

Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações.

(A Brief History Review of Development on API Steels Welding for Pipeline.)

Jaime Casanova Soeiro Junior¹, David Bellentani Rocha², Sérgio Duarte Brandi³

¹Aluno de Mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, São Paulo, São Paulo, Brasil e jaimecasanova@usp.br.

²Mestre em Engenharia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, São Paulo, São Paulo, Brasil.

³Professor Titular, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, São Paulo, São Paulo, Brasil e sebrandi@usp.br.

Resumo

Este trabalho enfoca o desenvolvimento dos aços API para tubulações desde o aço API 5L X42, desenvolvido em 1948, através de laminação a quente seguida de tratamento térmico. Desde então foram feitos diferentes desenvolvimentos visando aumentar a resistência mecânica e a tenacidade, além de melhorar a soldabilidade. Entre eles, a adição de elementos de liga, produzindo os aços ARBL e a utilização de rotas de processamento termomecânico durante a laminação. Inicialmente a rota utilizada era a laminação a quente controlada (TMCR), com utilização de elemento microligante como Nb para os aços X60 e o conjunto Nb e V para os aços X65 e X70, associado a uma redução do teor de carbono. Posteriormente foi implantada a rota de fabricação do aço por laminação controlada seguida de resfriamento controlado (TMCP), com redução de carbono e adição de Nb e Ti para os aços X80, e adições de Mo, Nb, Be e Ti para os X100. A redução do carbono foi motivada também para melhorar a sua soldabilidade e, por este motivo, estes aços são soldados por diferentes processos de soldagem, como o eletrodo revestido. Desenvolvimentos recentes com raiz feita com MAG-TC e enchimento com arame tubular tem dado resultados animadores.

Palavras-chave: aços ARBL; soldabilidade; processos de soldagem, soldagem de dutos.

Abstract: This paper is a brief history on the development of pipelines steels since the API 5L X42 steel, developed in 1948 by hot rolling followed by heat treatment. Subsequently different developments were made to increase the strength and toughness of these materials, and to improve their weldability. Among them, the addition of microalloying elements, producing HSLA steels and thermomechanical processing routes during hot rolling. Initially the route used was the controlled hot rolling (TMCR), together with microalloying element such as Nb for X60 steel and Nb plus V for X65 and X70 steels, associated with a reduction in carbon content. Later, the thermomechanical controlled process (TMCP) manufacturing route was implemented together with carbon reduction and addition of Nb and Ti for X80 steels, and additions of Mo, Nb, B and Ti for X100. The reduction of carbon was also motivated to improve the weldability of these steels and, for this reason; they are welded by various welding processes such as SMAW. Recent developments with GMAW with controlled short circuit transfer on the root and filling passes with FCAW has given encouraging results.

Key-words: HSLA steel, weldability, welding process; pipeline welding.

1. Introdução e Justificativa.

Os aços API 5L são utilizados em malhas dutoviárias que são responsáveis pelo transporte de petróleo e seus derivados, desde as regiões produtoras até os centros consumidores. O aumento da demanda energética tem incentivado a ampliação e a construção de novos oleodutos e gasodutos [1,2].

O transporte por dutos é o modo mais barato de conduzir óleo

e gás, porém, deve ser realizado com confiabilidade e segurança operacional para evitar prejuízos econômicos e, principalmente, ambientais [1].

Na construção de dutos terrestres são utilizados tubos com elevada resistência mecânica e grandes diâmetros, de modo que, durante a operação, suportem elevadas pressões, a fim de proporcionar uma redução na espessura de parede, resultando não somente em benefícios econômicos, como também em maior produtividade durante a construção [3-5].

A API (American Petroleum Institute – Instituto Americano do Petróleo) especifica a fabricação de tubos para dutos através da norma API 5L [3]. Estes aços são identificados pelo seu limite de escoamento, como no caso do aço API 5L X80, cujo valor é da ordem de 80 ksi (552 MPa).

Recebido em 07/03/2013. Texto final em 07/03/2013.

Os processos de soldagem de tubos podem ser divididos em dois tipos: processos de fabricação e processos de montagem [6-8].

O processo de soldagem mais empregado mundialmente na construção de dutos em campo é o processo de soldagem com eletrodo revestido (ER) [3]. Este apresenta limitações, não em relação a sua viabilidade e/ou qualidade da solda produzida (controle metalúrgico), mas em relação à baixa produtividade [9].

A fim de reduzir tal limitação está se tornando comum o emprego, em campo, de outros processos de soldagem, ou combinações destes, visando um aumento de produtividade, mantendo ou aumentando a qualidade do cordão de solda produzido.

Uma das possibilidades de combinações de processos consiste na soldagem do passe de raiz com o processo de soldagem MAG-TC (MAG com Transferência Controlada) e o enchimento e acabamento com o processo arame tubular (AT) em suas duas variantes: com proteção gasosa (AT-PG) e auto-protegido (AT-AP)[6-8,10].

O processo MAG-TC apresenta maior produtividade na soldagem de passe de raiz em tubulações, mas em contrapartida exige mão de obra mais qualificada e treinada, em comparação com o processo ER [10].

Dentro deste contexto a soldagem dos aços API 5L X com resistência mecânica superiores deve ser estudada e desenvolvida, não somente em relação às propriedades e a soldabilidade do aço em si, mas sim em um aspecto mais amplo, englobando entre outros: qualidade, custo, produtividade, viabilidade e facilidade de execução, sempre em atendimento as normas aplicáveis. Isto justifica o estudo da soldabilidade e da viabilidade técnica da soldagem de tubos API 5L X, com a combinação de diversos processos de soldagem.

2. Revisão Bibliográfica.

2.1 Tubos API 5L.

Os tubos API 5L são fabricados em aço carbono, com ou sem costura e desenvolvidos para condução de gás, água ou óleo em indústrias de óleo e gás natural [2].

A especificação API 5L classifica os tubos pelo limite de escoamento, precedido das letras A, B e X, sendo que quando precedido pela letra X, em maiúsculo, o aço utilizado é de alta resistência. Os tubos podem ser fornecidos em dois níveis de especificação de produto: PSL 1 e 2. A diferença entre estes níveis de especificação consiste no maior rigor em relação aos requisitos técnicos, tais como: carbono equivalente (CE), tenacidade, limite de escoamento e resistência máximos, na especificação PSL 2 [2].

2.2 Aços para Tubos API 5L.

Antes do desenvolvimento dos aços de alta resistência baixa liga ou aços microligados (ARBL ou HSLA em inglês), os tubos eram produzidos com aços endurecidos pela adição de carbono e manganês possuindo, desta forma, péssimas soldabilidade e

tenacidade [11-14]. Os aços utilizados na fabricação de tubos API 5L, a partir do grau X42 são do tipo ARBL.

2.2.1 Aços ARBL.

Os aços ARBL são aqueles que, através de pequenas adições de elementos de liga, se obtém limite de escoamento acima de 40ksi (276 MPa) na condição laminado, tendo como característica uma boa relação resistência mecânica e tenacidade. Estes materiais possuem baixo teor de carbono, garantindo assim boa soldabilidade, quando comparados aos aços carbono convencionais, para a mesma resistência mecânica [13].

A principal vantagem no uso de aços HSLA é que devido a sua maior resistência mecânica, a espessura de parede dos tubos (para a mesma pressão interna) pode ser diminuída, reduzindo assim o peso e os custos envolvidos no transporte e montagem [3,14]. Outra possibilidade é manter a espessura de parede do tubo inalterada e elevar a pressão interna (até o limite máximo de 72% do limite de escoamento do tubo), aumentando o volume de produto transportado [4,5]. Para o mesmo projeto de duto também pode-se melhorar a resistência a condições ambientais, tais como abalos sísmicos e ambientes corrosivos [15,16].

Ratnapuli [17] cita que quanto maior for a pressão e o diâmetro interno, maior será a vazão e, conseqüentemente, o volume de produto transportado. Valim [18] afirma que a tendência mundial é de que sejam utilizados tubos com diâmetro cada vez maiores, menor espessura de parede e pressões mais elevadas. Roza [19] afirma que, mantendo-se o diâmetro e pressão constantes, é possível uma redução de 12,5% na espessura de parede com a utilização de um tubo X80 ao invés de um tubo X70.

2.2.2 Desenvolvimento.

Os primeiros estudos para o desenvolvimento dos aços ARBL ocorreram na Europa, entre as décadas de 1950 e 1960, no BISRA (British Iron and Steel Research Association) [20]. Neste, foram estudados os diversos fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante o processamento termomecânico [21-28].

Em paralelo, no final da década de 40, mais precisamente em 1948, foi introduzida a especificação API 5LX, contendo somente o tubo de grau X42 [29,30]. Em 1959 foi construído nos Estados Unidos o primeiro duto utilizando aço HSLA [4] e neste ano, também houve o desenvolvimento do primeiro aço X52 microligado, possuindo baixo teor de carbono e endurecido pela adição de elementos de microliga, tais como: nióbio e vanádio, na ordem de 0,10% [12].

Durante os anos 60 o aço dominante para gasodutos era o X52, produzido com aço semi-acalmado e sem requisitos de tenacidade, com teor médio de carbono de 0,16% [5]. A exploração de petróleo no ártico [31] e a ocorrência de fraturas frágeis com mais de 10 Km de extensão em dutos nos Estados Unidos levaram ao desenvolvimento de tubos produzidos com aços acalmados ao alumínio, proporcionando refino de grão e aumentando tanto a resistência mecânica como a tenacidade [32,33].

O teor de carbono dos aços produzidos era em torno de 0,25%, sendo que hoje em dia o teor foi reduzido para valores

próximos de 0,05%. Essa redução melhora substancialmente a soldabilidade do aço mas, em contrapartida, aumenta a razão elástica do tubo (LE/LR). Este aumento não é desejado, pois diminui a capacidade do material de tolerar deformações plásticas [32].

Com o melhor controle do teor de enxofre presente no aço foi possível o desenvolvimento de aços específicos para ‘sour service’. Hoje, o teor de enxofre nestes materiais foi reduzido de 0,05% para 0,002% [32].

A rota de produção de chapas dos aços API até o final da década de 60 baseava-se na laminação a quente seguido de normalização, conseguindo-se chapas com o grau X60 [3,14]. No início da década de 70 foi introduzida uma nova rota de produção para chapas desses aços, chamada de laminação controlada, ou pela sigla TMCR (Thermomechanical Controlled Rolling). Esta nova rota possibilitou a fabricação de aços com maiores requisitos de tenacidade, utilizados na exploração de petróleo no ártico, como o grau X70 microligado ao nióbio e ao vanádio com redução de tamanho de grão e do teor de carbono [2,31].

Com o processo TMCR é possível obter uma microestrutura com tamanho de grão reduzido, com baixo teor de carbono, maior tenacidade e melhor soldabilidade. Neste caso, as propriedades mecânicas são iguais ou melhores do que um aço produzido pelo método de laminação a quente e normalização. Os aços produzidos pela rota TMCR têm menor custo, pois não é necessária a etapa de normalização [33].

Com a rota TMCR, também foi possível produzir o aço X60 com adição de 0,03% de Nb e microestrutura perlítica-ferrítica de grão refinado e menor teor de carbono. Já o X65 e o X70 são obtidos com adição de Nb e V, apresentando microestrutura ferrita+perlita, grãos refinados e baixo teor de carbono [30,34].

O aço de grau X70 tornou-se o padrão mundial na construção de dutos, desde a década de 80 até os dias atuais [4,33], sendo que o primeiro duto utilizando tubos X70 foi construído na Alemanha ainda na década de 70 [5]. Entretanto, o futuro aponta para a redução de seu uso em favor de chapas de aço com graus superiores [4].

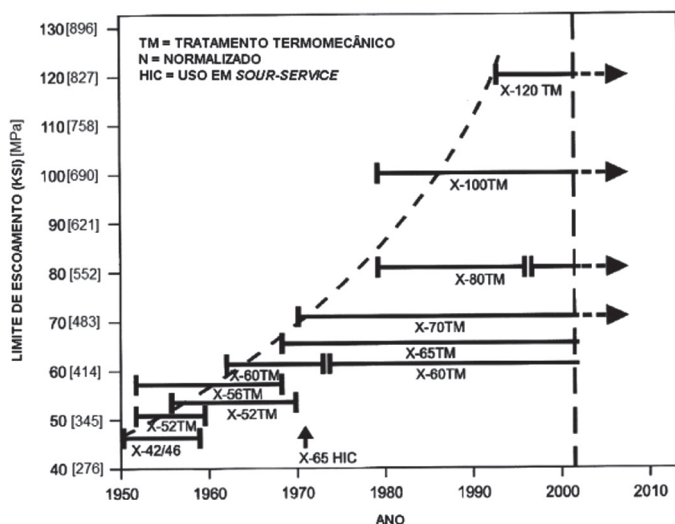


Figura 1. Desenvolvimento dos aços API 5L desde a década de 50. Baseado na ref. [12].

A Figura 1 resume o desenvolvimento dos aços API 5L desde a década de 50 e a Figura 2 mostra o desenvolvimento em conjunto com os principais elementos de liga.

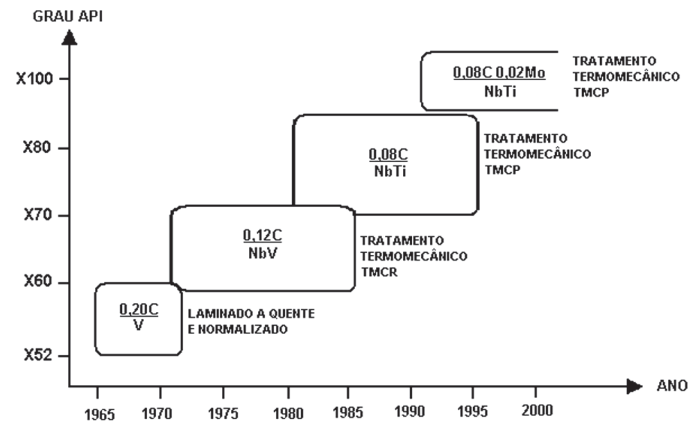


Figura 2. Desenvolvimento dos aços API 5L, elementos de liga e rota de produção. Baseado na ref. [4].

2.2.3 Estágio Atual.

No começo da década de 80 foi introduzido um melhoramento na técnica TMCR, que foi chamado de resfriamento acelerado, que consiste em resfriar o material rapidamente após a etapa final de laminação, de 800 °C a 500 °C. Após atingir esta temperatura, o resfriamento é feito ao ar para que haja a formação de bainita. Esta técnica que reúne o processo de laminação controlada seguido de resfriamento acelerado é tem a sigla TMCP (Thermomechanical Controlled Process) [35]. Utilizando-se desta técnica é possível obter uma microestrutura com grão refinado, reunindo alta resistência mecânica e tenacidade [36,37]. A taxa de resfriamento utilizada depende da composição química, espessura da chapa e das propriedades mecânicas requeridas para o material [37,38].

É possível a obtenção de aços do grau X80 sem a utilização do método TMCP, utilizando-se o método TMCR. Neste caso, utiliza-se uma maior quantidade de elementos de liga, tais como níquel e molibdênio nos aços ligados originalmente ao nióbio e vanádio, seguido de um refinado processo de laminação [19,30,39]. Este foi o caminho adotado pela indústria nacional, devido a limitações operacionais. A soldabilidade deste material é prejudicada pelos altos valores de carbono equivalente e pela microestrutura resultante [40].

A primeira aplicação de aço X80 em dutos se deu em 1985 na Alemanha, quando trechos de tubos X80 foram instalados em um duto de X70 somando um total de 3,2 Km, mantendo os níveis de esforços compatíveis com o restante do duto em X70. Em 1986, na Tchecoslováquia também foram instalados trechos de tubo X80 em um duto construído com aço X70, totalizando 1,6 Km e diâmetro de 56". Em 1990 no Canadá foi instalado um duto com aço X80 com comprimento de 50 Km e diâmetro de 42". Após sete anos, em 1992, foi construído o primeiro duto inteiramente projetado para explorar as propriedades do aço X80, ligando Schlüchtern a Werne na Alemanha com comprimento de 260 Km e 48" de diâmetro. Em 1994 foi completado outro duto de aço X80 construído no Canadá, tendo 54 Km de extensão e

diâmetro de 48” [3]. Em 2005 foi construído nos Estados Unidos o maior duto utilizando tubos X80 do mundo, com extensão de 650 km e 36” de diâmetro [4].

Os aços X80 modernos produzidos pelo método TMCP são ligados principalmente ao Nb e Cr (0,08 a 0,10% e 0,30%, respectivamente), possuindo teor de carbono de 0,04% e são estabilizados ao titânio. O titânio é adicionado para combater o efeito deletério do nitrogênio, melhorando a tenacidade. Por possuir teor de carbono baixo a resistência mecânica é obtida com a adição de nióbio e cromo, sendo que o último atua na formação de bainita. O nióbio propicia intenso refino de grão e aumenta a temperatura de recristalização, permitindo assim a laminação em temperatura mais alta. Este conceito é conhecido como HTP (High Temperature Processing). A laminação do aço termina entre 860 a 820 °C (exigindo menor força na laminação) e, em seguida, é aplicado o resfriamento acelerado para a formação de bainita [4].

Existem outras combinações de elementos de liga que podem ser utilizadas na obtenção de aços X80, tais como: nióbio e molibdênio (NbMo) ou nióbio, cromo e molibdênio (NbCrMo) [41]. A escolha da combinação utilizada para a produção do aço depende de vários fatores, tais como: custo dos elementos de liga, disponibilidade, desempenho da liga, método e rota de produção e capacidade de processamento da usina produtora.

Um dos benefícios da utilização de aços com elevada resistência mecânica é a redução de custos [42-44]. Isso se deve à menor espessura de parede (para a mesma pressão interna) e, consequentemente, menor quantidade de material necessário para a fabricação do tubo. Bai [3], cita que é possível obter uma economia de 7,5% entre custos diretos e indiretos em um projeto de duto de 42” com a substituição do tubo X65 por X80, pois, apesar do aço X80 custar 10% a mais por tonelada, o custo por metro é 6% mais barato.

Em relação à soldagem, Bai [3] afirma ainda que uma menor espessura de parede é desejável, pois permite reduzir o tempo de exposição necessário para a gamagrafia das juntas soldadas, a quantidade de consumíveis utilizados e o tempo de soldagem de cada junta, proporcionando deste modo, maior produtividade com consequente redução no custo de locação das fontes de soldagem (quando aplicável) e mão de obra, além de reduzir o impacto ambiental e de saúde e segurança ocupacional, entre outros.

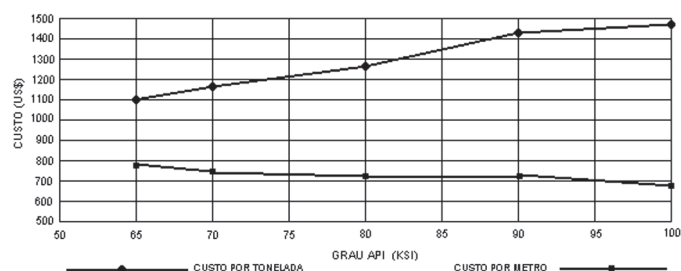


Figura 3. Gráfico custo em relação à resistência mecânica de aços para tubos API 5L [3].

As desvantagens do uso de aços com maior resistência mecânica residem no fato de que mundialmente são poucos

os fabricantes que dominam a tecnologia de produção destes aços, e os riscos potenciais (soldagem, corrosão, reparos, etc) envolvidos na construção de um duto com aço ainda não suficientemente consagrado.

A Figura 3 apresenta a variação entre o custo do aço por tonelada e o custo do tubo por metro em relação à resistência mecânica.

2.2.4 Tendências.

A tendência mundial aponta para o desenvolvimento de novas classes de aços de ultra-alta resistência mecânica, tais como X100 e X120 [45,46]. Estas classes podem ser obtidas pela adição de maior quantidade de elementos de liga, tais como; cromo, níquel, cobre, boro e molibdênio no atual sistema de liga dos aços X80 obtidos pela rota de produção TMCP, pelo aumento da taxa de resfriamento ou uma combinação destes [3,32,47].

Nestes aços deve-se diminuir o valor do carbono equivalente, a fim de proporcionar boa soldabilidade e tenacidade. Esta é a principal razão do uso preferencial de resfriamento acelerado com taxa de resfriamento incrementada ao invés da simples adição de elementos de liga. O aumento na taxa de resfriamento é mais eficaz na redução do tamanho de grão do que a adição de elementos de liga [32,47,48].

Dentre os elementos utilizados no sistema de liga dos aços X100 e X120, o boro favorece a formação microestrutura de bainita inferior e martensita [48]. O teor de carbono não deve exceder 0,04% de modo a prevenir dureza elevada na linha de microsegregação central [32].

A Tabela 1 apresenta a composição química dos aços X100 e X120 experimentais utilizados pelas referências [20,33,46,48-50] e a Tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas de limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LR) e a relação entre LE/LR desses materiais.

Na Tabela 3 pode-se observar as propriedades mecânicas e o valor do carbono equivalente dos aços X100 e X120 em comparação com os aços X80. Pode-se observar que para os valores de energia absorvida no ensaio de impacto (Charpy V) há uma grande variação entre os graus, sendo esta propriedade determinada pela aplicação final da tubulação [20,46,47,49].

2.3 Aço API 5L X80 Nacional.

Em 1986, a Cosipa iniciou os estudos para o desenvolvimento do aço API 5L X80 no Brasil. Estas chapas foram produzidas por laminação controlada (TMCR) a partir de duas ligas: NbVCrNi e NbMoTi. Ambas possuíam adição de cálcio para fins de controle da morfologia de inclusões. A microestrutura de ambas consistia de ferrita alongada com ilhas de MA (Martensita-Austenita) e carbono equivalente de aproximadamente 0,20% [51,52].

Atualmente, a fabricação do aço para tubo API 5L X80, produzido no Brasil pela Usiminas, está em fase de implantação e produção da rota de produção TMCP [40]. Apresenta microestrutura com morfologia acicular com predominância de bainita, possuindo baixo teor de carbono e microligado ao nióbio, vanádio e titânio. Os elementos cromo e molibdênio são

Tabela 1. Composição química dos aços X100 e X120 utilizados pelas ref. [20,33,46,48-50].

GRAU	X100						X120					
C	0,07	0,06	0,06	0,07	0,06	0,07	0,06	0,03/0,09	0,05/0,09	0,06/0,09	0,05	0,06
Si	0,2	0,25	0,22	0,09	0,3	0,25	0,23	0,5	0,5	0,5	0,06	0,25
Mn	1,9	1,8	1,96	1,81	1,78	1,93	1,91	1,0/2,5	0,5/2,0	0,2/2,0	1,56	1,88
Ni	0,2	-	-	-	-	-	-	0,0/2,0	0,0/2,0	0,5/2,0	-	-
Mo	0,3	0,19	0,11	0,20	0,37	0,28	-	0,2/0,5	0,2/0,8	0,2/0,8	-	0,25
Nb	0,05	0,04	0,05	0,04	0,06	0,05	0,04	0,01/0,04	0,01/0,08	0,02/0,12	-	-
Ti	0,02	0,02	0,01	0,01	0,02	0,02	0,02	0,3	0,3	0,3	-	-
Cu	0,2	-	-	-	-	-	-	0,0/0,5	0,0/0,5	0,5/2,0	-	-
Cr	-	-	-	-	-	-	-	0,0/0,5	0,0/0,5	0,0/0,5	-	0,5
V	-	-	-	-	-	-	-	0,02/0,08	0,02/0,10	0,03/0,15	-	-
N	-	-	-	-	-	-	0	0,0001	0,0001	0,0001	-	-
Pcm	-	0,20	0,19	0,20	0,19	0,21	0,23	-	-	-	0,20	-

Tabela 2. Propriedades mecânicas dos aços X100 e X120 da tabela 1 [20,33,46,48-50].

GRAU	X100						X120					
LE (MPa)	690	706	710	730	718	739	827	690/900	620/860	960/1030	993	985
LR (MPa)	793	870	848	810	887	792	931	931/1100	960/1140	1000/1070	1020	1110
LE/LR	0,93	0,81	0,84	0,90	0,81	0,93	0,88	0,75/0,85	0,65/0,75	0,94/0,99	0,97	0,89

Tabela 3. Propriedades mecânicas e o valor do carbono equivalente dos aços X100 e X120 em comparação com os aços X80 [20,46,47,49].

GRAU	X80				X100						X120					
Pcm	0,18	0,16	0,18	0,18	0,20	0,19	0,20	0,19	0,21	0,18	0,19	-	-	-	-	0,20
LE	594	588	584	590	706	710	730	718	739	550	633	845	890	960	985	993
LR	765	646	656	701	870	848	810	887	792	670	805	1020	1040	1070	1110	1020
LE/LR	0,78	0,91	0,89	0,84	0,81	0,84	0,90	0,81	0,93	0,82	0,79	0,83	0,86	0,90	0,89	0,97
Charpy -20⁰C (J)	-	252	263	-	179	133	-	-	235	-	-	155	128	117	108	-
Charpy -30⁰C (J)	-	-	-	319	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	262
Charpy -40⁰C (J)	-	-	-	-	-	-	-	186	-	247	254	-	-	-	-	-
Charpy -45⁰C (J)	133	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Referência	20						46			48			45			

adicionados com a finalidade de formar bainita, manter o teor de carbono e manganês em níveis baixos e prevenir a formação da linha de microsegregação central. Para fins de desoxidação, silício e alumínio são adicionados, enquanto que o cálcio é adicionado para promover a esferoidização de inclusões [17,19].

2.3.1 Rota de Produção.

Bott [39] e Roza [19] demonstraram que é possível a obtenção de aço para tubos API 5L grau X80 através da rota de laminação controlada sem resfriamento acelerado (TMCR).

Quando este aço é fabricado via TMCR é necessária a adição de uma maior quantidade de elementos de liga para

prover a temperabilidade e o retardamento na temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, a fim de obter a microestrutura desejada [53].

Este material é elaborado em conversores LD onde ocorre a redução do teor de carbono e fósforo. Após esta etapa é executada a dessulfuração, desoxidação com a adição de silício e alumínio e adição de elementos de liga. Finalmente, como citado anteriormente, o cálcio é adicionado para esferoidizar as inclusões [19].

Na primeira etapa de laminação, responsável pela grande redução da espessura [13], as placas são aquecidas até a temperatura de solubilização de carbonetos de nióbio e vanádio (adicionados com a intenção de formar precipitados finos e

dispersos pela matriz ferrítica), permanecendo nesta temperatura o tempo necessário. A presença de titânio impede que ocorra o crescimento de grão austenítico, possibilitando posteriormente a transformação da austenita em finos grãos ferríticos [19].

Após esta etapa é executada a laminação de desbaste com a quantidade mínima de passes necessários para obter a geometria requerida para a etapa final de laminação [18].

A etapa final de laminação é executada em temperatura abaixo da temperatura de recristalização (750 a 700 °C [4]), na qual seja possível obter grande deformação, formando uma microestrutura de granulação fina (em forma de grãos alongados ou “panquecas” [30]), que irá proporcionar grande resistência mecânica e tenacidade.

Após o término da etapa de laminação, a chapa é resfriada com jatos de água regulados automaticamente até atingir a temperatura abaixo de 600°C, obtendo uma quantidade significativa de bainita [18].

2.3.2 Microestrutura.

O projeto de liga do aço API 5L X80 deve proporcionar uma microestrutura que combine alta resistência mecânica e tenacidade em conjunto com um baixo nível de segregações e inclusões não metálicas [19]. Assim, deve-se considerar no projeto fatores como qualidade do produto metalúrgico (mínimo de segregações, defeitos), propriedades mecânicas desejadas, conformabilidade a frio e a quente, soldabilidade, aplicação e custo [17].

A microestrutura do aço X80 produzido no Brasil apresenta microestrutura bainítica (65%) [19,39], ferrita primária e pequena quantidade do microconstituente MA [19]. O ajuste da composição química auxilia a etapa de laminação controlada, para obter a microestrutura bainítica. As Figuras 4, 5 e 6 apresentam as micrografias obtidas por microscopia óptica de alguns aços nacionais [6,7].

A microestrutura bainítica é desejável, pois apresenta alta resistência mecânica e tenacidade. Esta microestrutura pode ser obtida pela adição de elementos de liga, tais como molibdênio, manganês e níquel [39]. Porém, a excelente combinação de resistência mecânica e tenacidade pode ser degradada devido ao ciclo térmico imposto pela etapa de soldagem, podendo ainda ocasionar regiões frágeis na ZAC. A presença e a morfologia do microconstituente MA estão relacionadas com esta perda de tenacidade. Para que esta situação seja contornada, outros fatores devem ser considerados, tais como: teor de carbono do MA maior que 0,05%, fração volumétrica, tamanho e distribuição [39,54,55].

Esses aços usualmente não apresentam inclusões alongadas de MnS (sulfeto de manganês), que prejudicam a tenacidade do aço, demonstrando que o tratamento de esferoidização é adequado [12,19].

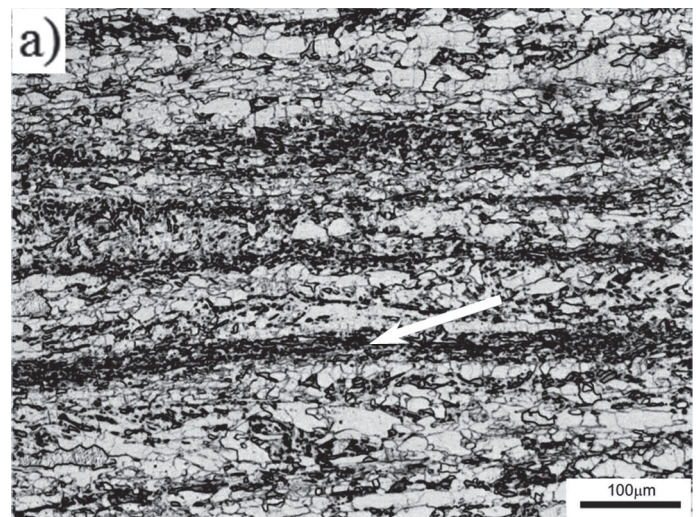


Figura 4. Micrografia do aço utilizado pela ref. [7], mostrando com a seta os agregados eutetóides. Ataque: Nital 2%.

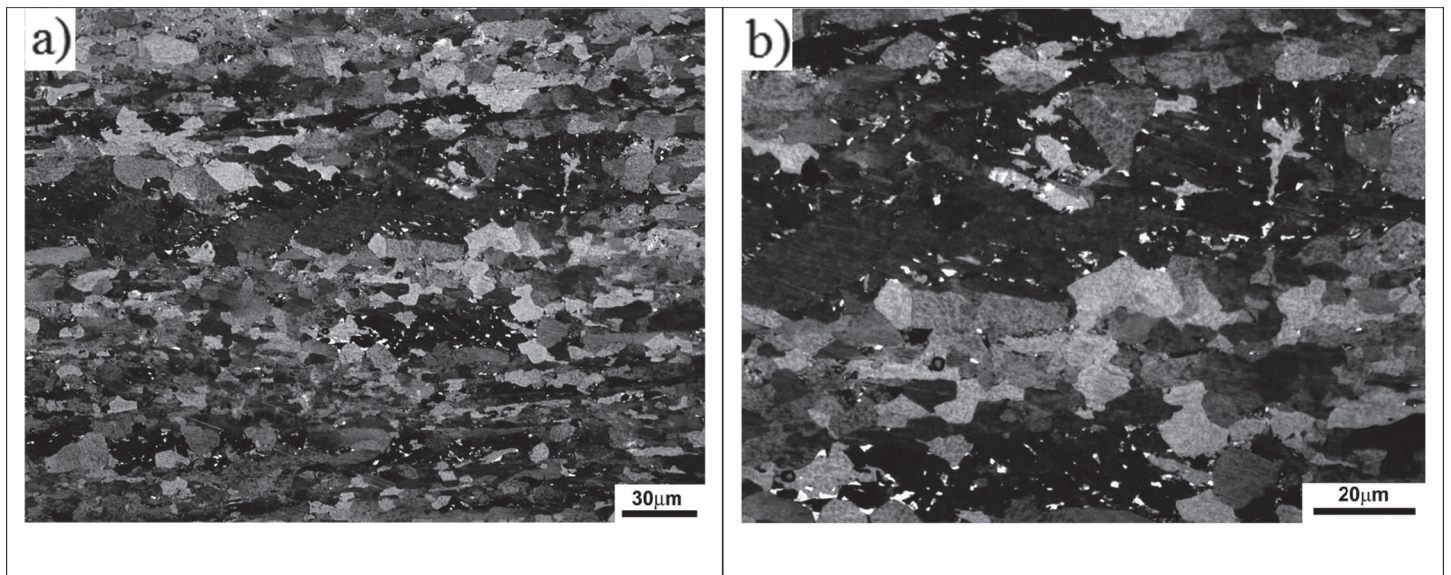


Figura 5. Micrografia do aço utilizado pela ref. [7], mostrando as ilhas do microconstituente MA, cor branca, em matriz ferrítica, cor azul, e agregados eutetóides na cor marrom. Ataque: Klemm I.

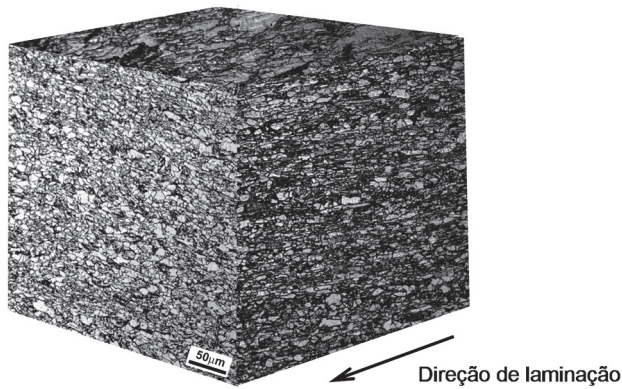


Figura 6. Microestrutura do metal de base montada em formato de cubo para permitir a visualização da sua anisotropia da ref. [6]. Ataques: Nital 2%.

2.3.3 Composição Química.

Gray e Pontremoli apud Silva [51], afirmam que existem cerca de 50 a 60 opções metalúrgicas para a obtenção de aços API 5L grau X70 ou X80, relacionadas com a composição química e a rota de processamento para fabricação da chapa.

De um modo geral, a composição química dos aços API 5L pode ser caracterizada por [17]: Aços acalmados ao silício e ao alumínio; Baixo teor de carbono (0,10% máx) e alto teor de manganês (2,0% máx); Elementos de liga: Ni, Cu, Cr, Mo; Elementos de microliga: Nb, V, Ti (Σ 0,15% máx).

A adição de elementos de liga diminui a temperatura de transformação austenita-ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$) e aumenta o endurecimento por solução sólida. Os elementos de microliga são adicionados com a finalidade de auxiliar no refino de grão e endurecimento por precipitação [17].

O principal elemento de liga dos aços API 5L, segundo

Ratnapuli [17], é o carbono. Entretanto teores acima de 0,10% são evitados, pois diminuem a ductilidade e a tenacidade; e aumentam a probabilidade de defeitos superficiais, a ocorrência de segregação durante a solidificação, a quantidade de perlita, o limite de resistência e valor do carbono equivalente, piorando a soldabilidade [27].

Kushida et al. apud Roza [19], citam que adições complementares de cromo e molibdênio são utilizadas a fim de diminuir o teor de carbono e manganês necessários para atingir a resistência mecânica necessária, evitando a formação de linha de segregação central.

A Tabela 4 mostra as diversas composições químicas dos aços API 5L X80 fabricados no Brasil utilizados por diferentes autores.

O manganês atua como inibidor de produtos de transformação como a ferrita poligonal e a perlita, e aumenta a resistência mecânica da ferrita por solução sólida. Outro efeito do manganês é a eliminação da fragilidade a quente devido a formação de MnS [12].

O alumínio é adicionado com a finalidade de atuar como agente desoxidante e de refino de grão. Quando presente em solução sólida (teores acima de 0,015%) garante que, quando o aço for aquecido durante as operações de soldagem ou tratamento térmico, o tamanho de grão austenítico será reduzido [12]. Em conjunto com nitrogênio forma precipitados de nitretos que proporcionarão refino de grão [27]. O silício atua moderadamente como agente de endurecimento por solução sólida. Entretanto, sua função principal é atuar como desoxidante e estabilizador da ferrita [12]. Pode-se considerar que quando o teor de silício é superior a 0,1%, o aço é totalmente acalmado (desoxidado) e abaixo de 0,1%, semi-acalmado (semi-desoxidado) [22].

2.3.3.1 Efeito dos Elementos de Microliga.

O nióbio, quando adicionado ao aço em teor adequado, promove o aumento da resistência mecânica e da tenacidade.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE AÇOS API 5L X80 NACIONAIS ESTUDADAS POR DIVERSOS AUTORES																		
REF.	C	Mn	Si	S	P	Cu	Nb	V	Ti	Al	N	Cr	Mo	Ni	B	Ca	Pcm	CEiiw
18,39	0,04	1,86	0,19	0,005	0,02	0,01	0,075	0,005	0,017	0,03	0,005	0,33	0,03	0,002	-	-	0,16	-
	0,07	1,76	0,18	0,05	0,02	0,01	0,071	0,005	0,014	0,03	0,006	0,2	0,016	0,002	-	-	0,18	-
19	0,08	1,59	0,35	0,002	0,016	-	0,131			0,03	0,006	0,36		-	-	-	0,18	-
20	0,05	1,76	0,17	0,002	0,016	0,02	0,066	0,025	0,016	0,035	0,0057	0,15	0,2	0,02	0,0003	0,003	0,17	0,42
35,62	0,04	1,75	0,17	0,004	0,019	0,01	0,073	0,005	0,013	0,032	0,0035	0,21	0,16	0,02	0,0002	0,0014	0,16	-
38	0,068	1,83	0,193	-	0,0019	0,012	0,064	0,0263	0,0137	0,024	-	0,189	0,245	0,0165	-	-	0,13	-
52	0,09	1,56	0,37	0,003	0,014	-	0,044	0,066	-	0,022	0,007	0,20	-	0,22	-	-	0,20	0,42
	0,08	1,53	0,21	0,005	0,017	-	0,026	-	0,016	0,026	0,004	-	0,34	-	-	-	0,19	0,40
53	0,072	1,84	0,153	0,007	0,018	0,013	0,061	0,02	0,014	0,003	-	0,171	0,2	0,025	0,0008	-	0,20	-
56	0,072	1,84	0,153	0,007	0,018	0,013	0,061	0,020	0,014	0,003	-	-	0,20	0,025	0,0008	-	0,20	-
8, 57	0,063	1,813	0,159	0,005	0,019	-	0,062	0,022	0,013	0,028	-	0,015	0,21	0,014	-	-	0,18	0,43
58-60	0,051	1,805	0,183	0,004	0,019	0,012	0,0658	0,021	0,014	0,029	-	0,161	0,207	0,013	0,0003	0,0031	0,17	0,43
61	0,04	1,86	0,19	0,006	0,018	0,02	0,075	0,006	0,017	0,032	-	0,33	0,03	0,02	-	-	0,16	0,43
63	0,05	1,76	0,17	0,002	0,016	0,02	0,11	-	-	0,035	0,0057	0,15	0,20	0,02	0,0003	0,003	0,17	0,42
64	0,056	1,77	0,223	0,0029	0,015	0,099	0,068	0,02	0,018	0,034	0,03	0,134	0,256	0,012	0,0005	0,0027	0,18	0,20
65	0,065	1,87	0,165	0,004	0,018	0,012	0,07	0,022	0,012	0,04	-	0,181	0,2	0,018	0,0009	0,0034	0,19	-

Este efeito é proporcionado pelo refino do grão austenítico e ferrítico e pela precipitação de carboneto de nióbio, após a laminação. Quando presente em aços com baixo teor de carbono em conjunto com laminação controlada, tende a transformar a austenita em ferrita poligonal, ferrita acicular ou bainita com excelente tenacidade. Atualmente, o teor médio de nióbio varia entre 0,10 a 0,11%, dependendo do teor de carbono, laminação e concentração de outros elementos de liga. Na década de 60 o uso do nióbio como elemento de liga foi preterido por causa da formação da ferrita de Widmanstätten devido ao alto teor de carbono presente nos aços daquela época [12].

O vanádio também proporciona aumento de resistência mecânica pela precipitação de carbonetos e nitretos. A eficácia do vanádio, como agente de refino de grão em processos que utilizam laminação controlada, é diminuída devido a sua cinética mais lenta de precipitação durante a laminação, e por não retardar efetivamente a recuperação e recristalização do grão austenítico. Quando a tenacidade à fratura é requerida, é comum a adição de vanádio em conjunto com 0,02 a 0,03% de nióbio. A eficiência é diminuída quando o teor de carbono é baixo e quando titânio está presente na liga, pois a tendência à formação de carbonetos e nitretos de vanádio é menor do que a de nitretos de titânio. O teor médio de vanádio varia entre 0,015 a 0,10% [12]. A Figura 7 apresenta a influência do titânio, nióbio, alumínio e vanádio na temperatura de término de recristalização em um aço com 0,07%C, 1,40%Mn e 0,25%Si.

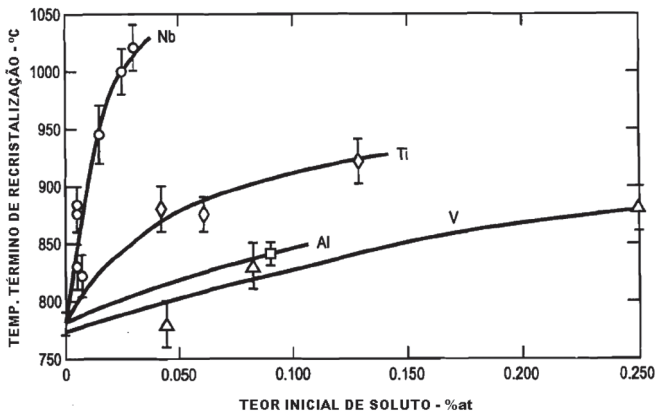


Figura 7. Influência dos elementos Ti, Nb, Al e V na temperatura de término de recristalização em um aço contendo 0,07%C, 1,40%Mn e 0,25%Si [12].

O titânio é um forte formador de nitretos. O teor de titânio recomendado para se obter boa tenacidade na ZAC e diminuir a tendência de trincas transversais durante o lingotamento contínuo está na faixa de 0,008 a 0,015%, em aços contendo 0,004 a 0,008% de nitrogênio. Com o aumento no teor de nitrogênio ou titânio, há a tendência de formação de nitreto de titânio (TiN), prejudicando a tenacidade da ZAC. Teores entre 0,03 a 0,08% tendem a formar carboneto de titânio (TiC), que proporciona um grande aumento na resistência mecânica, mas reduz a tenacidade. Os nitretos formados com tamanho entre 5 a 20nm auxiliam no refino de grão durante a laminação e soldagem, enquanto que os de maior tamanho tendem a nuclear trincas e reduzir a tenacidade [12]. A Figura 8 ilustra a influência

do nitrogênio em relação ao teor de titânio na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V.

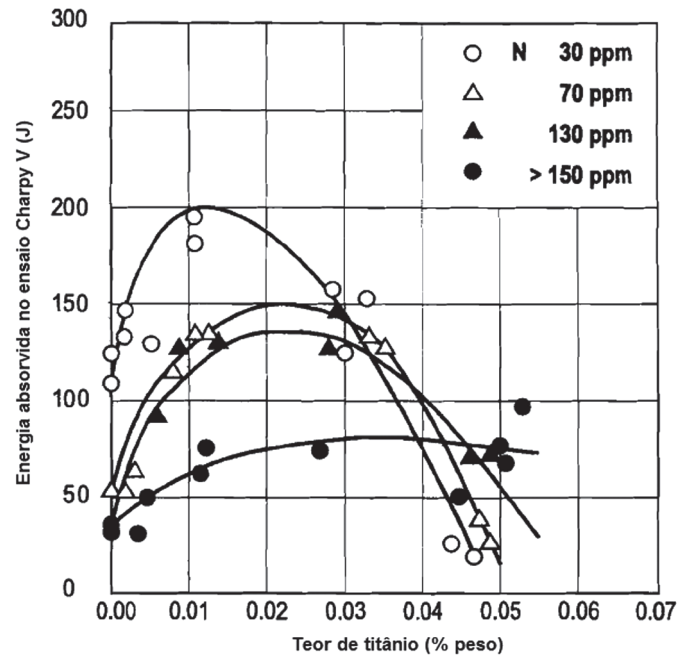


Figura 8. Influência do nitrogênio em relação ao teor de titânio na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V[12].

2.3.3.2 Efeito dos Elementos de Liga Usuais.

O molibdênio é utilizado frequentemente, junto com o nióbio, em aços para tubos X70 e X80. O molibdênio em conjunto com o nióbio produz o carboneto $(NbMo)_4C_3$, que propicia a formação de ferrita acicular ou bainita, desde que o teor de molibdênio seja superior a 0,12% e a taxa de resfriamento seja adequada. A formação deste composto, em relação ao carboneto de nióbio puro, aumenta o volume de precipitados e melhora o efeito benéfico do nióbio. Teor de molibdênio maior que 0,12% proporciona o aumento de resistência mecânica por solução sólida [12]. A tendência mundial aponta para a diminuição do uso de molibdênio, devido ao seu alto custo [41].

O cromo é utilizado sozinho ou em conjunto com 0,15% de níquel ou 0,12% de molibdênio, a fim de se obter uma pequena quantidade de MA. O aumento de resistência mecânica com a adição de cromo é obtido pela formação de ilhas de MA e pela formação de ferrita acicular ou bainita, neste caso, em conjunto com resfriamento acelerado [12].

Em aços específicos para utilização 'sour-service', o cromo, ao contrário do manganês, níquel e cobre, não reduz a faixa de temperatura da ferrita δ . Deste modo, o aço permanece maior tempo nesta faixa, permitindo uma maior taxa de difusão dos solutos na microestrutura, proporcionando a redistribuição das segregações pela microestrutura. Neste caso, a linha de segregação formada possui dureza menor, melhorando a resistência a trincas por hidrogênio [12]. Outra vantagem da utilização do cromo nos aços para 'sour service', em relação ao molibdênio, reside no fato de não afetar o benefício da adição de cobre, de redução da taxa de corrosão em ambientes 'sour

service". A adição de cromo também auxilia na redução do efeito Bauschinger durante a fabricação do tubo [12].

A Figura 9 apresenta o teor e o efeito dos elementos de liga em relação à faixa de temperatura de ocorrência de ferrita δ na tendência de formação de linha central de segregações.

O níquel é adicionado com a finalidade de aumentar a tenacidade. Atua também como agente de aumento de resistência mecânica, não possuindo, neste caso, um efeito eficaz. Quando combinado com cobre, o níquel atua na prevenção da fragilidade a quente. Em conjunto com o cromo, promove a formação do microconstituente MA [12].

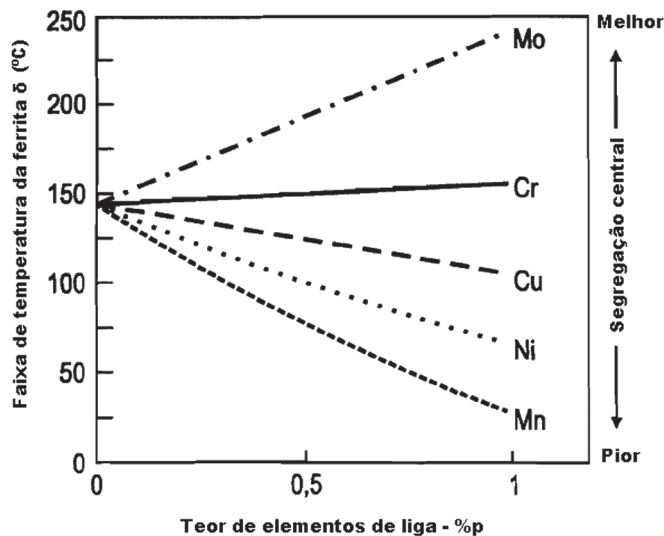


Figura 9. Teor e efeito dos elementos de liga em relação à faixa de temperatura da ferrita δ na tendência de formação de linha central de segregação [12].

O cobre quando presente na liga provém da utilização de sucata na obtenção do aço ou é adicionado intencionalmente em ligas específicas para 'sour service'. Este elemento ocasiona fragilidade a quente durante a laminação. Esta condição desenvolve-se pelo enriquecimento de cobre na superfície da placa durante o reaquecimento antes da laminação. Consequentemente ocorre a difusão do cobre nos contornos de grão da austenita, possibilitando a ocorrência de trincas de liquação. Neste caso, a adição de níquel é recomendada como medida corretiva. A tenacidade da ZAC pode ser incrementada pela adição de cobre (0,12 a 0,17%), em conjunto com o mesmo teor em níquel em situações que exijam soldas com elevada energia de soldagem [12].

2.3.3.3 Efeitos Deletérios de Impurezas.

O enxofre combina-se preferencialmente com o manganês para formar MnS. Este microconstituente reduz a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Sendo de grande importância nos aços para tubos, pois previnem a propagação de fratura dúctil. Nos aços API 5L atuais o teor de enxofre situa-se geralmente abaixo de 0,010%. Entretanto, mesmo em teores baixos ainda existe o direcionamento da fratura devido a morfologia alongada do MnS. Deste modo, cálcio é adicionado a

fim de que se combine com o enxofre formando partículas duras de sulfeto de cálcio que não se deformam durante a laminação [12]. A norma API 5L [3] recomenda que o teor de enxofre não exceda 0,015%.

O fósforo está associado com a formação de uma linha central de segregação. Em aços produzidos por lingotamento contínuo, a concentração de fósforo na linha de segregação central é cerca de 10 a 20 vezes maior do que no restante do material. A presença de fósforo está relacionada com o aumento da atividade do carbono e a formação de microestruturas bandeadas de ferrita-perlita e ainda o endurecimento do microconstituente MA na ZAC, após o ciclo térmico imposto pela soldagem. Estes efeitos pioram a resistência à corrosão em meios contendo H_2S e CO_2 , restringindo a aplicação de aços com elevado teor de fósforo em aplicações 'sour service'. O teor máximo recomendado de fósforo é de 0,020% para aplicações envolvendo transporte de produtos com algum teor de umidade residual e de 0,015 a 0,010% para aplicações 'sour service'. Pela norma API 5L [3] o teor de fósforo é limitado a 0,025%.

O nitrogênio é absorvido da atmosfera durante as etapas de produção do aço, ou através da adição de ferro-ligas contaminadas. A presença de nitrogênio reduz a tenacidade da ZAC, quando este não está combinado com titânio e a formação de nitretos de nióbio (NbN) durante a etapa de laminação, resultando em perda de eficiência da adição de nióbio, pois a tendência de formação de NbN é maior que a de formação de NbC. Este efeito é pronunciado quando o aço permanece em temperaturas da ordem de 900 a 960°C. O teor máximo recomendado de nitrogênio é de 0,008 a 0,009%, em conjunto com teor de titânio entre 0,009 a 0,015%, de forma a prevenir seus efeitos indesejados [12].

Outros elementos tais como: estanho, arsênio, antimônio e bismuto podem estar presentes devido à contaminação da sucata utilizada na fabricação do aço. Estes elementos reduzem a solubilidade do cobre na austenita e reduzem o ponto de fusão da camada enriquecida de cobre formada durante ciclos térmicos prolongados, intensificando a probabilidade de ocorrência de trincas a quente, e de fragilização ao revenido [12].

2.3.3.4 Efeitos dos Elementos Modificadores de Inclusões.

Cálcio é adicionado ao aço com a finalidade de modificar o formato das inclusões de sulfeto de manganês (MnS). O cálcio é insolúvel no aço líquido, formando sulfetos, óxidos, oxissulfetos e aluminatos de cálcio, os quais são conduzidos para a escória através do borbulhamento de argônio. O teor de cálcio depende do teor de enxofre, sendo recomendado teor de 0,0010 a 0,0025%. É prática comum especificar o teor de cálcio como duas vezes o teor de enxofre. Teor de cálcio maior que 0,0035 a 0,0040% tende a reduzir a tenacidade e prejudicar a soldagem pelo processo MAG mecanizado. O cálcio atua como estabilizante de arco, reduzindo a largura do cordão, a frequência de curto-circuito e aumentando o tamanho da gota. A redução da frequência de curto-circuito reduz a energia de soldagem, aumentando o índice de respingos e a incidência de falta de fusão [12].

Cério ou lantânio foram utilizados no começo dos anos

Tabela 5. Requisitos de propriedades mecânicas da API 5L para o grau X80 [2].

Limite de Escoamento (mín.)	Limite de Escoamento (máx.)	Limite de Resistência à Tração (mín.)	Limite de Resistência à Tração (máx.)
552 MPa (80 ksi)	690 MPa (100 ksi)	621 MPa (90 ksi)	827 MPa (120 ksi)

Tabela 6. Propriedades mecânicas do aço estudado pela ref. [19].

Limite de Escoamento Longitudinal.	Limite de Escoamento Transversal.	Limite de Resistência à Tração Longitudinal.	Limite de Resistência à Tração Transversal.
648 MPa (94 ksi)	607 MPa (88 ksi)	738 MPa (107 ksi)	765 MPa (111 ksi)

70 como agentes de controle da morfologia de inclusões de MnS. Esta técnica caiu em desuso em meados da década de 70, devido à tendência do excesso de cério residual (0,04 a 0,06%), utilizado no tratamento de aços com teor de enxofre alto (0,015 a 0,020%), prejudicar a soldabilidade. Hoje em dia, em aços com teor de enxofre menor que 0,005%, cério ou lantânio podem ser utilizados em substituição ao cálcio, limitando-se a 0,020%. O lantânio pode ser utilizado para reduzir a segregação de fósforo [12].

2.3.4 Propriedades Mecânicas.

As propriedades mecânicas necessárias para o aço atingir classificações de resistência mecânica mais elevada, como a classificação X80, segundo a norma API 5L, estão descritas na Tabela 5.

O limite de escoamento segundo a norma API 5L [2] é a tensão de tração necessária para produzir um alongamento de 0,5% do comprimento útil do corpo de prova, medido com um extensômetro. Para um tubo expandido a frio a norma exige que a relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência (LE/LR) não ultrapasse 0,93 [2]. A relação entre o limite de escoamento e o de resistência do aço estudado por Bott [39] é de 0,85.

O limite de escoamento e resistência do aço para tubo API 5L X80 produzido no Brasil e estudado por Roza [19] é apresentado na Tabela 6.

O limite de escoamento no sentido longitudinal é maior que o do sentido transversal devido ao aumento de resistência mecânica obtido pela conformação mecânica. No sentido transversal a menor resistência mecânica é explicada pela ocorrência do efeito Bauschinger. Bott [39] cita que os aços bainíticos não possuem tendência de perder propriedades mecânicas após a etapa de conformação, ao contrário dos aços ferríticos-perlíticos.

O valor mínimo de energia absorvida no ensaio Charpy-V na temperatura de 0 °C tem de ser maior que 68J no sentido transversal de laminação e 101J no sentido longitudinal, apresentando 40% da área da fratura com comportamento dúctil [3,19].

No aço estudado por Roza [19], o valor médio de energia absorvida em três corpos de prova foi de 207 J, com 100% da área fraturada apresentando comportamento dúctil e temperatura de transição dúctil-frágil (50% dúctil) abaixo de -60°C. A Figura 10 apresenta a curva de transição dúctil-frágil do aço estudado por Roza [19].

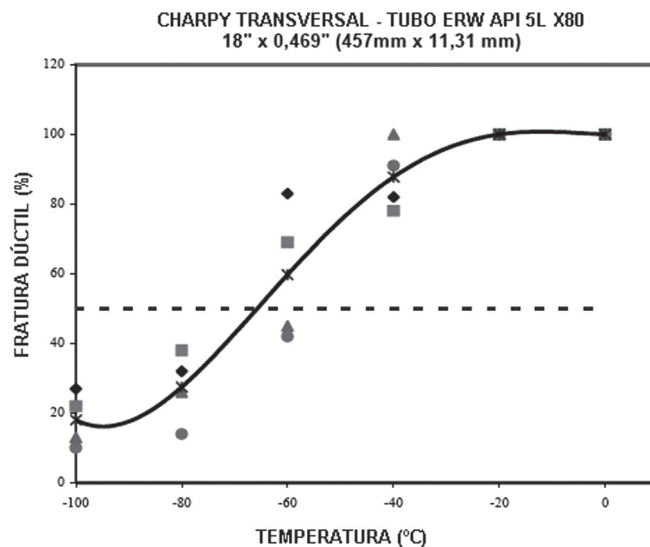


Figura 10. Curva de transição dúctil-frágil do aço estudado pela Ref. [19].

O perfil de dureza do aço estudado por Roza et al. [19] apresentou comportamento homogêneo entre o metal de base, ZAC e metal de solda. O valor médio encontrado foi de 246 HV10, sendo o de maior valor (253 HV10) encontrado no metal de base e o menor (235 HV10) na ZAC.

Bott et al. [39] citam que as propriedades mecânicas do aço após a conformação podem sofrer alterações, devendo o produto acabado atender aos requisitos da norma API 5L.

2.4 Processo de Fabricação do Tubo.

Segundo a norma API 5L [2], os tubos podem ser fabricados com ou sem costura. O tubo sem costura é obtido pela conformação a quente do aço, através de laminação oblíqua ou extrusão, formando um produto tubular. Já os tubos com costura (soldados) são obtidos pela conformação a frio de chapas planas em formato cilíndrico, podendo ser soldado na longitudinal ou helicoidal e utilizando ou não metal de adição.

2.4.1 Processo de Fabricação UOE.

Neste processo de fabricação os tubos são obtidos a partir da conformação de chapas planas. Os tubos produzidos por

este processo possuem normalmente as seguintes dimensões: comprimento de 6 a 13 m, diâmetro externo de 13” a 48” e espessura de 6,4 a 31,8 mm [66].

O processo consiste na conformação da chapa em “U”, em seguida conformação em “O” e expansão a frio “E”. Primeiramente, as bordas da chapa são usinadas, formando o chanfro da junta soldada. Logo após a usinagem as bordas são prensadas em uma leve curva no sentido da curvatura do tubo, a fim de facilitar a etapa de fechamento em “O”. A próxima etapa é a conformação da chapa em “U” e posteriormente o fechamento em “O” [66].

Após estas duas etapas de conformação é executado o passe de selagem, inspeção visual, faceamento das extremidades e a soldagem das chapas apêndice. Em seguida são executados os passes de enchimento e acabamento interno e externo pelo processo SAW com técnica Tandem Arc com 4 arames [67]. A etapa seguinte consiste na inspeção da solda nas extremidades do tubo com ultra-som, expansão a frio e teste hidrostático. Após o teste hidrostático a solda do tubo é novamente inspecionada em 100% da extensão através do ensaio por ultra-som e ensaio radiográfico [66].

2.4.2 Processos de Soldagem para Tubos API.

Só a partir de 1920 que os processos de soldagem começaram a ser utilizados na construção de tubulações. O processo de soldagem oxiacetileno, como mostra a Figura 11, foi o primeiro a ser introduzido na soldagem de dutos e logo foi substituído pelos processos a arco elétrico. Só depois de 1920 a soldagem passou a ser o principal processo de montagem de tubulações de óleo e gás [68].

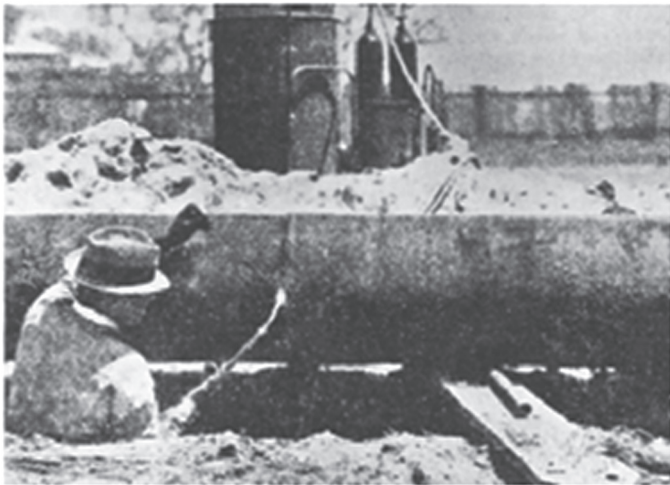


Figura 11. Montagem de tubulações de aço pelo processo de soldagem oxiacetileno no início de 1920 [68].

Os processos de soldagem para tubos API podem ser divididos em dois grupos: Processos de Fabricação de Tubos; Processos de Montagem [6-8]. Sendo os de fabricação comandados pelo AS (arco submerso), MAG, AT, TIG. [4]. Os utilizados na montagem API 1104 [69], são descritos como os processos MAG, TIG, ER, AT, Plasma, Oxiacetileno e a soldagem por resistência com

costura. Esses processos podem ser utilizados em combinações entre eles e por meio manual, mecanizado, semi-automático e automatizado [69].

2.4.2.1 Soldagem para Fabricação de Tubos API.

Dentre os mais utilizados pode-se citar o processo arco submerso, que é utilizado na soldagem de fabricação de tubos, pois proporciona alta taxa de deposição com alta qualidade de metal de solda e ainda, reúne as seguintes vantagens [70]: Alta velocidade de soldagem; Alta eficiência energética do processo; Uniformidade do cordão de solda; Ausência de respingos; Fácil automatização.

O TIG e o Plasma geram soldas com excelente qualidade, porém a principal restrição é a produtividade o que dificulta sua utilização em grande escala [3, 71].

O processo de soldagem por resistência elétrica - ERW (em inglês, Electrical Resistance Welding) consiste na união das peças por aquecimento da junta por passagem de corrente elétrica, com aplicação de pressão entre as peças e não utiliza metal de adição [9]. Tal processo quando aplicado na fabricação de tubos API 5L gera boa tenacidade à baixa temperatura, excelente para aplicações árticas [72].

Também é possível soldar tubulações API 5L X80 usando processos não convencionais como os de fonte de calor focada como feixe de elétrons e soldagem a laser. Para esses processos há um grande ganho nas propriedades mecânicas, gerando pequena ZAC e grande aumento da produtividade, sendo necessário um cuidado com a quantidade de energia empregada no processo [73].

A soldagem por SALM (Soldagem por Atrito Linear com Mistura), em inglês FSW (friction stir welding), também é descrito como possível substituto dos processos por fusão. Melhora as propriedades da zona afetada pelo calor (ZAC), mas ainda é limitado pelo material de confecção da ferramenta. Pode ser aplicada tanto na fabricação como na montagem de tubulações [74].

2.4.2.1.1 Técnica Tandem-Arc.

No processo arco submerso pode ser utilizada a técnica Tandem-Arc que consiste no uso de dois ou mais arames alimentados numa mesma poça de fusão, em posição paralela à junta, com alimentação e fontes de energia independentes [75].

O número máximo de arames que podem ser empregados depende basicamente da necessidade real de aumento da taxa de deposição e do investimento necessário [75].

Em sistemas com 2 arames, o primeiro é responsável pela penetração, e o segundo realizará o enchimento e acabamento. No caso de um sistema com 3 ou mais arames, o primeiro arame sempre será responsável pela raiz e o último pelo acabamento. Os demais arames entre o primeiro e o último realizam o enchimento [75].

A utilização desta técnica possibilita a diminuição da energia de soldagem em relação à espessura soldada, proporcionando assim melhor tenacidade em conjunto com alta taxa de deposição e velocidade [67].

A Figura 12 apresenta a variação da energia absorvida no ensaio de impacto com a região da junta soldada, em relação à energia de soldagem utilizado e a Figura 13 apresenta a relação entre a energia de soldagem e a espessura, utilizando-se a técnica Tandem-Arc com 4 arames. Utilizando-se a técnica com 4 arames, a energia de soldagem necessária em relação a espessura é menor do que se fosse utilizada a técnica de arame simples.

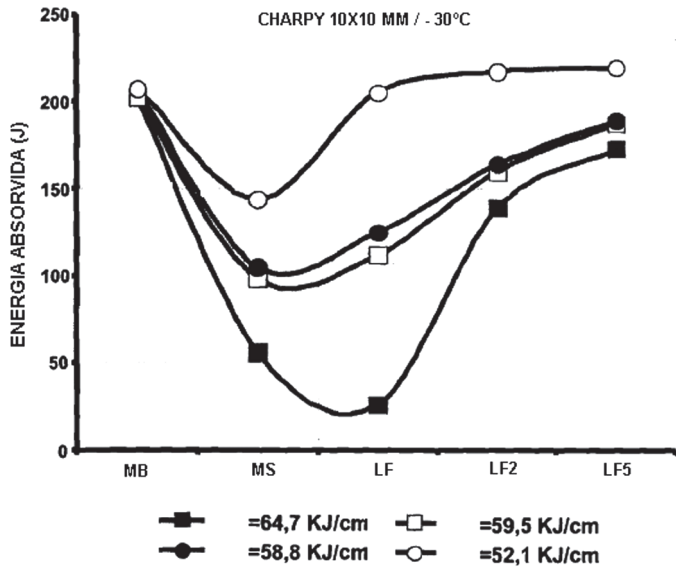


Figura 12. Variação da energia absorvida com a região da junta soldada, em relação à energia de soldagem utilizada Ref. [67].

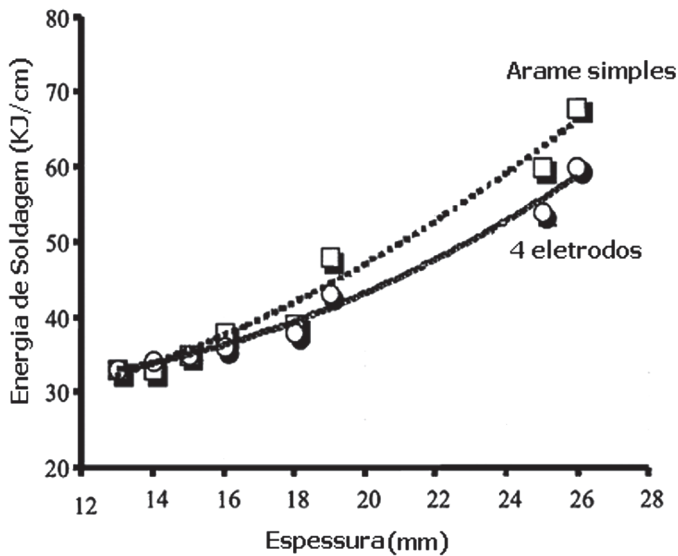


Figura 13. Relação entre a energia de soldagem e a espessura, utilizando-se a técnica Tandem-Arc com 4 arames [67].

2.4.2.2 Soldagem em Campo.

Os processos de soldagem mais comumente utilizados na soldagem de dutos em campo são: ER, MAG, AT, TIG [76].

A Tabela 7 apresenta os processos de soldagem utilizados por algumas referências. Independentemente do processo de soldagem utilizado e, especialmente na soldagem de tubos

acima do grau X70, a fim de prevenir a ocorrência de defeitos de soldagem, Bai [3] recomenda que seja dada especial atenção a: Preparação da junta e alinhamento; Limpeza entre passes; Pré-aquecimento adequado; Parâmetros de soldagem; Não movimentar o tubo antes de completar o passe de raiz.

O processo de soldagem ER é o mais utilizado na soldagem de dutos em campo [3]. Atualmente, mesmo com o desenvolvimento de novos materiais e processos de soldagem, o processo ER continua sendo empregado devido principalmente à: facilidade de uso; possibilidade de soldagem em condições de difícil acesso; possibilidade de uso de fontes de soldagem motogeradoras; não necessita de gás de proteção [77].

Os processos que apresentam maior possibilidade de substituição ao ER são o MAG e o AT. O emprego destes permite aumentar a produtividade e reduzir o custo de soldagem, mas em contrapartida exigem equipamentos mais sofisticados e podem necessitar de gás de proteção [78]. O processo MAG é mais sensível a variações no valor do carbono equivalente e principalmente ao teor de boro do metal base. O processo AT é utilizado mais frequentemente na soldagem de reparos em dutos. As propriedades do AT são boas, embora historicamente haja restrições quanto à tenacidade [3].

O processo TIG produz soldas com excelente qualidade e propriedades, mas não apresenta boa produtividade [3]. Este também é utilizado quando há a necessidade de realizar reparos em cordões de solda defeituosos na montagem de dutos [10].

2.4.2.2.1 Processo MAG-TC.

O processo de soldagem MAG com transferência controlada (TC) é uma derivação do processo MAG para a soldagem de passe de raiz em tubulações. Existem diferentes patentes para o controle da transferência por curto-circuito [79,80]. Dentre elas existe o controle desenvolvido e patenteado pela The Lincoln Electric Company com o nome comercial “STT® (Surface Tension Transfer)” [81].

Uma das variantes do processo de soldagem MAG-TC consiste no controle da corrente sem alteração na velocidade de avanço do eletrodo, necessitando para isto de uma fonte de soldagem específica, obtendo desta forma uma baixa energia de soldagem, fumos e respingos. A redução no índice de respingos diminui o tempo necessário para a limpeza, tanto da tocha quanto da junta soldada [82].

Diferentemente das fontes para o processo MAG, as fontes para o processo MAG-TC operam com curva característica de corrente constante, ao invés da curva de tensão constante. Deste modo, a fonte consegue alterar a corrente elétrica do arco em um curto espaço de tempo. A estabilidade do arco é mantida mesmo com variações na extensão do eletrodo e ângulo de soldagem, através de um controle preciso da corrente de soldagem. Desta forma elimina-se a variação da corrente para o ajuste da extensão do eletrodo, como no processo MAG, garantindo assim que não ocorram decréscimos pontuais no calor transferido [82].

A transferência metálica obtida por este processo é por curto-circuito, utilizando como gás de proteção CO₂ puro ou misturas Ar/ CO₂ [82]. A Figura 14 apresenta o formato de onda utilizado no processo MAG-TC.

Tabela 7. Apresenta os processos de soldagem e seus consumíveis utilizados por diversos autores.

REF.	PROCESSO DE SOLDAGEM	AÇO	CONSUMÍVEL	
			ELETRODO (*)	GÁS
1	AT-PG	API 5L X6	E70C-3M	75%Ar-25%CO ₂
	AT-AP	API 5L X70	E71T8-K6	-
5	ER	API 5L X80	Raiz-E6010-A1	-
			PQ-E9010-G	-
			Enc-E10018-G	-
	MAG	API 5L X80	Acab-E10018-G	-
			Raiz-ER 70S-6	75%Ar-25%CO ₂
			Enc-ER 90S-G	100%CO ₂
6, 58, 59	MAG-TC	API 5L X80	Acab-ER 90S-G	75%Ar-25%CO ₂
			Raiz-ER80S-G	100%CO ₂
			Enc-E101T1-GM-H8	75%Ar-25%CO ₂
	AT-PG	API 5L X80	Acab-E101T1-GM-H8	75%Ar-25%CO ₂
			Raiz-ER80S-G	100%CO ₂
			Enc-E91T8-G	-
8	ER	API 5L X80	Acab-E91T8-G	-
			Raiz-E6010	-
			PQ-E8010-G	-
	MAG-TC	API 5L X80	Enc-E9045-P2-H4R	-
			Acab-E9045-P2-H4R	-
			Raiz-ER80S-G	100%CO ₂
10	AT-AP	API 5L X70	Enc-E91T8-G	-
			Acab-E91T8-G	-
			Raiz-E6010	-
	ER	API 5L X70	Enc-E81T-8-Ni2J	-
			Acab-E81T-8-Ni2J	-
			Raiz-E6010	-
	MAG-TC	API 5L X70	PQ-E8010-G	-
			Enc-E81T-8-Ni2J	-
			Acab-E81T-8-Ni2J	-
			Raiz-E80C-N1	90%Ar-10%CO ₂
35	AT-PG	API 5L X80	Enc-E81T-8-Ni2J	-
	AT-AP	API 5L X80	E71T1	100%CO ₂
53, 56, 64	ER	API 5L X80	E71T8-K6	-
			Raiz-E6010	-
			PQ-E8018-G	-
			Enc-E10018-G	-
	ER	API 5L X80	Acab-E10018-G	-
			Raiz-E6010	-
			PQ-E8018-G	-
	AT-PG	API 5L X80	Enc-E101T1-GM-H8	80%Ar-20%CO ₂
			Acab-E101T1-GM-H8	80%Ar-20%CO ₂
			Raiz-ER80S-G	100%CO ₂
MAG-TC	API 5L X80	Enc-E101T1-GM-H8	80%Ar-20%CO ₂	
		Acab-E101T1-GM-H8	80%Ar-20%CO ₂	
		Raiz-ER80S-G	100%CO ₂	
65	ER	API 5L X80	Enc-E101T1-GM-H8	80%Ar-20%CO ₂
			Acab-E101T1-GM-H8	80%Ar-20%CO ₂
	AT-AP		Raiz-E6010	-
			PQ-E9010	-
			Enc-E91T8-G	-
			Acab-E91T8-G	-

(*): PQ (Passe a Quente); Enc (Passe de Enchimento); Acab (Passe de Acabamento).

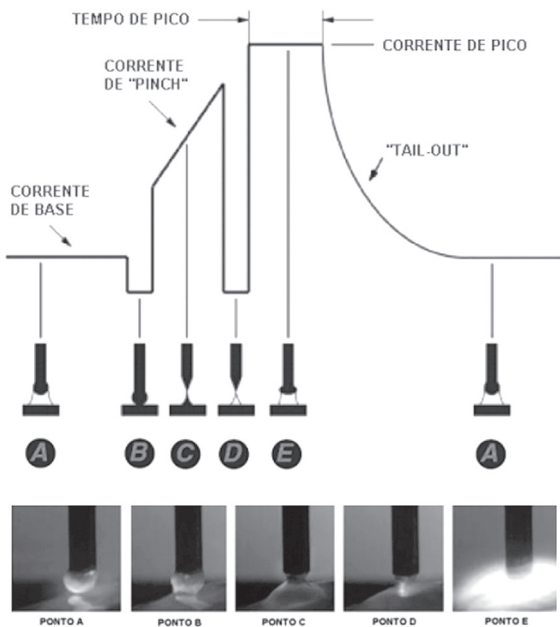


Figura 14. Formato de onda do processo MAG-TC [82].

O ponto A corresponde a corrente de base (50 a 100 A) tendo a função manter o arco aberto e transferir calor a poça de fusão. Quando a gota formada na ponta do eletrodo toca a poça de fusão criando um curto-circuito, ponto B, ocorre uma queda na corrente, onde em seguida é aplicada a corrente de pinçamento da gota (pinch effect), ponto C, que possui a função de desprender a gota da ponta do eletrodo, depositando-a na poça de fusão.

O controle eletrônico da fonte monitora os parâmetros elétricos do arco e percebe quando a ligação líquida entre a gota que está sendo depositada e a ponta do arame vai extinguir-se, para em seguida diminuir a corrente para valores entre 45 a 50 A, restabelecendo o arco elétrico, ponto D.

Após o restabelecimento do arco, ponto E, é aplicada a corrente de pico que tem por função empurrar a poça de fusão para baixo a fim de prevenir curto-circuito e aquecer a junta. A função do “tail-out” é controlar a taxa de decréscimo da corrente de pico para a corrente de base, atuando como um controle grosseiro da energia de soldagem.

As vantagens do uso do processo MAG-TC na soldagem do passe de raiz de tubulações, em relação à soldagem MAG, reside no fato de que o controle do curto-circuito previne a ocorrência de falta de fusão, fumos e respingos, mesmo utilizando CO₂ puro como gás de proteção, proporcionando desta forma, um cordão de solda com bom acabamento e sanidade [82]. Em relação ao processo TIG, o processo MAG-TC possui velocidade de soldagem 4 vezes maior [82].

Em relação ao processo ER, o processo MAG-TC apresenta vantagens principalmente em relação ao ganho de produtividade, pois não é preciso parar a soldagem para troca de consumíveis e esmerilhamento após o término do passe de raiz, pois diferentemente do processo ER, o perfil do cordão de solda é plano. O perfil de acabamento do passe de raiz com arames celulósicos é convexo, o que obriga a maior perda de tempo na

operação de esmerilhamento do acabamento do cordão[82,83].

2.5 Soldabilidade.

Segundo a AWS [84], a soldabilidade é definida ‘como a capacidade de um material ser soldado sob as condições impostas de fabricação em uma estrutura específica e convenientemente projetada, de modo a executar satisfatoriamente o serviço pretendido’. Este conceito, embora único, pode ser subdividido em três: soldabilidade operacional, soldabilidade metalúrgica e soldabilidade em serviço [85]. A soldabilidade operacional está relacionada às condições operacionais da soldagem como: combinação processo e natureza do metal de base; posição de soldagem; habilidade do soldador; técnicas de montagem das juntas, etc. A soldabilidade metalúrgica está associada a condições térmicas e químicas que podem gerar defeitos, ou propriedades mecânicas não desejadas, na junta soldada, associadas a fenômenos metalúrgicos como transformação de fases, microsegregação, etc. A soldabilidade em serviço está mais relacionada à vida útil do componente soldado. Neste item o foco será na soldabilidade metalúrgica.

A soldabilidade dos aços é dependente da composição química e das condições térmicas, que determinam a microestrutura da junta soldada [86]. Durante a soldagem é formada, adjacente à zona fundida (ZF), uma região chamada de zona afetada pelo calor (ZAC). Esta região do metal base é submetida a um rápido ciclo térmico durante a etapa de soldagem, onde a temperatura atingida não é suficiente para ocasionar a fusão do metal base, mas o suficiente para que ocorram transformações de fase de ferrita para austenita no aquecimento e de austenita para diferentes fases e microconstituintes no resfriamento [87].

Com o avanço da poça de fusão e/ou após o término da soldagem ocorre o resfriamento desta região. Dependendo da composição química do metal base, da temperatura máxima atingida no metal de base e da taxa de resfriamento pode ocorrer têmpera localizada, com aumento ou redução do tamanho de grão, formando microestruturas duras e frágeis na ZAC [87].

Um tipo de fragilização que estes aços podem sofrer é a fragilização por hidrogênio, gerando as trincas a frio induzidas por hidrogênio.

2.5.1 Trincas por Hidrogênio.

A fragilização por hidrogênio pode ser classificada em dois mecanismos que atuam de maneira similar, porém estão associados ao teor de hidrogênio presente no material [88, 89]. Quando o teor é baixo, um dos mecanismos propostos de fragilização, é o abaixamento da energia de coesão do material, que geralmente ocorre em temperaturas abaixo de 150°C e acima de -60°C. O outro mecanismo é associado a concentrações mais elevadas de hidrogênio no interior do material, que produz um vazio conhecido como empoamento (blister), que geralmente ocorre em temperaturas superiores a 150°C.

O mecanismo de fragilização por hidrogênio a frio (abaixo de 150°C) foi proposto por Granjon em 1972 [91-93], que relaciona o fenômeno com a solubilidade diferenciada do hidrogênio na ferrita e na austenita e também com a diferença de

temperabilidade entre o metal base e o metal de solda.

No caso da fragilização por hidrogênio a frio, quatro fatores são importantes [88-90, 94]: a concentração de hidrogênio presente no material; microestrutura favorável (martensita); tensão residual de tração e temperatura entre -60°C e 150°C.

O hidrogênio é proveniente da umidade presente nos gases de proteção, sujeira, graxas, óleos e óxidos presentes no metal base, além da umidade do revestimento dos eletrodos, sejam eletrodos revestidos ou tubulares. O uso de eletrodos celulósicos propicia a entrada de hidrogênio no metal de solda, pois seu revestimento é proveniente de matéria orgânica, rica em hidrogênio [90]. O controle do teor de hidrogênio residual é feito alterando-se o procedimento de soldagem.

O hidrogênio quando está presente na atmosfera do arco, se dissocia em hidrogênio atômico, que é facilmente absorvido pela poça de fusão durante a soldagem. Após a solidificação da poça de fusão, ocorre uma diminuição da solubilidade do hidrogênio. Uma parte permanece dissolvida no estado sólido como hidrogênio atômico, e outra parte difunde para a superfície da chapa, se recombina, formando H₂, e evolui para o meio ambiente na forma de gás hidrogênio. No estado sólido existe uma diferença de solubilidade do hidrogênio na ferrita e na austenita, que é maior na austenita que na ferrita. Assim, o hidrogênio difunde-se preferencialmente para regiões austenitizadas do metal base. Estas regiões podem sofrer têmpera, devido à velocidade de resfriamento, associando assim o hidrogênio a um microconstituente frágil, a martensita.

A difusão do hidrogênio é facilitada por seu pequeno volume atômico, alojando-se próximo a defeitos, recombina e se formando gás hidrogênio, gerando um aumento da pressão interna, produzindo empolamento e trincas.

O efeito da fragilização por hidrogênio é bastante crítico principalmente em aços de alta resistência e baixa ductilidade, quando um alto teor de hidrogênio é absorvido, pois estes não conseguem absorver as deformações plásticas produzidas, ocasionando desta forma a falha do material. Geralmente recomenda-se utilizar procedimentos de soldagem com baixo hidrogênio para estes materiais.

As tensões residuais de tração estão sempre presentes na junta soldada, devido ao aquecimento e resfriamento não uniforme. Elas podem ser reduzidas quando se realiza um tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões.

O mecanismo de fragilização por hidrogênio atua na faixa de temperatura de 150 e -60°C. Isto significa que, durante a soldagem, cuidados especiais devem ser tomados para evitar que a junta soldada atinja esta faixa de temperatura durante a montagem e na fabricação. Os outros efeitos serão discutidos a seguir.

2.5.2 Influência da Composição Química no Comportamento da ZAC Durante o Resfriamento.

A influência da composição química é determinada por uma fórmula que leva em consideração a influência de cada elemento de liga na temperabilidade do aço em relação ao carbono. O carbono foi escolhido como ponto de referência, por ser um

dos elementos mais eficazes e comuns como agente de aumento de resistência mecânica dos aços. O fator obtido através desta fórmula é conhecido como carbono equivalente, servindo como base para determinar a soldabilidade do metal de base [12]. A fórmula leva em conta o efeito dos diferentes elementos de liga na facilidade para transformação martensítica dos aços carbono, baixa, média e alta liga, conhecida como temperabilidade.

Atualmente existem duas fórmulas comumente utilizadas para o cálculo do carbono equivalente, apresentadas a seguir [12].

$$CE_{IWW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (01)$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (02)$$

A Equação 01 é conhecida como fórmula do carbono equivalente do IWW (International Institute of Welding). Foi desenvolvida na década de 40 para aços normalizados de com alto teor de carbono, entretanto pela vasta aplicação ainda é especificada pela API 5L. Valores abaixo de 0,45% indicam boa soldabilidade metalúrgica dos aços, enquanto valores acima deste requerem alguns cuidados quando da soldagem. Aços API 5L modernos possuem o valor do carbono equivalente calculado com esta fórmula em torno de 0,35% ou menos. Alguns aços X80 possuem valor entre 0,40 a 0,45% [12].

A Equação 02 é conhecida como parâmetro do carbono equivalente ou fórmula de Ito-Bessyo. Foi desenvolvida na década de 60 no Japão especificamente para os novos aços com teor de carbono mais baixo. Valores entre 0,18 a 0,20% são compatíveis com o valor 0,40% da fórmula anterior [12].

A norma API 5L especifica que para os aços com teor de carbono menor que 0,12% deve ser utilizada a fórmula P_{cm}, enquanto que acima de 0,12%, a fórmula empregada é a do CE_{IWW} [2].

2.5.3 Influência da Taxa de Resfriamento.

Quanto maior for a taxa de resfriamento, maior será a resistência mecânica. A taxa de resfriamento depende de vários fatores, tais como: propriedades físicas do material, pré-aquecimento, temperatura interpasse, espessura do tubo, energia de soldagem e geometria da junta [3].

O pré-aquecimento é empregado com o objetivo de diminuir a taxa de resfriamento. A temperatura de pré-aquecimento pode ser determinada em função do cálculo do carbono equivalente. A Figura 15 mostra um gráfico da temperatura de pré-aquecimento em função do carbono equivalente para aços API 5L X100. A linha tracejada marca a quantidade de carbono equivalente para o aço estudado e a linha contínua verde delimita a região onde poderão ocorrer trincas induzidas por hidrogênio em função do valor do carbono equivalente e da temperatura de pré-aquecimento.

Na soldagem do aço API 5L X80 os valores de pré-aquecimento utilizados situam-se entre 100 a 150°C. Hilldenbrand [5] relacionou o risco de trincamento em função da temperatura de pré-aquecimento e do carbono equivalente utilizando-se de eletrodos revestidos celulósicos.

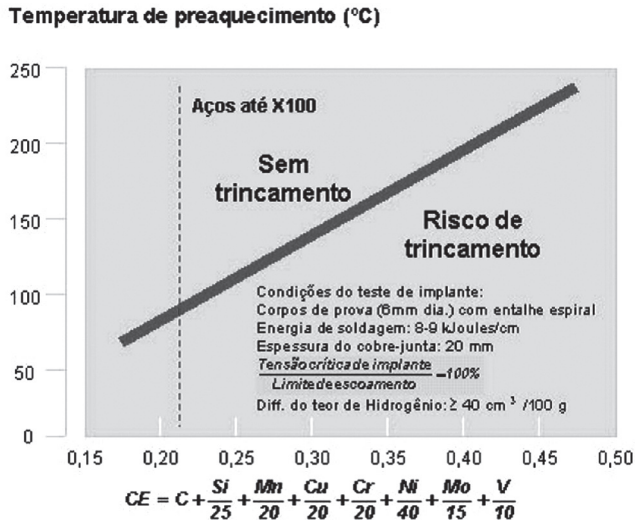


Figura 15. Relação entre a temperatura de pré-aquecimento e o valor do carbono equivalente [5].

Em tubos com a parede mais espessa, a extração de calor para o restante do metal base é maior, aumentando a taxa de resfriamento. Portanto, quanto maior for a espessura do tubo, maior será a taxa de resfriamento e consequentemente o endurecimento obtido na ZAC. Os tubos com parede mais espessa também estão sujeitos a maior contração durante a etapa de soldagem, resultando em maiores tensões residuais [3].

O diâmetro do tubo também afeta a soldabilidade, pois tubos com grandes diâmetros tendem a aumentar o tempo entre passes, resultando no resfriamento mais rápido do cordão de solda, podendo gerar trincas [94].

A energia de soldagem é definida como a quantidade de calor empregado na soldagem por unidade de comprimento. Quanto maior for a energia de soldagem, menor será a taxa de resfriamento. A energia de soldagem é calculada pela Equação 3 [85]:

$$E = \frac{\eta.V.I}{v_s} \quad (03)$$

Onde:

V = tensão do arco; I = corrente de soldagem; η = eficiência de transferência de calor do processo de soldagem e v_s = Velocidade de Soldagem.

A eficiência de transferência de calor é diferente para cada processo de soldagem, e está relacionado à quantidade de energia fornecida pelo arco e a quantidade realmente empregada na soldagem. A Tabela 8 apresenta os rendimentos de cada processo de soldagem.

Tabela 8. Eficiência de transferência de calor dos processos de soldagem. Ref. [85].

Processo	Eficiência (η)
SAW	0,99
SMAW	0,9
GMAW	0,7 a 0,8
GTAW	0,3 a 0,5

Uma maneira para determinar se a junta soldada terá alguma região temperada é através do cálculo do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C (Δt_{8-5}).

No caso de chapa grossa e no centro do cordão de solda, a Equação 4 é utilizada para calcular o Δt_{8-5} [95].

$$\Delta t_{8-5} = \frac{\eta.V.I}{2\pi\lambda v_s} \left(\frac{1}{773-T_0} - \frac{1}{1073-T_0} \right) \quad (04)$$

Onde: λ = condutividade térmica (41 Jm-1s-1K-1); T_0 = temperatura inicial da chapa (K).

De uma maneira geral o Δt_{8-5} é maior que 10 s para aços com temperabilidade elevada [96-98]. Este valor de Δt_{8-5} impediria que a ZAC fosse temperada, que resultaria em uma microestrutura martensítica. Esta microestrutura associada ao teor de hidrogênio, tensões residuais de tração e temperatura pode gerar trincas a frio induzidas pelo hidrogênio.

Para avaliar a resistência à fragilização por hidrogênio ou as transformações de fase em função da velocidade de resfriamento é importante conhecer a curva de resfriamento contínuo do aço (Curva CRC). Existem diversas curvas de resfriamento contínuo de aços API 5L X80 publicadas [38, 99-101].

2.5.4 Soldabilidade Tubo API 5L X80 Nacional.

Segundo Bott [39], o correto equilíbrio entre resistência mecânica e tenacidade dos aços API pode ser prejudicado na ZAC, devido a ciclos térmicos empregados na etapa de soldagem.

Este equilíbrio é extremamente dependente da composição química [31]. No caso do aço nacional é utilizado um alto teor de elementos de liga para obter a resistência mecânica necessária, a fim de compensar a ausência de resfriamento acelerado [39].

Este alto teor de elementos de liga aumenta o CE para valores entre 0,16 e 0,25, prejudicando a soldabilidade.

No aço estudado por Bott [39], a tenacidade da ZAC foi ligeiramente maior que a do metal base, sendo que o normal seria o contrário. A perda ou ganho de tenacidade na ZAC está relacionada com a presença de MA, não somente em relação à fração volumétrica, mas também com a morfologia, tamanho e distribuição. A fração volumétrica do MA é diretamente proporcional ao teor de carbono e dos elementos formadores de carbonetos, pois estes retardam a decomposição do microconstituente MA [31].

A Tabela 9 apresenta a fração volumétrica do microconstituente MA dos aços estudados por diversos autores.

Embora a fração volumétrica de MA na ZAC seja maior que no metal base, a ZAC pode obter maior tenacidade. Este comportamento pode ser explicado pela diferença no tamanho e na distribuição do MA entre o metal base e a ZAC [39].

Em relação às propriedades mecânicas de tração e dureza da ZAC, Bott [39] afirma que o ciclo térmico de soldagem aumenta a dureza e diminui o limite de escoamento da ZAC. Nos aços estudados não houve variações significativas na dureza encontrada na ZAC e na resistência a tração do metal de solda.

No aço estudado por Roza [19] a dureza média encontrada na ZAC é de 240 HV; no metal base e metal de solda a dureza média encontrada foi de 250 HV.

Tabela 9. Fração volumétrica do microconstituente MA dos aços estudados por diversos autores.

REF.	CE	Região da Medição	Fração Vol. MA
6	0,17	MB	2,5-2,7%
		ZF	5,9-6,1%
		ZAC	9,5-11,2%
		Região Intercrítica	14,7%
39	0,18	MB	5,1%
		ZAC	8,3%
	0,15	MB	5,2%
		ZAC	7,3%
	0,16	MB	3,4%
		ZAC	5,3%
	0,16	MB	2,6%
		ZAC	7,2%
60	0,17	MB	2,4-2,7%
		ZAC Simulação 650 ^o C	1,2-2,1%
		ZAC Simulação 800 ^o C	4,3-5,7%
		ZAC Simulação 950 ^o C	3,6-4,4%
		ZAC Simulação 1300 ^o C	5,5-8,8%
		Simulação Metal de Solda	2,7-15,3%
65	0,19	MB	1%
		ZF	0-3,5%
		ZAC	2-2,5%

3. Cometários Finais.

O aço ARBL do grau API 5L X80 é amplamente utilizado na construção de tubulações para transporte de petróleo e seus derivados devido à excelente relação custo/benefício quando comparado com os graus X70 e X65.

O Brasil segue essa tendência, porém o aço nacional é fabricado pela rota TMCR, diferente em relação a outros países que utilizam a rota TMCP. Por adotar a rota TMCR o aço nacional requer um sistema de elementos de liga diferenciado e um melhor controle nos parâmetros de laminação das chapas. O aço X80 nacional exige maiores cuidados durante a soldagem, principalmente na montagem de dutos em campo.

Independente do grau de classificação API, a soldagem é o principal processo de fabricação e montagem de tubulações. Os processos de soldagem demandam grande tempo na fabricação e montagem dessas estruturas. Este fato incentivou o estudo na melhoria da eficiência dos processos de soldagem utilizados, ou na inovação com novos processos a fim de melhorar a relação custo/benefício na implantação dessas estruturas.

Mesmo comparados com processos de soldagem de grande produtividade como o laser híbrido, feixe de elétrons e ERW, o processo mais utilizado na fabricação de tubos ainda é o arco submerso, aplicado com a técnica Tandem. Dentre os processos

de soldagem aplicados na montagem de dutos em campo, o eletrodo revestido continua sendo muito utilizado. Porém, os processos MAG com transferência controlada em combinação com o processo arame tubular aparecem como grande alternativa de substituição ao convencional eletrodo revestido.

Independente do tipo de processo de soldagem que será utilizado, os tubos API 5L X80 demonstram grande aceitação e confiabilidade no transporte de derivados de petróleo. Porém, é imprescindível maiores estudos sobre a influência de novos processos e novas técnicas, aplicadas aos processos já existentes a fim de melhorar a soldabilidade operacional, metalúrgica e em serviço dessas estruturas tão importantes para sociedade moderna.

4. Referência Bibliográfica.

2. SANTOS NETO, N. F. Caracterização de Soldas em Aços API 5L Com Diferentes Arames Tubulares e Temperaturas de Pré-Aquecimento, 2003. 110 p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas. 2003.
- SPECIFICATION for Line Pipe: API Specification 5L. American Petroleum Institute. 43^o Ed. Washington. 154p. 2000.
- BAI, Y. Pipelines and Risers. Elsevier. 2001. p. 353 – 380.
- SICILIANO, F. Materiais para Gasodutos: Aços de Alta Resistência para Dutos de Transporte de Gás e Petróleo – Tendências Atuais. Metalurgia & Materiais. São Paulo: Vol. 64, N^o. 588, p. 208 – 211, Mai/2008
- HILLENBRAND, H. G. et al. Procedures, Considerations for Welding X80 Line Pipe Established. Oil & Gas Journal, Vol 37, p. 47 – 56, Set/1997.
- ROCHA, D. B. Estudo da Soldabilidade do tubo API 5L X80 utilizando os Processos de Soldagem: MAG com Transferência Controlada e Eletrodo Tubular, 2010, 218 p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: 2010.
- CHAVEZ, G. F. S.; Simulação Física e Caracterização de Zonas Afetadas Pelo Calor de Aços API 5L Grau X80, 2011, 225 p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo: 2011.
- SOEIRO JUNIOR, J. C. Estudo da Soldabilidade do Tubo API 5L X80 Utilizando os Processos de Soldagem Eletrodo Revestido, MAG com Transferência Controlada e Arame Tubular Auto-Protegido. Trabalho de Conclusão de Curso (Especialização) – PECE-Universidade de São Paulo. São Paulo. 121 p. 2012.
- WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgar Blücher, 1995. 494 p.
- RICCI, M. Comparativo dos Processos de Soldagem Eletrodo Revestido e MAG com transferência Controlada nos Passes de Raiz em Juntas Soldadas na Construção de Dutos Terrestres. Trabalho de Conclusão de Curso

- (Especialização) – PECE-Universidade de São Paulo. São Paulo: 229 p. 2012.
11. GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D. Accelerated Cooling of steel Plates: The Time Has Come. *Journal of ASTM International*, Vol. 5, No 8. p.7. Agosto/2008.
 12. MALCOLN, J. G. A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels. Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, 2007. 37 p. (Relatório Técnico)
 13. HIGH- Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels: HSLA Steels. Properties and Selection: Iron Steels and High Performance Alloys. *Metals Handbook*, Vol 6. American Society of Metals. 10º Ed., 1997. p. 1009 - 1102.
 14. BAI, Y.; BAI, Q. *Subsea Pipelines and Risers*. Elsevier. 565-583 p. 2005.
 15. IGI, S.; SAKIMOTO, T.; ENDO, S. Effect of Internal Pressure on Tensile Strain Capacity of X80 Pipeline. *Procedia Engineering*. Elsevier. 1451-1456 p. 2011.
 16. MARTINS, F. A.; PONCIANO, J. A.; BOTT, I. S. SAW Welded Joints Of Two API Steels Subject to SCC Laboratory Testing. *Materials Science Forum*. Vol. 539-543. 4440-4445 pp. Março/2007.
 17. RATNAPULI, R. C. Considerações Metalúrgicas de Fabricação dos Aços para Tubos API 5L. 62º Congresso Anual da ABM, 2007, Vitória – ES. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 2007.
 18. VALIM, M. T. Tenacidade à Fratura da Junta Soldada Obtida a Arco Submerso de Aço API 5L X80. 2005. p. 86. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. 2005.
 19. ROZA, E. J. et al. API 5L X80 ERW Pipelines: TenarisConfab & Usiminas Development. 6th, International Pipeline Conference, 2006. Proceedings. Alberta, Canadá, American Society of Mechanical Engineers, 2006. 7 p.
 20. OUCHI, C. Development of Steel Plates by Intensive Use of TMCP and Direct Quenching Processes. *ISIJ International*, Vol. 41. Japan: Department of Metallurgy, Graduate School of Engineering, Tohoku University. 2001. 542-553 p.
 21. MORRISON, W. B.: *J. Iron Steel Inst.*, No. 201, 1963, p. 317.
 22. MORRISON, W. B.; WOODHEAD, J. H. *J. Iron Steel Inst.*, No. 201, 1963, p. 1108.
 23. PICKERING, F. B.; GLADMANN, T. *ISI Special Report* No. 81, 1963, p. 10.
 24. IRANI, J. S.; BURTON, D.; KEYWORTH, F. J. *Iron Steel Inst.*, No. 204, 1966, p. 702.
 25. MELLO, J. M. *Journal Iron Steel Inst.*, No. 204, 1966, p. 333.
 26. IRVINE, K. J.; BURTON, D.; JONES, J. D.; ROTHWELL, A. B. *ISI Special Report*, No. 104, 1967, p. 110.
 27. IRVINE, K. J.; PICKERING, F. B.; GLADMAN, T. *Journal Iron Steel Inst.*, No. 205, 1967, p. 161.
 28. JONES, J. D.; ROTHWELL, A. B. *ISI Special Report* No. 108, 1968, p. 78.
 29. TARIQ, M. et al. Development of API Grade Linepipe Steels At Saudi Iron & Steel Company. *The Saudi Engineering Conference*, 6º, 2002, Dhahran: 2002, Vol. 5, p. 327 – 335.
 30. LLEWELLYN, D. T.; HUDD, R. C. *Steels: Metallurgy and Applications*. 3º Ed. Woburn: Butterworth – Heinemann, 2004. 403 p.
 31. BOTT, I. S. High Grade Steel Development. *Materials Science Forum*, Vol. 426 – 463, p. 1463 – 1468, 2003.
 32. PALMER, A. C.; KING, R. A. *Subsea Pipeline Engineering*. 2º Ed. PennWell Books, 2008. 575 p.
 33. HULKA, K. High Strength Large Diameter Pipe Plate from Standard Production To X80/X100. Produzido Por: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. Disponível em: http://www.cbmm.com.br/portug/sources/techlib/info/others_in_pdf/pdfs/high_strength_large.pdf. Acessado em: Mar/12.
 34. OMWEG, G. M. et al. Performance of Welded High-Strength Low-Alloy Steels in Sour Environments. *Corrosion*, Vol. 59, Nº 7, p. 640 – 653, Julho/2003.
 35. ORDÓÑEZ, R. E. C. Soldagem E Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L X80 Com Diferentes Arames Tubulares, 2004. 130 p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas. 2004.
 36. HULKA, K.; BORDIGNON, P.; GRAY, J. M. Experience With Low Carbon HSLA Steel Containing 0,006 To 0,10 Percent Niobium. Araxá: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, 2003. 29 p. (Relatório Técnico Nióbio, Nº01/04).
 37. TAMEHIRO, H.; YAMADA, N.; MATSUDA, H. Effect of the Thermo-Mechanical Control Processo on the Properties of High-strength Low Alloy Steel. *Transactions ISIJ*, Vol. 25. p. 54-61. 1985.
 38. RAMÍREZ, M. F. G. Estudo da Transformação Durante O Resfriamento Contínuo e da Microestrutura do Aço Microligado X80 Utilizado Na Construção de Tubos para Transporte de Gás Natural e Petróleo, 2008, 158 p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo: 2008.
 39. BOTT, I. S. et al. High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol 36A, p. 443 – 454. 2005.
 40. TAISS, J. M. O Mercado de Aços de Elevado Valor Agregado, Tendências Tecnológicas e a Estratégia da Usiminas No Atendimento Às Demandas: Workshop – Inovações para Desenvolvimento de Aços de Alto Valor Agregado – Tubos de Alta Resistência para Aplicações Estruturais e Transmissão de Flúidos. 62º Congresso Anual da ABM, 2007, Vitória – ES: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2007.
 41. SICILIANO, F. Recent Trends In High Strength Linepipe Steels. São Paulo: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. 2007.
 42. NAYLOR, D. J. Development and application of high strength steels for cost and weight reduction. *Microalloyed HSLA Steels, Proceedings of Microalloying '88, World Materials Congress – ASM*. Chicago, Illinois, USA. p. 43-60. Set/1988.
 43. HANSEN, S. S. Justification for use of HSLA steels

- in various applications. Microalloyed HSLA Steels, Proceedings of Microalloying '88, World Materials Congress – ASM. Chicago, Illinois, USA. p. 31-42. Set/1988.
44. LESSELLS, J. High strength low alloy steels-international iron and steel institute report from the committee for technology. Microalloyed HSLA Steels, Proceedings of Microalloying '88, World Materials Congress – ASM. Chicago, Illinois, USA. p. 15-30. Set/1988.
 45. CORBETT, K. T. et al. High Strength Steel Pipeline Economics. Proceedings of The Thirteenth International Offshore and Polar Engineering Conference. Honolulu, Hawaii, USA. p. 105-112. Maio/2003.
 46. OKAGUCHI, S. et al. Development and Mechanical Properties of X120 Linepipe. Proceedings of The Thirteenth International Offshore and Polar Engineering Conference. Honolulu, Hawaii, USA. p. 36-42. Maio/2003.
 47. TERADA, Y. et al. Development of API X100 UOE Line Pipe. Nippon Steel Technical Report nº 72. Janeiro 1997.
 48. KOO, J. Y. et al. Metallurgical Design of Ultra-High Strength Steels for Gas Pipelines. Proceedings of The Thirteenth International Offshore and Polar Engineering Conference. Honolulu, Hawaii, USA. p. 10-18. Maio/2003.
 49. REN, Y. et al. Experimental Study on 830 MPa Grade Pipeline Steel Containing Chromium. International Journal Of Minerals, Metallurgy and Materials. Vol. 16. P. 273-277. Jun/2009.
 50. HILLENBRAND, H. G. et al. Development of High Strength Material and Pipe Production Technology for Grade X120 Line Pipe. International Pipeline Conference, 2004. Proceedings. Alberta, Canadá, American Society of Mechanical Engineers, 2004. 9 p.
 51. SILVA, M. C. Caracterização das Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas do Aço API 5L X80 e Determinação Experimental de Curvas J-R para Avaliação da Tenacidade a Fratura, 2004, 117 p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo: 2004.
 52. LAZZARI, V.; MACHADO, S.; SILVA, C.; NETO, O.; MOREIRA, J. Industrial data on the first API X80 line pipe produced in Latin American. Microalloyed HSLA Steels, Proceedings of Microalloying '88, World Materials Congress – ASM. Chicago, Illinois, USA. p. 87 – 94. Set/1988.
 53. DURAND, R. S. et al. Qualificação de Procedimento para Soldagem Circunferencial de Tubos API 5L X80. Rio Pipeline 2007: Conference & Exposition, 2007, Rio de Janeiro: Instituto Brasileiro do Petróleo, 2007. 10 p.
 54. BHADSHIA, H. K. D. H. About Calculating the Characteristics of the Martensite-Austenite Constituent. A CBMM International Seminar. Rio de Janeiro: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. P. 9. 2011.
 55. LEE, S.; KIM, B. C.; LEE, D. Y. Fracture Mechanism in Coarse Grained HAZ Of HSLA Steel Welds. Scripta Metallurgica. Pergamon Press. Vol. 23, p. 995-1000, ABR/1989.
 56. DURAND, R. Z. S. Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Semi-Automáticos com Proteção Gasosa, 2007, 143 p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciências dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro: 2007.
 57. SOEIRO JUNIOR, J. C.; ROCHA, D. B.; SOUZA, A. C.; BRANDI, S. D.; Comparison Between SMAW and GMAW-STT Plus FCAW-G Welding of API 5L X80 Tubes for Pipeline Fabrication. Rio Pipeline Conference & Exposition 2011. p. 8. Set/2011.
 58. ROCHA, D. B.; BRANDI, S. D.; LANDGRAF, F. G.; SOUZA, A. C.; MORAIS, Z. Algumas Considerações Sobre a Formação de Agregados MA na Junta Soldada de Aço API 5L X80. In: XXXVI CONSOLDA Congresso Nacional de Soldagem, 2010, Recife, PE. XXXVI CONSOLDA Congresso Nacional de Soldagem. São Paulo: ABS Associação Brasileira de Soldagem. V. único. P. 1-10. 2010.
 59. ROCHA, D. B.; BRANDI, S. D.; SOUZA, A. C.; MORAIS, Z. Estudo da Soldabilidade e Qualificação de Procedimento de Soldagem do Tubo API 5L X80, Utilizando os Processos de Soldagem: MAG com transferência Controlada e Eletrodo Tubular. In: Rio Oil & Gas Conference 2010. p. 1-10. 2010.
 60. CHAVEZ, G. F. S.; ROCHA, D. B.; BRANDI, S. D. Characterization of HAZ Simulated Microstructures of HAZs of an API 5L X80 Pipe. 9th International Conference on Trends in Welding Research. 9p. Cicago/EUA. 2012.
 61. FERREIRA, S. R. et Al. State of Art Production of Gas Pipelines in Brazil. Stress Corrosion Cracking in Pipelines: A CBMM International Seminar. Rio de Janeiro: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, 2001. P. 8-34.
 62. SILVA, J. H. F.; ORDEÑEZ, R. E. C.; TREVISAN, R. E. Estudo de Trincas Induzidas pelo Hidrogênio no Metal de Solda do Aço API X80 Através do Teste G-BOP. 3º Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2004, Belém-PA, CONEM, 2004.
 63. BATISTA, G. Z. et al. Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Tubo API 5L X80 Submetido à Curvatura por Indução. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, Vol. 3, Nº. 4, p. 16-22, Abr.-Jun./2007.
 64. CALOI, G. Análise da Soldabilidade do Aço API 5L X80 Por Meio dos Testes Tekken e de Implante, 2008, 145 p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro: 2008.
 65. PINTO, P. M. A. S. Soldagem Circunferencial de Tubo API 5L X80 Empregando Processos Manual / Semi-Automático, 2006, 113 p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro: 2006.
 66. PROCESSO de Fabricação: SAW Longitudinal – UOE. Produzido Por TenarisConfab. Disponível em: <<http://www.tenaris.com/tenarisconfab/pt/prodser/linepipe.aspx>> Acessado em: Mar/2009.
 67. HARASE, J., SHIMIZU, R., TAKASHIMA, K. E WATANABE, K. –“High Speed Tack Welding Technology”. Trans. Iron Steel Inst. Japão, vol. 27 (1987), p. 995.

68. KENNEDY, J. L. Oil and Gas Pipeline Fundamentals, 2° ed. by PennWell Books, Tulsa, U.S.A. 3-4 p. 1993.
69. WELDING of Pipelines and Related Facilities: API Standard 1104. American Petroleum Institute. 20° ed. Washington. 84p. 2005.
70. WELDING Process. The Procedure Handbook of Arc Welding. 43° Ed. Cleveland: The James F. Lincoln Arc Welding Foundation, 2000. 742 p.
71. REIS, R. P.; SCOTTI, A. Fundamentos e Prática da Soldagem a Plasma. Artliber Editora, São Paulo, p. 147. 2007.
72. FUKAI, M. et al. Manufacturing techniques and Characteristics of High Grade ERW Line Pipe API 5L X80. Kawasaki Steel Technical Report. N°18. Maio. 7 p. 1988.
73. STEELS, Welding of HSLA [Microalloyed] Structural. Rothwell, A. B.; Gray, J. M. American Society for Metals, Joining Division, Associazione italiana di metallurgia. 604-644 p. 1978.
74. OZEKIN, A. et al. A Microstructural Study of Friction Stir Welded Joints of Carbon Steels. International journal of offshore and polar engineering. Vol.14. N°4. December. 5 p. 2004.
75. PARANHOS, R.; SOUZA, A. C. Soldagem ao Arco Submerso. Coleção Soldagem 2000. Rio de Janeiro: Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial, 2000. 77 p.
76. CARRUCIO, V. Pipelines Welding Handbook, ESAB, 2002.
77. JUERS, R. H. Shielded Metal Arc Welding. Welding Brazing and Soldering. Metals Handbook, Vol 6, 10 Ed. American Society of Metals, 1998. p. 558 – 569.
78. HOLLIDAY, D. B. Gas-Metal Arc Welding. Welding Brazing and Soldering. Metals Handbook, Vol 6, 10 Ed. American Society of Metals, 1998. p. 569 – 581.
79. ROSADO, T. et al., Inovations in Arc Welding. Congresso Luso-Moçabicano de Engenharia, 5°, 2008, Maputo. 2-4 setembro, 2008. p. 18.
80. CHU, K. P. Welding of sheet metal using modified short arc MIG/MAG welding process, 2007, 72 p. Dissertação (Mestrado) – Department of Mechanical Engineering Laboratory of Welding Technology, Lappeenranta University of Technology: 2007.
81. WAVEFORM Control Technology®: Surface Tension Transfer®. Cleveland: The Lincoln Electric Company, 2006. 4 p. (Relatório Técnico, NX2.20 – Nov/06).
82. WAVEFORM Control Technology®: Surface Tension Transfer® – Open Root. Cleveland: The Lincoln Electric Company, 2006. 6 p. (Relatório Técnico, NX3.10 – Fev/03).
83. MEYER, D. W. Flux Cored Arc Welding. Welding Brazing and Soldering. Metals Handbook, Vol 6, 10 Ed. American Society of Metals, 1998. p. 581 – 590.
84. JENNEY, C.L. (Editor), O'BRIEN, A. (Editor) – “AWS Welding Handbook, Volume 1 - Welding Science and Technology”, 9a. edição, American Welding Society, EUA, pg 573, 2001.
85. BRANDI, S. D. – “Metalurgia da soldagem: soldabilidade de alguns materiais”. In: Zieldas, S; Tatini, I; org. Soldagem. São Paulo : SENAI, pp. 115-123, 1997.
86. BOTT, I. S.; KOJIMA, S. S.; SAMPAIO, M. A. The Development of API 5L X80 Steel For Pipeline Productions by the TMCR Process. T&B Petroleum, Rio de Janeiro, N° 15, p. 68 – 70, 2003.
87. CAMPBELL, R. D.; WALSH, D. W. Weldability Testing. Welding Brazing and Soldering. Metals Handbook, Vol 6, 10 Ed. American Society of Metals, 1998. p. 1484 – 1514.
88. THOMPSON, A.W.; Bernstein, I.M. - “Microstructure and hydrogen embrittlement”. In: “Hydrogen effects in metals”, Bernstein, I.M. e Thompson, A.W. (editores) , AIME, EUA, pp 291-308, 1980.
89. BEACHEM, C.D. – “A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen embrittlement)”. Met. Trans., vol 3A, no. 2, pp. 437-451, 1972.
90. MEESTER, B. The Weldability of Modern Structural Steels. ISIJ International, Vol. 37, N°. 6, p. 537 – 551. 1997
91. GRANJON, H. - “La fissuration à froid en soudage d'aciers”. Soud. Tecn. Conn., vol 26, no. 3/4, pp 155-164, 1972.
92. GRANJON, H. – Bases métallurgiques du soudage, Publicação ‘La Soudure Autogène’, Paris - França, pp, 80-84, 1991.
93. PALMER, A. C.; KING, R. A. Subsea Pipeline Engineering. 2° Ed. PennWell Books, 2008. 575 p.
94. BAYLEY, N. – Welding steels without hydrogen cracking, 2a. edição, Cambridge, Abington, pp.1-15, 1993.
95. EASTERLING, K. Introduction to the physical metallurgy of welding, 2a. edição, Butterworth-Heinemann, Oxford, Inglaterra, pp, 18-30, 1992.
96. BERNARD, G. – “A viewpoint on the weldability of carbon-manganese and microalloyed structural steels”. IN: International Symposium on High-Strength Low-Alloy Steels (Micro Alloying 75), Washington EUA, 1-3 de outubro, pp. 552-569 , 1975.
97. HART, P.H.M.; DOLBY, R.E.; BAILEY, N.; WIDGERY, D.J. – “The weldability of microalloyed steels”. IN: International Symposium on High-Strength Low-Alloy Steels (Micro Alloying 75), Washington EUA, 1-3 de outubro, pp. 540-551 , 1975.
98. MARQUET, F.; BRAGARD, A.; FIKKERS, A.T.; MULLER, T. – ”Evaluation of cold cracking susceptibility”. Weld. Res. Int., vol. 9, no. 2, pp. 33-53, 1979.
99. COTA, A.B.; MODENESI, P.J.; BARBOSA, R.; SANTOS, R.D – “Determination of CCT diagrams by thermal analysis of an HSLA bainitic steel submitted to thermomechanical treatment”. Scripta Materialia Vol. 40, n. 2, pp. 165-169, 1998.
100. STALHEIM, D.G. - “The Use of High Temperature Processing(HTP) Steel for High Strength Oil and Gas Transmission Pipeline Applications”. IN Fifth International Conference on HSLA Steels, Chinese Society of Metals, China, November 2005. In: <http://www.dgsmet.com/resume.pdf> , consultado em 15 de dezembro de 2009.
101. MANOHAR, P.A.; CHANDRA, T. – “Continuous Cooling Transformation Behaviour of High Strength Microalloyed Steels for Linepipe Applications”. ISIJ International, Vol.38 , No.7, pp.766-774, 1998.