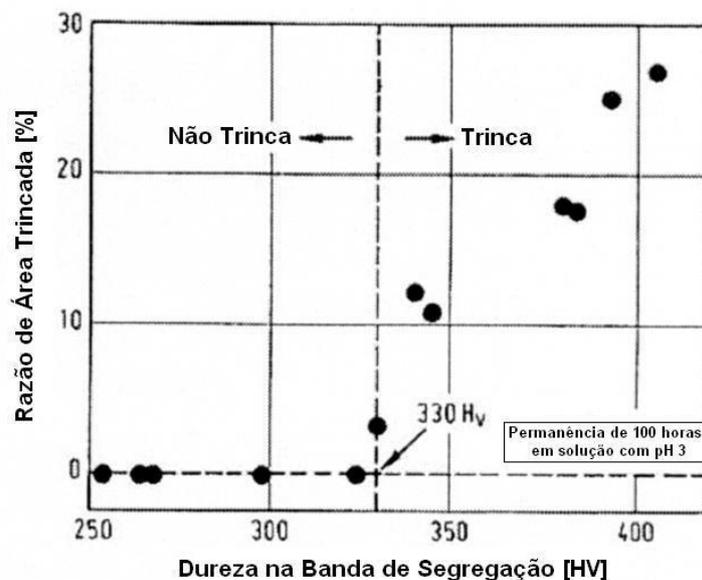


Figura 7: Relação entre dureza na banda de segregação central da chapa grossa e o trincamento decorrente da fragilização induzida por hidrogênio [Hulka 2001].

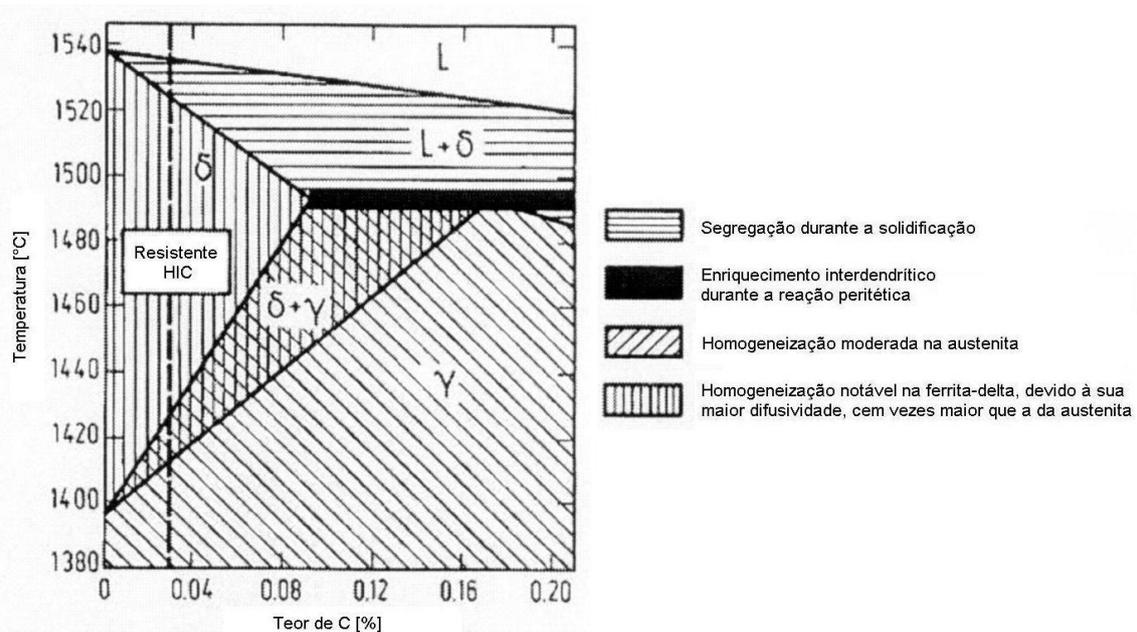


Figura 8: Conforme mostrado neste diagrama ferro-carbono, os aços com teores de carbono que propiciam o aparecimento de ferrita delta durante a solidificação a partir do aço líquido apresentam maior grau de homogeneização da segregação durante a solidificação, contribuindo para a obtenção de chapas grossas com maior grau de resistência à fragilização induzida pelo hidrogênio [Hulka 2001].

- CONCLUSÕES

Chapas grossas destinadas à fabricação de tubos de grande diâmetro para condução de produtos petrolíferos constituem uma das classes mais sofisticadas de produtos planos de aço, em função dos requisitos que devem atender em termos de resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade e resistência à corrosão, entre outros fatores. Essas demandas estão se tornando cada vez mais severas, uma vez que a demanda energética mundial requer a exploração de jazidas petrolíferas em locais cada vez mais inóspitos e sob condições operacionais crescentemente severas. Esse desafio contínuo vem sendo vencido pela siderurgia há décadas, através da aplicação de conceitos metalúrgicos sofisticados à concepção, produção e aplicação desses materiais, bem como do desenvolvimento da tecnologia associada a seus processos de fabricação e aplicação. Tudo isso, obviamente, sem perder de vista os aspectos econômicos envolvidos. E, no caso específico do Brasil, a recente descoberta das reservas petrolíferas brasileiras do pré-sal acabou de demonstrar que esse esforço técnico e comercial está muito longe de terminar.

- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

GORNI, A.A. **Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa**. Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, 2001, 120 p.

- GORNI, A.A. & SILVEIRA, J.H.D. Resfriamento Acelerado de Chapas Grossas: O Futuro Chegou. **Metalurgia e Materiais**, 62:654, Março 2006, 103-105.
- GORNI, A.A. e outros. Um Panorama do Desenvolvimento Recente de Chapas Grossas e suas Aplicações. **Corte e Conformação de Metais**, 2:19, Novembro 2006, 78-93.
- GRAY, J.M. Recent Developments in Plate and Linepipe Steels. In: Sino-Brazilian Symposium: Niobium in Steels and Alloys. **Proceedings**. CBMM, Beijing, 1999, 15-62.
- GRIMPE, F. e outros. Development, Production and Application of Heavy Plates in Grades up to X120. In: 1st International Conference on Super-High Strength Steels. **Proceedings**. Associazione Italiana di Metalurgia/Centro Sperimentali Materiali, Rome, November 2004, 10 p.
- HULKA, K. & HEISTERKAMP, F. Weldability Considerations in the Development of Structural Steels. In: Third International Conference on HSLA Steels. **Proceedings**. The Chinese Society for Metals, Beijing, October 1995, 543-551.
- HULKA, K. Sour Gas Resistant Steel. **Niobium Information 18/01**, Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, 2001, 8 p.
- HULKA, K. e outros. Experience with Low Carbon HSLA Steel Containing 0,06 to 0,10 Percent Niobium. **Niobium Technical Report**, n° 1/04, August 2004, 27 p.
- KOZASU, I. Processing – Thermomechanical Controlled Processing. In: **Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment: Constitution and Properties of Steels**, vol. 7, VCH, Weinheim, 1992, 186-217.
- LAGNEBORG, R. e outros. The Rôle of Vanadium in Microalloyed Steels. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, 28:5, October 1999, 186-241.
- MASSIP, A. & MEYER, L. Grobblech und Warmband aus bainitischen Stählen mit sehr niedrigem Kohlenstoffgehalt. **Stahl und Eisen**, 98:19, 21 September 1978, 989-996.
- NAKASUGI, H. e outros. Development of Controlled Rolled Ultra Low Carbon Bainitic Steel for Large Diameter Linepipe. In: Alloys for the Eighties. **Proceedings**. Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, June 1980, 213-224.
- NARA, Y. Production of Line Pipe in Japan. **Metals Technology**, vol. 10, n° 8, August 1983, 322-329.
- PAXTON, H.W. The Metallurgy of Steels for Large Diameter Linepipe. In: Alloys for the Eighties. **Proceedings**. Climax Molybdenum Co., Ann Arbor, June 1980, 185-211.
- RAMIREZ, M.G. e outros. Caracterização Microestrutural de um Aço API 5L-X80 Através de Microdureza e Microscopia Ótica e Eletrônica. In: 62° Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. **Anais**. Vitória, Julho 2007, 3633-3642.
- ROZA, J.S. e outros. Tubos API 5L X80 Procesados por ERW. In: 3rd Conference on Uses of Steel. **Proceedings**. Instituto Argentino de Siderurgia, San Nicolás, Novembro 2006, 113-122.
- WILSON, A.D. e outros. Properties and Microstructures of Copper Precipitation Aged Plate Steels. In: Microalloying '88. **Proceedings**. American Society for Metals, Chicago, 1988, 259-275.
- YURIOKA, N. Physical Metallurgy of Steel Weldability. **ISIJ International**, 41:6, June 2001, 566-571.