

Capítulo 2

Revisão da Literatura

2.1. Motivação para o Desenvolvimento de Ligas Microligadas Alternativas ao HY-80

Tradicionalmente chapas grossas temperadas e revenidas de aços HY-80 e HY-100 - especificadas de acordo com a norma MIL-S-16216 [1] - são utilizadas em aplicações navais militares críticas, como áreas de conveses altamente solicitadas do ponto de vista mecânico, superfícies que determinam o curso de belonaves, cascos submetidos à pressão e paredes de tanques em submarinos convencionais. Após o tratamento térmico de têmpera e revenimento, estes materiais atingem limites de escoamento da ordem de 550 ou 690 MPa, respectivamente.

Embora estes materiais apresentem ótimo desempenho em serviço, o custo de fabricação dos componentes feitos com eles é muito alto. A principal razão deste fato está associado à sua soldagem, particularmente quanto aos severos pré-requisitos para se garantir a boa execução desse processo. Caso essas recomendações não forem seguidas o risco de vultosos prejuízos é muito alto, seja devido ao sucateamento da peça ou sua falha prematura em serviço [2].

De fato, sob este aspecto as características dos aços HY são péssimas, basicamente em virtude de sua obsoleta filosofia de projeto de liga: afinal, eles derivam de um aço para blindagem desenvolvido pela Krupp alemã por volta de 1890. Naquela época, a soldagem era pouco mais que uma curiosidade científica e, de fato, esse processo só atingiu sua maturidade mais de meio século depois. Logo, não houve a menor preocupação por parte dos metalurgistas daquela época em adequar esta liga aos requisitos típicos do processo de soldagem [3].

Um dos fatores principais que determinam a soldabilidade dos aços é o grau de imunidade que a zona termicamente afetada - ZTA (ou seja, *Heat Affected Zone* - *H.A.Z.*) apresenta contra o trincamento a frio, tanto na forma retardada como no que ocorre abaixo do cordão de solda. De forma geral, a suscetibilidade da ZTA de um dado aço ao trincamento depende tanto de sua composição química como da maneira como ele foi soldado. Este relacionamento pode ser visto esquematicamente na Figura 2.1. Observa-se neste gráfico que o aço HY-80 pode sofrer trincamento sob quaisquer condições de soldagem. Este diagrama ainda mostra o caminho a ser seguido para se minimizar este problema: reduzir ao máximo o teor de carbono do material.

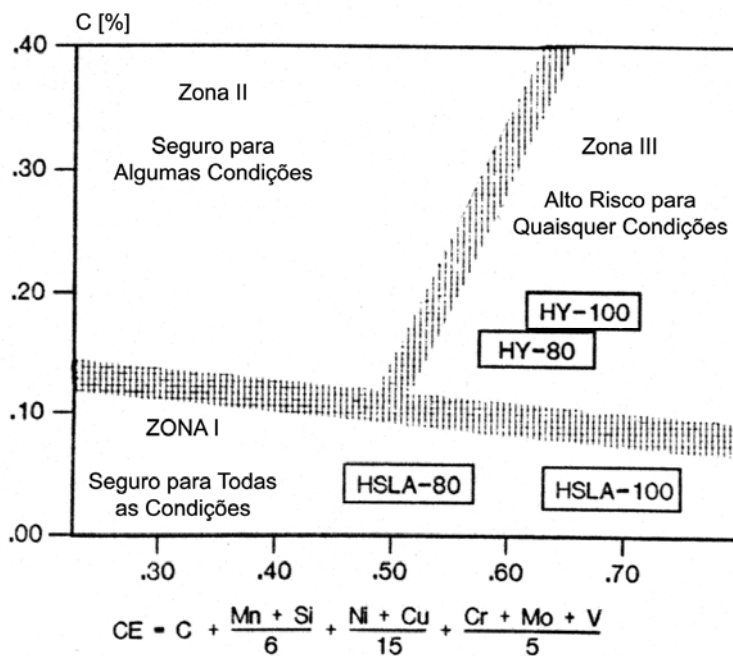


Figura 2.1: Suscetibilidade à ocorrência de trincamento na ZTA para vários aços utilizados na indústria naval militar [4].

Aqui surge um problema: praticamente todos os mecanismos de endurecimento envolvidos nos aços temperados/revenidos ou normalizados são função de seu teor de carbono. Logo, a questão crucial passa a ser como conseguir **suficiente resistência mecânica** numa liga que apresente **teor de carbono baixo** o suficiente para assegurar fácil usinabilidade e boas propriedades no cordão de solda [4].

A busca de soluções para este problema levou ao desenvolvimento de ligas alternativas que apresentassem melhor soldabilidade que os aços da família HY, mas sem sacrifício da resistência mecânica ou tenacidade.

Até 1980 apenas aços martensíticos apresentavam alta resistência mecânica aliada à boa tenacidade sob baixas temperaturas na forma de chapas grossas médias e pesadas, ou seja, com espessuras acima de 20 mm. A partir de então, foram adotadas duas abordagens para o desenvolvimento de ligas alternativas às martensíticas:

- Aços endurecíveis através da precipitação de cobre, especificados nas normas A710 [5] e HSLA-80 [6];
- Aços com teor ultra-baixo de carbono, endurecíveis pela formação de microestrutura bainítica, que forma uma subestrutura de discordâncias, e pela solução sólida de elementos de liga. São comumente designados pela sigla *ULCB* (*Ultra Low Carbon Bainite*).

Note-se que os mecanismos de endurecimento atuantes nestas duas ligas são relativamente independentes de seu teor de carbono, ao contrário do que ocorre na família HY.

As ligas da família A710 [5] podem ser produzidas conforme três rotas de fabricação diferentes: laminado e envelhecido (Classe 1), normalizado e envelhecido (Classe 2) e temperado e envelhecido (Classe 3). A Marinha de Guerra americana já vem aplicando este material sob condições reais, ainda que em casos não críticos. Ou seja, ele não é utilizado em estruturas que devam capturar trincas ou em blindagens. Além disso, seu uso se limita a chapas grossas relativamente leves, ou seja, com espessura entre 6 e 19 mm. O material mais leve, ou seja, com espessura inferior a 8 mm, é produzido conforme as classes 1 e 2, de acordo com as especificações impostas pela Marinha americana. Já o material pesado é produzido de acordo com a classe 3 que, aliás, é a mais utilizada tanto nas aplicações civis como militares. Tais limitações restringem a aplicação dos aços da família A710 em pequenos vasos de guerra e em alguns locais específicos de porta-aviões e submarinos [7-13]. Nestes casos, o material deve atender à norma MIL-S-

24645, recebendo as designações HSLA-80 ou HSLA-100 conforme seu nível de resistência mecânica [6].

Não foram encontradas referências na literatura sobre o uso de aços ULCB em aplicações navais militares, típicas da família HY, mas apenas desenvolvimentos em escala laboratorial e aplicações em tubos de grande diâmetro para a indústria petrolífera [3,14].

Esses novos aços possuem melhor soldabilidade, prescindindo do pré-aquecimento que se faz necessário nas ligas da família HY. Isto pode levar a reduções no custo das estruturas soldadas da ordem de US\$ 800 a US\$ 1.800 por tonelada de peso do componente [15].

2.2. Requisitos Típicos da Família de Aços HY e Ligas Alternativas

A norma MIL-S-16216 [1] estabelece uma série de requisitos a serem satisfeitos pelas chapas grossas de aços da família HY. Desse modo, elas podem ser qualificadas para uso em aplicações estruturais navais extremamente críticas, dentre as quais se destacam cascos de submarinos. A Tabela 2.1 mostra as propriedades mecânicas requeridas para o aço HY-80.

Tabela 2.1: Requisitos mecânicos para o aço HY-80 [9].

| h [mm] | LE [MPa] | LR [MPa] | Al. Total [%] | Estricção [%] | R.I. Charpy [J] | Rasg. Dinâmico [J] |
|-----------|-------------|-------------|------------------|------------------|-----------------------|--------------------------|
| ≤ 19,06 | 550~690 | (*) | 19 | - | 47 a -84°C | 610 a -40°C |
| > 19,05 | 550~690 | (*) | 20 | 50 | 81 a -18°C | 610 a -40°C |

(*) Valores a serem estabelecidos mediante acordo entre fornecedor e cliente.

Contudo, o ensaio mais representativo para os materiais da família HY-80 é o teste de a-baulamento sob explosão, que mede a resistência ao trincamento sob impacto. Ele requer a execução de quatro ensaios sob explosão (dois utilizando corpos de prova entalhados e os outros dois sem entalhe), a -18°C, de acordo com a norma MIL-S-2149 [16]. Considera-se o ensaio utilizando corpos de prova entalhados como sendo o mais representativo, uma vez que neste caso a condição de carregamento mecânico é a mais crítica.

A partir do que já foi exposto, pode-se observar que há três abordagens para se caracterizar a tenacidade em ligas da família HY. O ensaio Charpy é relativamente simples e barato, permitindo uma rápida determinação da tenacidade do material numa primeira instância. Já o teste de rasgamento dinâmico apresenta escala significativamente maior, envolvendo quantidade de material seis vezes superior à utilizada nos ensaios Charpy. Por sua vez, o teste de abaulamento sob explosão é o mais próximo das condições reais a que o material estará exposto quando em serviço. Quanto mais representativo o teste, maior seu custo e dificuldade de execução.

Os aços da família HSLA-80 também devem atender aos requisitos mecânicos especificados para o HY-80, com exceção do ensaio de abaulamento sob explosão, que não é considerado necessário. Tal abertura decorre do fato de que, até o momento, não é permitido o uso deste tipo de aço em aplicações críticas em vasos de guerra.

Apesar disso, esse material vem sendo muito utilizado nos navios militares americanos. Sua espessura nestas aplicações raramente supera 20 mm; a maior parte do material utilizado corresponde a espessuras entre 10 e 15 mm.

Já os aços ULCB surgiram há muito pouco tempo. Ainda não há dados, normas ou exemplos disponíveis na literatura sobre seu uso em belonaves.

Um aspecto crítico na substituição do aço HY-80 por ligas alternativas é a dúvida se os valores especificados em norma para a resistência ao impacto, medida nos ensaios Charpy, e de rasgamento dinâmico, correspondem aos resultados efetivamente obtidos nos ensaios de abaulamento sob explosão. Sabe-se que essa relação ficou bem estabelecida no caso dos aços da família HY, mas não se tem certeza se o mesmo também é válido para outros tipos de liga. Suspeita-se que esta questão esteja ligada ao formato da curva resistência ao impacto, determinada pelo ensaio Charpy ou de rasgamento dinâmico, em função da temperatura, ou seja, se a transição observada nessa curva for suave ou brusca [9].

2.3. Projeto Metalúrgico dos Aços da Família HY e Ligas Alternativas

2.3.1. HY-80

As ligas da família HY são baseadas no sistema Mn-Ni-Cr-Mo. O níquel está presente, a princípio, para conferir tenacidade sob baixa temperatura ao material. Já o cromo e molibdênio são adicionados com o intuito de se assegurar alta temperabilidade. A norma que rege este material não permite adições de micro-ligantes tais como nióbio, vanádio, titânio ou boro [9,17].

Embora a abordagem fundamental do projeto metalúrgico ("*alloy design*") da família HY não tenha se alterado ao longo do tempo, nos últimos 30 anos ocorreram modificações em alguns limites específicos de composição. Conforme mostra a Tabela 2.2, tais alterações consistiram basicamente em se restringir as concentrações permissíveis de fósforo, enxofre, estanho, antimônio e arsênico, bem como limitar a faixa permissível do teor de carbono. Na realidade, tais mudanças refletem o aperfeiçoamento dos processos siderúrgicos de refino, em particular, os avanços no campo da desfosforação e dessulfuração [9,18].

Tabela 2.2: Evolução ao longo do tempo da composição química especificada para o aço HY-80 [9].

| Elementos | 1963 | 1972 | 1982 | 1987 |
|-----------|------------|------------|-------------|---------------|
| C | 0,18 máx. | 0,12-0,18 | 0,12-0,18 | 0,12-0,18 |
| P | 0,025 máx. | 0,025 máx. | 0,020 máx. | 0,015 máx. |
| S | 0,025 máx. | 0,025 máx. | 0,002-0,020 | 0,008 máx (*) |
| P+S | 0,045 máx. | 0,045 máx. | 0,035 máx. | - |
| As | - | - | 0,025 máx. | 0,025 máx. |
| Sn | - | - | 0,030 máx. | 0,030 máx. |
| Sb | - | - | 0,035 máx. | 0,025 máx. |

(*) Chapas grossas com $S \leq 0,002\%$ devem ter identificação especial.

Os teores de carbono, níquel, cromo e molibdênio especificados na norma MIL-S-16216 [1] são determinados em função da espessura do material. A Tabela 2.3 mostra uma composição química típica do aço HY-80.

Apesar da atual restrição ao uso de elementos de micro-liga nos aços da família HY, estão sendo desenvolvidos estudos sobre a adição de titânio a esses materiais. Esse elemento de liga forma uma dispersão fina de precipitados de TiN que reduz a temperabilidade da zona termicamente afetada e, conseqüentemente, a magnitude dos picos de dureza nela observados. Desse modo, objetiva-se reduzir o grau de pré-aquecimento que é requerido antes da soldagem do material, a exemplo do que ocorre com os aços ao C-Mn e de baixa liga e alta resistência (BLAR) que contém titânio [9].

Os dados da Tabela 2.3 se referem à análise química de panela, expressa em porcentagem em peso. Estes valores são específicos para chapas com 25 mm de espessura [9].

Tabela 2.3: Composição química típica das ligas HY-80/HY-100, porcentagem em peso [9].

| C | Mn | Si | P | S | Ni | Cr | Mo | Cu | Al | C _{eq} |
|------|------|------|-------|-------|------|------|------|-------|-------|-----------------|
| 0,15 | 0,26 | 0,23 | 0,014 | 0,003 | 2,65 | 1,55 | 0,38 | 0,010 | 0,050 | 0,756 |

2.3.2. HSLA-80

O projeto metalúrgico do aço HSLA-80 é praticamente idêntico ao da liga A710 a qual, por sua vez, foi derivada dos chamados aços IN787 ou *NiCuAge*, desenvolvidos pela International Nickel Corporation [4,19-24]. Este material foi especificamente desenvolvido para uso em oleodutos e gasodutos a serem construídos nas regiões árticas. Sua principal característica é a capacidade de endurecimento pela precipitação de ϵ -Cu que ocorre a partir da ferrita supersaturada, entre 480 e 705°C. Composições químicas típicas dessa família de materiais podem ser vistas na Tabela 2.4.

Tabela 2.4: Composições químicas típicas da família A710, porcentagem em peso. O material da Lukens Steel é produzido por têmpera e envelhecimento (Classe 3); o da BHP é obtido através de laminação controlada (Classe 1) [4,9,23].

| Elemento | Norma | Lukens | BHP |
|----------|----------|--------|------|
| C | 0,07 máx | 0,05 | 0,05 |

| | | | |
|-----------------|------------|-------|-------|
| Mn | 0,40-0,70 | 0,50 | 1,40 |
| Si | 0,40 máx. | 0,35 | 0,25 |
| P | 0,025 máx. | 0,012 | - |
| S | 0,025 máx. | 0,002 | 0,003 |
| Ni | 0,70-1,00 | 0,97 | 0,85 |
| Cu | 1,00-1,30 | 1,25 | 1,00 |
| Cr | 0,60-0,90 | 0,72 | - |
| Mo | 0,15-0,25 | 0,45 | - |
| Al | - | - | 0,02 |
| Ti | - | - | 0,015 |
| Nb | 0,020 mín. | 0,040 | 0,020 |
| C _{eq} | 0,40-0,57 | 0,52 | 0,41 |

Os efeitos objetivados dos elementos de liga neste tipo de aço são os seguintes [4,9,25-28]:

. **C**: Na especificação original da lista A710 [5], o teor desse elemento foi restrito a um máximo de 0,07%, com o objetivo de se eliminar a ocorrência de trincamento a frio durante a soldagem, conforme mostra a Figura 2.1. Além disso, o material apresentará maior tenacidade. De fato, esta liga pode ser soldada com pré-aquecimento brando ou até mesmo nulo. Por outro lado, há o inconveniente de pequenas flutuações no teor desse elemento levarem a significativas variações na resistência do material quando se trabalha com teores dessa ordem de grandeza.

. **Cu**: A adição desse elemento aos aços com baixo teor de carbono leva a um aumento em sua resistência mecânica devido à precipitação de partículas ricas em cobre durante o envelhecimento. Esse elemento ainda aumenta a temperabilidade e restringe a cinética do revenimento das estruturas bainíticas e martensíticas durante o envelhecimento efetuado sob alta temperatura. Além disso, aumenta a temperatura de não-recristalização (T_{nr}), o que contribui para maior grau de refino do tamanho de grão ferrítico.

. **Ni**: É adicionado em teores acima de 0,7% com o objetivo de se evitar os problemas de fragilidade a quente normalmente associados à presença do cobre nos aços. Além disso, aumenta

dramaticamente a temperabilidade da liga, promovendo ainda maior tenacidade. Quando o material se encontra na condição como laminado, contribui para a resistência mecânica através do refino de grão e endurecimento por solução sólida.

. **Cr**: É incorporado à liga para se retardar a precipitação dos compostos a base de cobre durante o resfriamento a partir do campo austenítico, permitindo sua produção industrial de forma consistente. Esse elemento é fundamental na definição da cinética de transformação desses aços. Em particular, ele aumenta a temperabilidade bainítica através do retardamento do início da formação de ferrita proeutetóide. Esse elemento ainda retarda a cinética do revenimento da microestrutura durante o tratamento de envelhecimento.

. **Mo**: Apresenta papel idêntico ao do cromo.

. **Nb**: Utilizado para se refinar o grão durante a laminação a quente e nas fases de austenitização dos tratamentos térmicos subsequentes (caso das Classes 2 e 3). Proporciona ainda algum endurecimento por precipitação no envelhecimento.

. **Al**: Normalmente empregado na desoxidação deste aço, contribuindo para o refino de grão.

Podem ser aplicados três tipos diferentes de tratamentos térmicos para os aços da família A710, conseguindo-se desse modo diversas combinações de resistência mecânica e tenacidade para uma ampla faixa de espessuras em chapas grossas [23]:

. Classe 1: Laminado e Envelhecido. A microestrutura ferrítica formada durante o resfriamento ao ar após a laminação a quente, convencional ou controlada, apresenta limite de escoamento entre 450 a 525 MPa. Um envelhecimento posterior entre 540 e 650°C seguido de resfriamento ao ar leva à precipitação do cobre supersaturado na forma de partículas ϵ , aumentando a resistência mecânica. Recomenda-se o uso de laminação controlada quando se requer maior nível de tenacidade em chapas grossas pesadas. A limitação em termos de espessura é estabelecida em função da capacidade do laminador em aplicar grau suficiente de deformação sob temperaturas

relativamente baixas, de modo a promover refino de grão. Atualmente, a espessura máxima das chapas pertencentes à Classe 1 é de 19 mm.

. Classe 2: Normalizado e Envelhecido. Neste caso, é efetuado inicialmente um tratamento de normalização entre 870 e 930°C, seguido de envelhecimento entre 540 a 650°C para promover a precipitação de ϵ -Cu na ferrita, de modo a elevar a resistência mecânica. No estado normalizado, o material apresenta limite de resistência da ordem de 345 a 380 MPa. Podem ser produzidas chapas com espessura de até 205 mm.

. Classe 3: Temperado e Envelhecido. A austenitização entre 870 e 930°C, seguida de têmpera em água, proporciona limite de escoamento de aproximadamente 450 MPa. O envelhecimento efetuado a 540 a 665°C leva à formação das partículas a base de cobre. O endurecimento por precipitação supera amplamente o amaciamento da microestrutura temperada proporcionado pelo revenimento. Neste caso também podem ser produzidas chapas grossas de até 205 mm de espessura.

O aço A710 na condição como laminado, temperado ou normalizado apresenta dureza relativamente baixa, boa ductilidade e tenacidade moderada. Às vezes, a conformação a frio nestes estágios pode apresentar algumas vantagens, pois são requeridos menores valores de carga para se efetuar a conformação das peças em prensas. Além disso, o tratamento de envelhecimento contribui para a redução dos efeitos deletérios que a seqüência de deformação a frio mais envelhecimento sob temperatura ambiente poderia ter sobre a tenacidade do material. Sua execução após a soldagem pode servir como um tratamento térmico para alívio de tensões, o que pode eventualmente contribuir para a redução do custo total da fabricação do componente.

Várias siderúrgicas já alteraram a liga A710 conforme suas condições específicas de processamento e/ou solicitações de clientes. A usina australiana BHP, por exemplo, optou por reduzir seu teor de elementos de liga, compensando essa alteração através da aplicação de um tratamento termomecânico adequado, garantindo-se desse modo as propriedades mecânicas especificadas para este material. Desse modo, foi possível a produção de chapas grossas com até 28 mm de espessura, dispensando-se a têmpera antes do envelhecimento [9]. Para tornar possível essa nova rota de fabricação, a liga teve de sofrer as seguintes alterações:

a) As adições de cromo e molibdênio foram eliminadas, uma vez que não se necessita de alta temperabilidade nessas chapas grossas relativamente leves quando se aplica a laminação controlada. Isto contribui para se melhorar ainda mais a soldabilidade do material, além de facilitar o processo de fabricação da liga. Ocorre também redução dos custos associados a ferro-ligas e a ductilidade a quente durante o material no lingotamento contínuo é melhorada.

b) O teor de manganês é elevado para se compensar, ainda que parcialmente, a perda de resistência mecânica advinda da supressão do cromo e molibdênio. Ele ainda facilita o processo de laminação controlada e promove o refino do grão ferrítico em virtude do abaixamento da temperatura onde se inicia a transformação austenita → ferrita (ponto Ar_3).

c) Aplicação de laminação controlada com temperatura de acabamento imediatamente acima do ponto Ar_3 e subsequente resfriamento acelerado até $550^{\circ}C$, para se suprimir o "auto-envelhecimento" proporcionado pelo cobre ao material no estado como laminado.

d) Micro-adições de titânio e redução no teor de nióbio para melhorar a tenacidade da ZTA pela soldagem.

2.3.3. ULCB

Analogamente ao que ocorreu com os aços da família HSLA-80, o que se objetivou no desenvolvimento das ligas ULCB foi conseguir resistência mecânica através de mecanismos de endurecimento os mais independentes possíveis do teor de carbono do material.

Nos aços HY-80 é relativamente fácil obter-se estrutura martensítica através de austenitização seguida de têmpera em água, uma vez que nesta liga a ferrita proeutetóide só aparece sob taxas de resfriamento inferiores a $0,25^{\circ}C/s$; já a bainita superior requer velocidades menores que $20^{\circ}C/s$.

Para teores de carbono muito baixos, a situação se altera significativamente, uma vez que o "nariz" da reação bainítica se desloca para a esquerda, cobrindo a linha M_s do diagrama TRC.

Isto torna possível a obtenção de estrutura bainítica ao longo de uma larga faixa de velocidades de resfriamento [29]. É amplamente conhecida a excelente combinação de tenacidade e resistência mecânica apresentada pelos aços bainíticos com baixo teor de C. A principal razão para este fato está no fato de que uma concentração extremamente baixa de carbono pode reduzir ou eliminar a formação de cementita entre placas na matriz de ferrita bainítica [29-34].

Na verdade, a classificação da microestrutura dos aços ULCB quando se utiliza microscopia ótica é muito difícil, em função de seu caráter acicular e da insuficiência de resolução desse método de análise. Contudo, a presença de vestígios dos antigos contornos de grão austeníticos alongados na microestrutura do aço ULCB permite diferenciá-la em relação à observada nos aços com ferrita acicular. A sua análise num microscópio eletrônico de varredura mostrou que ela é constituída de ripas bainíticas com largura entre 0,5 e 1,0 μm . Observou-se ainda uma mistura de martensita e austenita retida - o chamado constituinte MA - em pontos isolados, localizada na interface entre as ripas ou nos antigos contornos de grão austeníticos. A fração de MA observada é da ordem de alguns pontos percentuais, apresentando tendência a ser proporcional ao teor de carbono da liga. Não se conseguiu detectar cementita na bainita deste tipo de aço [33].

Esta abordagem microestrutural foi descrita pela primeira vez em McEvily e outros [34], que estudaram liga de composição química 0,03% C, 0,7% Mn, 3,0% Mo, 3,0% Ni e 0,03% Nb, que apresentou limite de escoamento de aproximadamente 770 MPa na condição como laminada. Foi constatada a necessidade de se evitar ou, pelo menos, minimizar a ocorrência de partículas de segunda fase como carbonetos e inclusões não-metálicas. Em função de seu teor de carbono ultra-baixo, supôs-se que sua soldabilidade devia ser relativamente fácil, conforme se pode depreender a partir da Figura 2.1 [4,34-36]. Note-se, contudo, que seu carbono equivalente é alto: 0,95.

Esta abordagem de liga também foi estudada em outros trabalhos [37,38] onde foram utilizadas ligas a base de Mn-Si-Mo-Cr, com estrutura bainítica, direcionadas para a produção de tiras a quente e chapas grossas leves. As faixas de composição estudadas foram: 0,003 a 0,1% C; 1,4 a 2,0% Mn; 0,05 a 0,30% Si; 0,54% Mo (máx.), 0,11% Nb (máx.) e 0,20% Cr (máx.). Apesar dos teores ultra-baixos de carbono utilizados, conseguiu-se obter materiais com limite de escoamento de aproximadamente 550 MPa e temperatura de transição no ensaio de impacto Charpy da ordem de -40°C . Foi verificado ainda neste trabalho que problemas de tenacidade sob baixa tem-

peratura podiam ser atribuídos à precipitação de cementita nos contornos de grão e à formação de "ilhas" do chamado constituinte M-A (martensita-austenita retida), com alto teor de carbono, na microestrutura.

Mais recentemente, a Nippon Steel Corporation anunciou o desenvolvimento do chamado aço ULCB para tubos de grande diâmetro a serem utilizados em gasodutos que operam sob alta pressão em regiões árticas [39]. A composição química deste material foi: 0,02% C, 2,0% Mn, 0,4% Ni, 0,3% Mo, 0,04% Nb, 0,02% Ti e 0,001% B. Ele foi processado através de laminação controlada, exibindo limite de escoamento de 550 MPa em chapas grossas com 20 mm de espessura, apresentando boa soldabilidade e tenacidade sob baixa temperatura.

O papel dos elementos de liga nos aços ULCB pode ser sumarizado da seguinte maneira [34,37-46]:

. **C**: a redução do teor desse elemento faz com que ocorra o desaparecimento de regiões martensíticas e/ou ilhas do constituinte M-A significativas, pois a reação bainítica não é interrompida antes da transformação total do material. Isso efetivamente melhora a tenacidade do material sem que ocorra perda significativa de resistência mecânica. Contudo, teores extremamente baixos desse elemento acabaram por reverter essa tendência, uma vez que neste caso passa a ocorrer carência de carbono para se promover a necessária precipitação de Nb(C,N) para retardar a recristalização da austenita e refinar seu tamanho de grão durante a fase de acabamento da laminação controlada. De fato, constatou-se que a faixa ótima de teores desse elemento se encontra entre 0,01 e 0,03%.

. **B**: adição indispensável quando se deseja obter estrutura plenamente bainítica em ligas com teor ultra-baixo de carbono. Por outro lado, esse elemento apresenta afinidade muito grande com o nitrogênio. Logo, o efeito proporcionado pelo boro somente ficará garantido se o nitrogênio estiver previamente fixado através de sua combinação com um outro elemento de liga com o qual apresenta maior afinidade. Normalmente se utiliza titânio com esse objetivo.

. **Nb**: é um elemento importante nos aços ULCB, pois aumenta simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade através do refino de grão. Nestas ligas com teor ultra-baixo de carbono, há um significativo teor de nióbio em solução sólida, mesmo quando o reaquecimento for efetuado sob temperaturas relativamente baixas como, por exemplo, 1000°C. Além disso, ele aumenta significativamente a temperabilidade do aço quando solubilizado, quer isoladamente, quer em combinação com o boro. Garante-se, desse modo, o desenvolvimento da estrutura bainítica, através de um forte efeito sinérgico. Foram propostos diversos mecanismos para explicar essa sinergia. Um deles se baseia no fato de que o Nb efetivamente retarda a recristalização da austenita deformada, estabilizando os contornos de grão austeníticos através da supressão da formação de novos contornos através da recristalização. Dessa maneira, o B dispõe de tempo suficiente para se difundir até as vizinhanças dos contornos de grão austeníticos e, desse modo, aumentar a temperabilidade do material. Um segundo mecanismo propõe que o Nb reduz a difusividade e atividade do C na austenita e, desse modo, o Nb dissolvido na austenita protegeria o B, evitando que ele se transformasse em $Fe_{23}(CB)_6$. Uma terceira abordagem propõe que o Nb dissolvido na austenita, por si só, teria um efeito considerável no sentido de suprimir a formação de ferrita. Finalmente, o Nb pode contribuir para o aumento da resistência mecânica através do endurecimento por precipitação de carbonitretos na ferrita.

. **Ti**: esse elemento é utilizado para restringir o crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento da placa, bem como inibir o crescimento dos grãos austeníticos recristalizados durante a laminação a quente. Há evidências de que exerce o mesmo papel na ZTA pela soldagem. O titânio é usado ainda para garantir a eficácia da adição de boro na temperabilidade do material, combinando-se preferencialmente com o nitrogênio ao invés daquele elemento. Desse modo o B se mantém solúvel. Para que essa proteção seja efetiva, o teor de titânio deve ser superior a 3,4 vezes o teor de nitrogênio. Contudo, há evidências de que uma adição excessiva de Ti pode levar à degradação na ductilidade do material em virtude da formação de precipitados cubóides grosseiros de TiN, cujas arestas agudas podem atuar como concentradores de tensões.

. **Mn**: é adicionado na faixa entre 1,4 a 2,0%, em função da espessura da chapa e do nível desejado de resistência mecânica. Tal elemento eleva as propriedades mecânicas da chapa, su-

primindo as transformações austenita → ferrita e austenita → perlita, sem que ocorra perda significativa de tenacidade.

. **Mo, Ni, Cu, Cr:** podem ser adicionados em função da espessura da chapa e propriedades requeridas. O efeito do molibdênio e níquel nas propriedades mecânicas é similar ao do manganês. Logo, é possível estabelecer uma fórmula para cálculo de um teor de *manganês equivalente* (Mn_{eq}), que pode ser utilizado na estimativa da temperatura de início da formação de bainita (B_s) e, conseqüentemente, das propriedades mecânicas do material:

$$Mn_{eq} = Mn + 3,43 \%Mo + 0,56 \%Ni \quad (2.1)$$

Há uma fórmula empírica que, a partir do valor de Mn_{eq} , permite calcular a temperatura B_s da liga [43]:

$$B_s = 710 - 36,6 Mn_{eq} \text{ [}^\circ\text{C]} \quad (2.2)$$

Já os efeitos do Mn e Ni em termos da tenacidade do material não são similares: adições crescentes de Mo tendem a diminuí-la, ocorrendo contrário com o Ni.

A Figura 2.2 mostra diagramas TRC (transformação durante o resfriamento contínuo) de diversas ligas ULCB típicas [40]. A partir delas pode-se observar que, em função da taxa de resfriamento aplicada à liga, podem aparecer dois tipos de martensita. Se a taxa for alta, ela será pobre em carbono, e vice-versa. Há, contudo, uma faixa de velocidades intermediárias onde só se forma bainita na microestrutura.

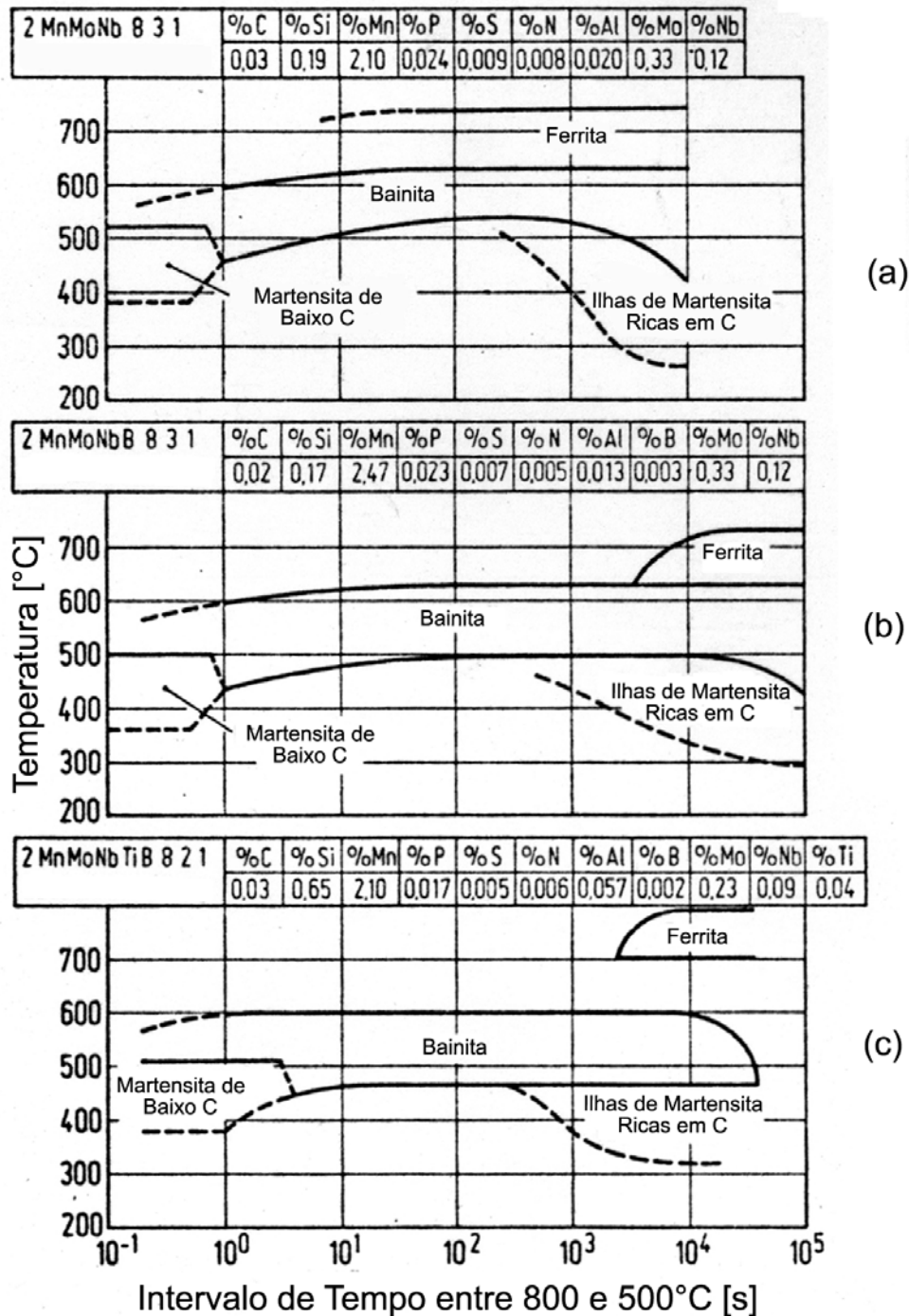


Figura 2.2: Influência da composição química no comportamento da transformação de aços ULCB ao Mn-Mo-Nb contendo aproximadamente 0,02% C. Temperatura de austenitização: 950°C [40].

Esses mesmos diagramas mostram que a adição de 0,002 a 0,003% de boro provocou um aumento de aproximadamente quinhentas vezes na taxa de resfriamento mínima necessária para o aparecimento de ferrita na microestrutura. Note-se que seu efeito não é tão forte sobre o aparecimento da perlita. Por outro lado, sua influência tende a ser potencializada no caso de teores extra-baixos de carbono. Neste caso, o teor de molibdênio, que normalmente seria adicionado para retardar tanto a formação de ferrita como a de perlita, poderia ser reduzido. Tal fato contribui para uma redução no custo da liga [40].

O aumento do teor de silício de 0,17 para 0,65% não só contribui para aumentar a resistência mecânica do material como também para alterar sua cinética de transformação. Conforme se pode observar no diagrama TRC da Figura 2.2c, esse elemento eleva o ponto A_{r3} e separa os campos de transformação ferrítico e bainítico, criando uma "baía" de austenita metaestável entre eles. Tal fato é de extrema importância para materiais que devam ser processados por tratamento termomecânico, pois amplia a faixa de tempos e temperaturas em que se pode aplicar deformação na austenita metaestável [40].

Normalmente tais materiais apresentam propriedades adequadas já no estado como laminado. Contudo, um tratamento adicional de envelhecimento pode elevar sua resistência mecânica, ainda que possa ocorrer alguma perda em sua tenacidade. Neste caso, adições de vanádio são benéficas para se aumentar o potencial de endurecimento por precipitação na ferrita.

Uma vantagem dos aços ULCB em relação aos da família A710 é seu menor teor de elementos de liga, o que reduz seu custo de produção para um mesmo nível de propriedades mecânicas. Contudo, os aços ULCB apresentam a desvantagem de terem sido desenvolvidos muito recentemente. Ainda não há informações concretas sobre seu desempenho sob condições reais no campo típico de utilização dos aços da família HY, ou seja, na indústria naval militar [44].

2.4. Vantagens Decorrentes da Substituição dos Aços da Família HY

A substituição do aço HY-80 pelo HSLA-80 já é uma realidade nos estaleiros militares norte-americanos, onde este novo material já foi utilizado na construção de vasos de guerra, com exceção de submarinos [15].

A própria produção do aço HSLA-80 é mais econômica do que a do HY-80, em função do menor teor de elementos de liga e tratamento térmico mais simples. Contudo, o potencial de economia que pode ser conseguido é ainda maior quando se considera a redução de custos que ocorre na fabricação do componente a partir da chapa grossa. Eis abaixo algumas das vantagens mais importantes [9]:

- a) Não há necessidade de se pré-aquecer as chapas antes de sua soldagem;
- b) Requer-se menos habilidade por parte do soldador, o que permite o emprego de mão-de-obra menos qualificada, reduzindo-se os custos ligados a pessoal;
- c) Grande redução nos custos de inspeção e reparo;
- d) Supressão da necessidade de se perder tempo com a fixação e retirada de dispositivos auxiliares para soldagem;
- e) Pode-se dispensar a limpeza da superfície dos cordões de solda antes de se depositar passes subsequentes;
- f) Redução da qualidade requerida para a preparação da superfície.

Além disso, o material HSLA-80 apresenta maior número de aplicações economicamente viáveis que o HY-80. Outra vantagem é a possibilidade de conformação e endireitamento com chama, operações inviáveis quando se utiliza o HY-80. Finalmente, processos de soldagem com

alta produtividade - como, por exemplo, o que utiliza alta frequência - podem ser utilizados na fabricação de peças simples em aço HSLA-80 [9].

Até o momento não há informações sobre aplicações reais onde ocorreu a substituição do aço HY-80 pelo ULCB. Contudo, uma vez que a composição química deste último tipo de liga é até mais simples que a do HSLA-80, pode-se supor que as mesmas vantagens aqui descritas também se apliquem à substituição do aço HY-80 pelo ULCB.

2.5. Aspectos Relativos ao Processo Siderúrgico dos Aços HSLA-80 e ULCB

2.5.1. Dessulfuração do Gusa e Metalurgia de Panela

Teores de enxofre menores que 0,005% são fundamentais para se alcançar altos valores de energia absorvida no ensaio Charpy, particularmente na direção transversal. Isto também é válido no tocante à ductilidade através da espessura ou estrição Z.

Logo, medidas como a dessulfuração do gusa e a globulização dos sulfetos através da injeção de compostos de cálcio no aço líquido da panela são fundamentais para se atingir os requisitos de tenacidade desejados. Obviamente, quanto maior for o nível de limpeza do aço, melhor será o desempenho do produto nos ensaios de tenacidade convencionais e no teste de abaulamento por explosão.

2.5.2. Desgaseificação a Vácuo

É recomendável a desgaseificação do aço líquido em sistemas RH que tenham capacidade de aplicar vácuo tão baixo quanto 0,5 torr, de modo a reduzir de maneira eficaz os teores de gases como hidrogênio, nitrogênio e oxigênio, conseguir alguma remoção de inclusões não-metálicas e controlar de forma mais precisa o rendimento de algumas adições, como titânio e boro [9].

No caso específico dos aços ULCB, a prática de desgaseificação precisa estar muito bem dominada, uma vez que deve ser garantido teor ultra-baixo de carbono no material e de forma

rigorosamente reproduzível, uma vez que mesmo pequenas variações no teor desse elemento dentro dessa faixa de magnitude implicam em alterações significativas nas propriedades mecânicas do produto [37].

2.5.3. Lingotamento Contínuo de Placas

Uma série de recursos em termos de equipamento e processo de lingotamento contínuo podem contribuir para se aumentar o grau de limpeza do produto, sua qualidade superficial e sanidade interna [9]:

- a) Distribuidor ("*tundish*") de grande capacidade;
- b) Proteção do jato de aço líquido através de selo de gás inerte;
- c) Molde com sistema para controle automático do nível de aço líquido;
- d) Controle do nível de segregação central da placa através da utilização de rolos com pequeno espaçamento entre si, refrigerados internamente com água e equipados com mancais adequados para minimizar sua deflexão;
- e) Resfriamento acelerado do veio com neblina de água, garantindo-se desse modo controle uniforme da extração de calor ao longo de sua largura;
- f) Utilização de conicidade variável na máquina de lingotamento contínuo, juntamente com agitação eletromagnética cíclica.

2.5.4. Laminação Controlada

A Figura 2.3 mostra, de forma esquemática, os tratamentos termomecânicos usualmente aplicados nos aços HSLA-80 e ULCB.

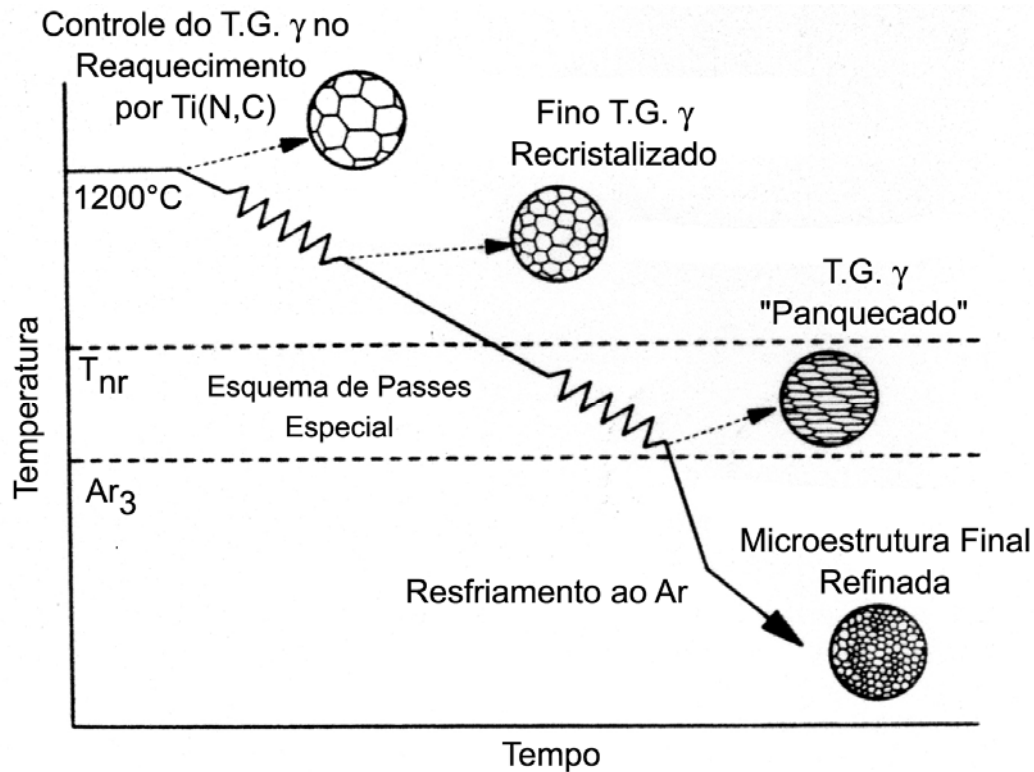


Figura 2.3: Esquema da laminação controlada empregado no processamento de aços HSLA-80 e ULCEB [9,39].

Reaquecimento. Tanto nos aços da família HSLA-80 como ULCEB é fundamental que o tamanho de grão austenítico após o reaquecimento da placa seja o menor e o mais uniforme possível. Um recurso utilizado nos dois casos é a adição de titânio à liga, cujos precipitados (TiN) somente se solubilizam sob temperaturas muito acima das empregadas comercialmente para a austenitização do material. Recomenda-se que o tamanho dessas partículas não exceda a $0,02 \mu\text{m}$ e que a fração de TiN presente na microestrutura seja superior a $0,004\%$. A primeira condição é atendida através da utilização de lingotamento contínuo, cuja alta velocidade de resfriamento durante a solidificação concorre para o refino dos precipitados de titânio. Já a segunda condição é conseguida através do balanceamento dos teores de titânio e nitrogênio [9,39,41].

Laminação de Esboçamento. O objetivo principal desta fase do processo - efetuada na faixa de temperaturas onde a austenita se recristaliza rapidamente - é promover a formação de microestrutura com grãos austeníticos refinados e recristalizados imediatamente antes do início da fase de acabamento, a qual é executada abaixo da temperatura onde não mais ocorre recristalização da

austenita entre os passes de laminação (T_{nr}). No caso dos aços HSLA-80, acredita-se que o alto teor de cobre exerça forte efeito retardador na recristalização da austenita, a qual se somaria aos efeitos similares exercidos pelo titânio e nióbio, precipitado ou em solução sólida [9,47]. Já nos aços ULCB, o efeito do boro se soma ao do nióbio e titânio no sentido de se restringir a recristalização da austenita [46]. Um aspecto fundamental para a obtenção de uma estrutura austenítica refinada e homogênea é o correto dimensionamento do esquema de passes na fase de esboçamento. A filosofia adotada por um produtor de aço HSLA-80 foi executar o esboçamento sob temperaturas relativamente altas, da ordem de 1000 a 1100°C, juntamente com a aplicação de passes individuais pesados, com grau de deformação acima de 16%, para restringir a possibilidade da formação de grãos austeníticos de tamanho heterogêneo, fenômeno que tende a prejudicar a tenacidade do produto [9].

Laminação de Acabamento. No caso do aço HSLA-80, observou-se que reduções totais muito pesadas nesta fase onde a recristalização do material deve estar totalmente suprimida entre passes, acima de 67%, são benéficas para se obter altos valores de tenacidade sob baixas temperaturas. Isto decorre da intensa multiplicação de sítios favoráveis à nucleação da ferrita presentes nos contornos/subcontornos de grão e bandas de deformação geradas na austenita alongada pela deformação. Consegue-se desse modo temperaturas de transição inferiores a -120°C no material como laminado submetido ao ensaio Charpy. É fundamental que a chapa grossa apresente temperaturas de transição dessa ordem de magnitude nesta etapa do processo, para que se possa compensar o inevitável efeito fragilizante que acompanha o tratamento de envelhecimento. Outro aspecto vital é que se conhecer previamente, e de forma precisa, a temperatura de não-recristalização (T_{nr}) do material a ser processado.

Resfriamento Controlado. Em materiais onde o tratamento de envelhecimento é imprescindível para se atingir as propriedades desejadas, é altamente recomendável a aplicação de resfriamento forçado imediatamente após a laminação. Esta etapa se faz necessária para se suprimir o auto-envelhecimento que ocorreria no material caso ele se resfriasse naturalmente ao ar. Tal precipitação prematura é indesejável, pois não contribui para o endurecimento do produto e desperdiça o cobre disponível em solução para se atender a esse objetivo. Verificou-se que o resfriamento forçado de esboços de aço HSLA-80 com 25 mm de espessura, sob taxas da ordem de 2 a

3°C/s, desde a temperatura de acabamento até 550°C, é plenamente adequado para que o material atinja as propriedades objetivadas. Algumas variantes da família ULCB também podem sofrer tratamento de envelhecimento; neste caso, o resfriamento forçado após laminação - como o que normalmente é feito na laminação de tiras a quente - também contribuirá para se maximizar a resistência mecânica do produto final [40,45].

No caso dos aços ULCB - e, até em certo grau, da família HSLA-80 - deve-se considerar que o atual conhecimento sobre os princípios e práticas da laminação controlada não é inteiramente adequado. De fato, esta tecnologia foi exaustivamente estudada no caso de aços de Baixa Liga e Alta Resistência (BLAR) para tubos petrolíferos (oleodutos e gasodutos), cujo projeto de liga é ligeiramente diferente do utilizado nas famílias HSLA-80 e ULCB. Em primeiro lugar, as composições químicas dos aços BLAR convencionais são mais simples. Além disso, a espessura do produto final é relativamente fina, entre 12 a 18 mm, enquanto que chapas para uso em vasos de guerra apresentam espessura típica de 25 mm.

O principal fator que diferencia os aços BLAR convencionais dos ULCB é o maior teor de elementos de liga substitucionais deste último, o que leva a duas alterações metalúrgicas básicas:

- Modificações nas relações que governam a solubilidade do Nb(C,N) na austenita;
- Níveis anormais de arraste por soluto, o que restringe a movimentação dos defeitos cristalinos.

A maior espessura dos produtos feitos em aço ULCB para uso em belonaves dificulta sua laminação controlada. Sob tais condições, os elevados gradientes de temperatura e grau de deformação que se desenvolvem ao longo de sua espessura durante a laminação tornam difícil a obtenção de microestruturas homogêneas no esboço. Conforme já citado anteriormente, isto se reflete de forma negativa na tenacidade do material.

Outro aspecto a ser considerado é a resposta da austenita microligada ao nióbio, vanádio e titânio ao tratamento termomecânico. Ela é função dos seguintes fatores:

- a) Relação entre a temperatura de reaquecimento de placas efetivamente utilizada e a temperatura a partir da qual começam a aparecer grãos grosseiros (T_{cga}) no material;
- b) Relação entre as temperaturas de laminação e T_{nr} ;
- c) Relação entre a taxa de resfriamento após a laminação e o diagrama TRC do material.

Todas as temperaturas críticas da austenita microligada (T_{cga} , T_{nr} , Ar_3 , B_s) são fortemente influenciadas pelo tipo e estado dos elementos de micro-liga presentes. O alto teor de elementos substitucionais presentes nos aços HSLA-80 e ULCB certamente altera de forma significativa tais temperaturas. Por exemplo, elementos como manganês e molibdênio elevam a solubilidade do Nb(C,N) na austenita, o que tenderia a abaixar essas temperaturas críticas. Esse fato deve ser levado em conta ao se dimensionar os parâmetros de processo da laminação controlada [3].

Outro aspecto a ser considerado no caso específico dos aços ULCB é o efeito da deformação a quente sobre a transformação da austenita. A princípio esse efeito consiste na aceleração da transformação bainítica durante o resfriamento posterior, com aumento na temperatura de início de formação da bainita (B_s). Esse efeito redutor na temperabilidade é aumentado pela precipitação de Nb(CN) na austenita durante a laminação a quente, reduzindo o teor de nióbio solúvel por ocasião de sua transformação [48,49]. Outro aspecto a ser considerado é o refino no tamanho dos pacotes bainíticos, ou seja, dos agregados de ripas de ferrita bainítica paralelas com a mesma orientação cristalográfica. A deformação na região de não-recristalização da austenita permite reduzir o tamanho desses pacotes, elevando a tenacidade das chapas grossas. Contudo, foi constatado que a deformação a quente não acarretou alteração significativa na temperatura de início da transformação bainítica (B_s) [31,42,48-52].

2.5.5. Envelhecimento

Nos aços da família HSLA-80, uma contribuição expressiva à resistência mecânica deriva da presença do cobre. O cobre tem diâmetro atômico muito próximo ao do ferro; esses elementos

não formam compostos intermetálicos entre si. O valor máximo de solubilidade do cobre em ferro é de 2,4% a 840°C [53]. O envelhecimento do material leva à precipitação de ϵ , um precipitado rico em cobre, na forma de partículas com diâmetro variando entre 2 e 45 nm. Conforme a temperatura, este precipitado contém até 4% de Fe [54]. Eles se localizam dentro de discordâncias formadas no interior dos grãos de ferrita, bem como em seus contornos e subcontornos [4]. Os padrões de difração eletrônica mostraram que o precipitado ϵ é constituído de cobre, possuindo parâmetro de reticulado ligeiramente maior do que o do metal puro [53]. Contudo, em aços comerciais, esses precipitados são recobertos por uma segregação de Mn ou Ni, como ficou comprovado a partir de ensaios com espalhamento de nêutrons de baixo ângulo [55,56].

A Figura 2.4 mostra a evolução do diâmetro das partículas de ϵ durante envelhecimentos efetuados a 500, 600 ou 700°C. O envelhecimento realizado sob temperaturas entre 500 e 600°C é caracterizado por apresentar dois estágios de crescimento de partícula. A primeira etapa se caracteriza por apresentar um rápido aparecimento de partículas de ϵ já no início do tratamento, indicando que a difusão do cobre é bastante rápida nesse momento, provavelmente devido a um excesso de lacunas presentes no material. Essas partículas apresentam diâmetro médio de 90 angstroms e apresentam pouco crescimento após envelhecimento de 50 horas a 500°C ou 1 hora a 600°C. Durante esse segundo estágio do envelhecimento o crescimento das partículas é proporcional à raiz quadrada do tempo, através da difusão normal por volume, uma vez que a densidade de lacunas do material fica menor.

A evolução da dureza ao longo do envelhecimento efetuado a 500, 600 ou 700°C pode ser vista na Figura 2.5. Ela está diretamente relacionada com as alterações verificadas na microestrutura do material, mostradas na Figura 2.4. A dureza atinge seu valor máximo quando está presente máxima quantidade de precipitados com tamanho mínimo [53]. A dureza cai assim que se inicia o segundo estágio de crescimento dos precipitados.

O envelhecimento é vital para a obtenção das propriedades mecânicas objetivadas nos aços HSLA-80 e A710. Nos aços comerciais, ocorre na realidade uma precipitação simultânea de cobre e de carbonitreto de nióbio, uma vez que a faixa de temperaturas normalmente utilizadas favorece essa dupla ocorrência [57,58]. Contudo, apesar de se tratar da precipitação de duas fases

distintas, observa-se apenas um pico de dureza, ao invés de dois picos distintos para cada constituinte. Uma

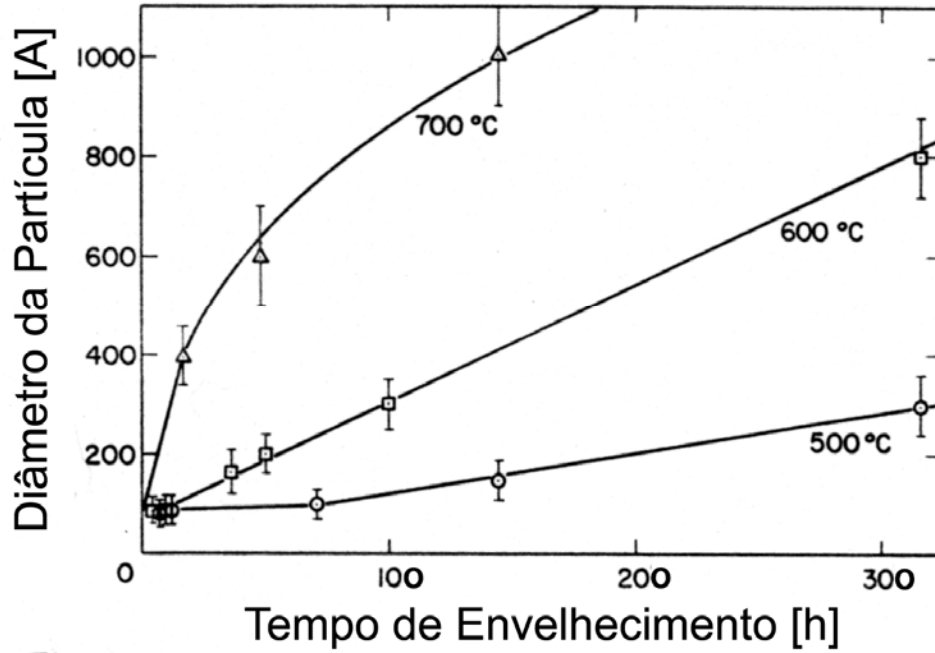


Figura 2.4: Crescimento de partículas esféricas de ϵ durante o envelhecimento de uma liga Fe-1,23% Cu a 500, 600 e 700°C [53].

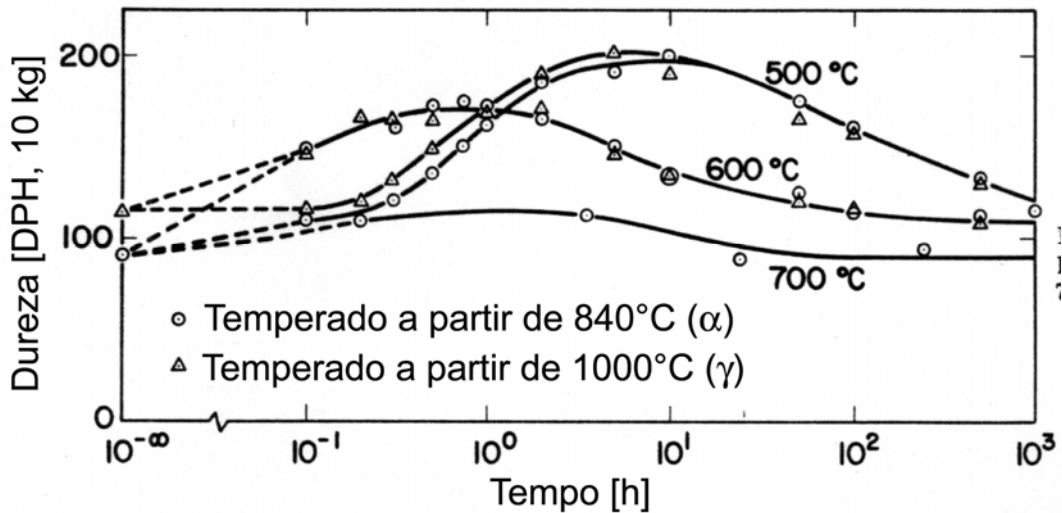


Figura 2.5: Endurecimento por precipitação de uma liga Fe-1,23% Cu a 500, 600 e 700°C [53].

vez que o ganho em resistência mecânica que se consegue nesta fase do processo advém de endurecimento por precipitação, espera-se que ocorra simultaneamente alguma perda de tenacidade [59].

Na prática, foi verificado em alguns casos que, em chapas temperadas em água, ocorre um máximo de tenacidade quando o envelhecimento foi feito a 260°C. Já o limite superior em termos de resistência mecânica foi conseguido para envelhecimento realizado a 510°C. No primeiro caso pode-se atribuir o aumento da tenacidade proporcionado pelo envelhecimento como sendo consequência do alívio de tensões que deve ter ocorrido no material bruscamente temperado com água [4,59-61].

Os aços ULCB também são passíveis de envelhecimento, desde que contenham teores suficientes de nióbio, titânio ou vanádio para promover o endurecimento secundário. Temperaturas de envelhecimento de até 400°C levam a um moderado aumento na resistência mecânica sem afetar significativamente sua tenacidade. Isto caracteriza a ocorrência da liberação de tensões residuais decorrente da transformação de fases. Já o tratamento entre 400 e 550°C leva à perda de resistência mecânica. Essa tendência, contudo, se inverte se o tratamento for aplicado entre 550 e 650°C. Esse aumento é notável, mas leva à perda de tenacidade. A resposta ao envelhecimento é mais intensa para ligas que contêm titânio ao invés de vanádio [39-41].

2.5.6. Têmpera e Revenimento

As instalações para a eventual têmpera e revenimento de chapas grossas especiais para uso em navios militares devem processar materiais dentro das seguintes faixas dimensionais: espessura entre 5 e 100 mm; largura máxima de 3.200 mm; comprimento máximo de 15 metros. O uso de cortinas de água de alta intensidade, com fluxo total de líquido da ordem de 30.000 litros/minuto, aliado a um projeto otimizado de rolos para têmpera, é altamente recomendável quando se deseja temperar, de forma eficiente, materiais com baixo teor de elementos de liga (carbono equivalente reduzido), ou seja, com melhor soldabilidade. De fato, algumas instalações são capazes de atingir taxas de resfriamento de até 40°C/s na faixa de temperaturas entre 800 e 300°C, considerando-se como ponto de referência o núcleo de esboços com 25 mm de espessura [9].

2.6. Comparação entre as Propriedades Obtidas em Chapas Grossas de Aços HY-80, HSLA-80 E ULCB

2.6.1. HY-80

A Tabela 2.5 apresenta os resultados obtidos em termos de propriedades mecânicas do material HY-80 produzido na BHP, uma siderúrgica australiana. Sua composição química está na Tabela 2.3. Um fato digno de nota ao se observar esses dados é a pequena diferença entre os valores de energia absorvida determinados através do ensaio Charpy para os corpos de prova longitudinais e transversais, que foi de apenas 10%. Isto pode ser atribuído ao bom nível de limpeza do aço, aliado à uma prática adequada no tratamento térmico de têmpera e revenimento [9]. Vale destacar que essas propriedades estão dentro dos valores especificados pela norma MIL-S-16216 [1].

Tabela 2.5: Propriedades mecânicas típicas de chapas grossas de aço HY-80 [9].

| Espes. [mm] | L.E. [MPa] | L.R. [MPa] | Al. Total [%] | Energia Absorvida | | |
|----------------|---------------|---------------|------------------|-------------------|----------------|----------------|
| | | | | Temperat. [°C] | Longit. [J] | Transv. [J] |
| 9,5 | 644 | 762 | 32 | - | - | - |
| 50 | 616 | 731 | 25 | 20 | 216 | 207 |
| | | | | -18 | 214 | 203 |
| | | | | -40 | 209 | 193 |
| | | | | -84 | 184 | 164 |

2.6.2. HSLA-80

A Tabela 2.6 sumariza os valores especificados de propriedades mecânicas para as três classes do aço A710, liga gêmea do HSLA-80. Como se pode observar, a se seguir rigorosamente a norma MIL-S-16216 [1], a substituição do aço HY-80 pelo A710 estritamente especificado pela norma é complicada. O material Classe 1 (laminado e envelhecido) possui limite de escoamento e alongamento suficientes para substituir o HY-80, mas as temperaturas em que os ensaios de im-

pacto foram efetuados são diferentes das que caracterizam o aço original, impedindo uma comparação direta em termos de tenacidade a partir das especificações originais da norma.

Tabela 2.6: Limites inferiores de resistência mecânica e ao impacto Charpy para aços da família A710. Os valores especificados de resistência ao impacto se aplicam para toda a faixa de espessuras [23].

| Espessura [mm] | L.E. [MPa] | L.R. [MPa] | Al. Total [%] | Energia Absorvida | | |
|-------------------|---------------|---------------|------------------|-------------------|----------------|--------------------|
| | | | | Temperat. [°C] | Longit. [J] | Transv. [J] (*) |
| <u>Classe 1</u> | | | | | | |
| 5,0-8,0 | 585 | 655 | 20 | -45 | 27 | 20 |
| 8,1-19,0 | 550 | 655 | 20 | | | |
| <u>Classe 2</u> | | | | | | |
| 5,0-25,0 | 450 | 495 | 20 | | | |
| 25,0-50 | 415 | 495 | 20 | -45 | -45 | 47 |
| ≥ 51,0 | 380 | 450 | 20 | | | |
| <u>Classe 3</u> | | | | | | |
| 5,0-50,0 | 515 | 585 | 20 | -62 | 69 | 47 |
| ≥ 51,0 | 450 | 515 | 20 | | | |

(*) Requisito não obrigatório para materiais classes 2 ou 3.

Já os aços A710 Classes 2 e 3 não atendem às especificações do aço HY-80 quanto à resistência mecânica. No tocante à tenacidade, vale o mesmo já dito para o material Classe 1. De fato, esta variante da liga A710 apresenta o maior nível de resistência mecânica da série, ocorrendo o oposto para a Classe 2.

Os valores especificados de resistência mecânica para as três classes diminuem à medida que a espessura do produto aumenta. Isto reflete as menores taxas de resfriamento inerentes às chapas mais pesadas, nas quais se torna impossível reter teor de cobre supersaturado suficiente para se manter nível similar de precipitação durante o envelhecimento posterior. É interessante notar que o material A710 Classe 3 (temperado e envelhecido) perde menos resistência mecânica à medida que se aumenta a espessura da chapa, em relação aos aços convencionais de baixa liga

temperados e revenidos. Ao que parece, o efeito da taxa de resfriamento no sentido de se manter o cobre em solução sólida é menor que o requerido para se manter microestruturas de martensita refinada e bainita inferior nos aços convencionais [23].

Ligas A710 da Classe 3 apresentam máxima tenacidade, expressa em termos da resistência ao impacto no ensaio Charpy. É interessante notar que isso ocorre mesmo apresentando resistência mecânica mais alta que o material Classe 2. Os aços da Classe 1 possuem bons valores de tenacidade, ainda que sejam os piores desta série. Provavelmente isto decorre do fato de que eles não se beneficiam do refino de grão proporcionado pela reaustenitização que ocorre durante os tratamentos de normalização ou têmpera e revenimento.

Deve-se atentar para um fato importante: estas ligas permitem a obtenção de combinações de resistência mecânica e tenacidade bem mais diversificadas que as apresentadas explicitamente na norma ASTM A710. Pode-se alterar substancialmente o balanço dessas propriedades através de alterações da ordem de 25 a 50°C na temperatura de envelhecimento. De fato, ligas com características similares ao HY-80 já são produzidas comercialmente pela ARMCO norte-americana, usando uma versão do aço A710 Classe 3 [23], o qual apresenta soldabilidade muito superior ao material original.

Uma abordagem similar também foi adotada pela siderúrgica americana Lukens. Sua versão de aço A710 Classe 3 para substituir o HY-80 apresentou a seguinte composição química: 0,05% C / 0,50% Mn / 0,009% P / 0,002% S / 1,12% Cu / 0,88% Ni / 0,71% Cr / 0,20% Mo / 0,28% Si e 0,035% Nb, o que resulta num valor de carbono equivalente igual a 0,45%. A Figura 2.6 mostra os histogramas de frequência relativos aos limites de escoamento e resistência, bem como a resistência ao impacto medida pelo ensaio Charpy, que foram levantados para este tipo de material. Note-se que os valores médios das propriedades mecânicas obtidas atenderam facilmente ao especificado na norma MIL-S-16216, que dita os requisitos para o aço HY-80 [1].

É possível melhorar ainda mais as características de tenacidade deste produto através da adoção de laminação controlada antes do tratamento de austenitização, têmpera e envelhecimento. Isto fica evidente nos resultados obtidos nos ensaios de rasgamento dinâmico mostrados na

Figura 2.7. A principal alteração efetuada no processo de laminação foi a redução da temperatura de acabamento. Fica evidente a partir daí que a laminação controlada se mostrou vital para se atingir os níveis de tenacidade especificados pela norma MIL-S-16216 [1] em termos do rasgamento dinâmico [4].

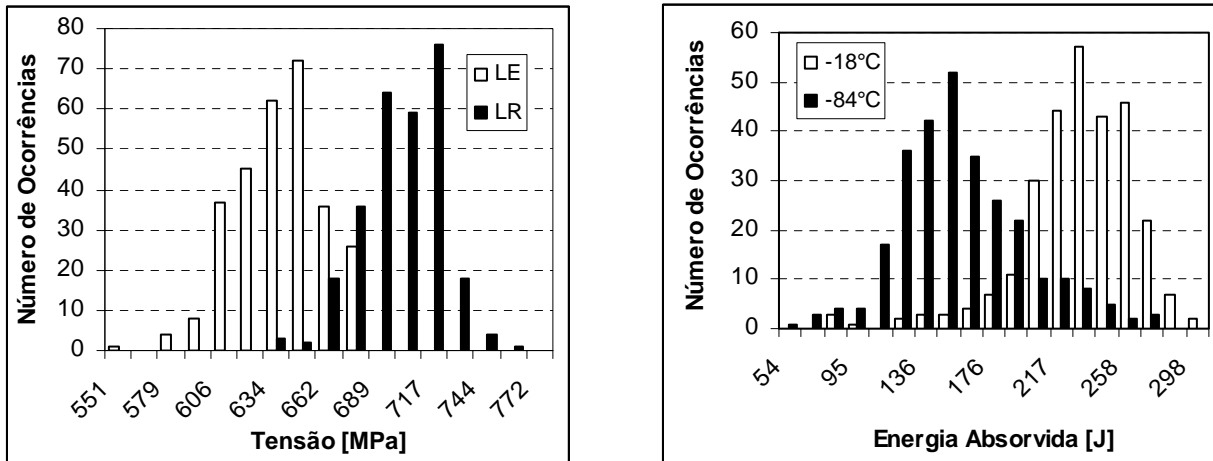


Figura 2.6: Distribuição das propriedades mecânicas relativas a chapas grossas com 19 mm de espessura em aço A710 Classe 3 produzidas pela Lukens Steel. O envelhecimento foi efetuado entre 605 e 625°C [4].

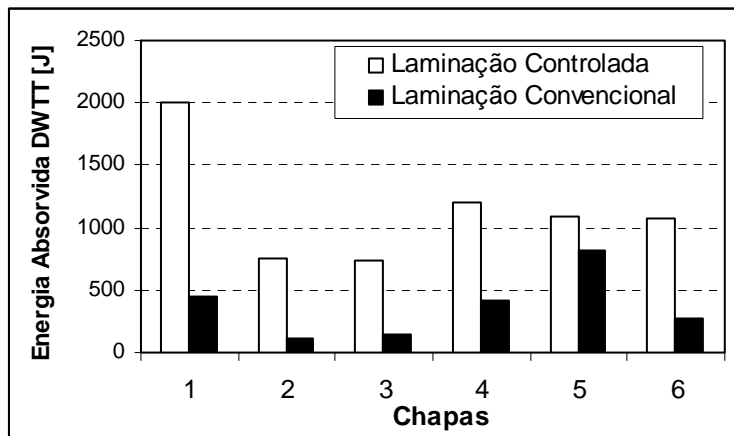


Figura 2.7: Comparação dos valores de tenacidade determinados no ensaio de rasgamento dinâmico executado a -40°C em chapas com 25 mm de espessura em aço A710 Classe 3, processados ou não através de laminação controlada antes do tratamento de austenitização, têmpera e envelhecimento [4].

Devido à temperabilidade limitada deste tipo de liga, a espessura máxima de chapa produzida a partir dela fica restrita a 32 mm para aplicações onde se requer alta tenacidade. Em aplicações mais brandas é possível produzi-lo na forma de chapas com até 127 mm de espessura [4].

Já a BHP optou por produzir o aço A710 conforme a Classe 1, ou seja, através de laminação e envelhecimento. Foi adotada a prática de laminação controlada com o objetivo de se maximizar a tenacidade do produto.

A Figura 2.8 mostra os resultados obtidos em termos de resistência mecânica neste caso. Conforme se pode deduzir a partir desses dados, o material como laminado não atingiu o valor mínimo especificado para o limite de escoamento conforme a norma MIL-S-16216 [1], qualquer que fosse a espessura da chapa e/ou a condição de resfriamento. Pode-se notar ainda que o uso de resfriamento forçado após a laminação aumentou o limite de escoamento do material, particularmente para chapas mais pesadas, ou seja, espessura da ordem de 25 mm. Isso pode ser atribuído ao maior grau de refino da microestrutura final, bem como pela supressão do "auto-revenimento", o qual aumenta o efeito endurecedor do tratamento de envelhecimento [9].

A Figura 2.9 mostra o desempenho em termos de tenacidade do material, determinado pelo ensaio Charpy. Sob este aspecto, tanto as chapas no estado como laminado, como as envelhecidas, apresentaram resultados satisfatórios ao longo de toda a faixa de espessuras pesquisada, ou seja, 12 a 25 mm [9]. A condição de envelhecimento aplicada - 550°C por 30 minutos - garante aumento máximo na resistência mecânica proporcionada pela precipitação de cobre. Tal mecanismo de endurecimento normalmente leva à elevação da temperatura de transição determinada pelo ensaio Charpy. Os dados da Figura 2.9 mostram que, de fato, ocorre aumento da temperatura onde se observa 50% de área dúctil na área fraturada dos corpos de prova quando se efetua o envelhecimento no material. Tal ocorrência foi particularmente crítica no caso de chapas com espessura da ordem de 25 mm, quando a temperatura de transição se aproximou de -85°C, que é a temperatura especificada na norma MIL-S-16216 [1,9].

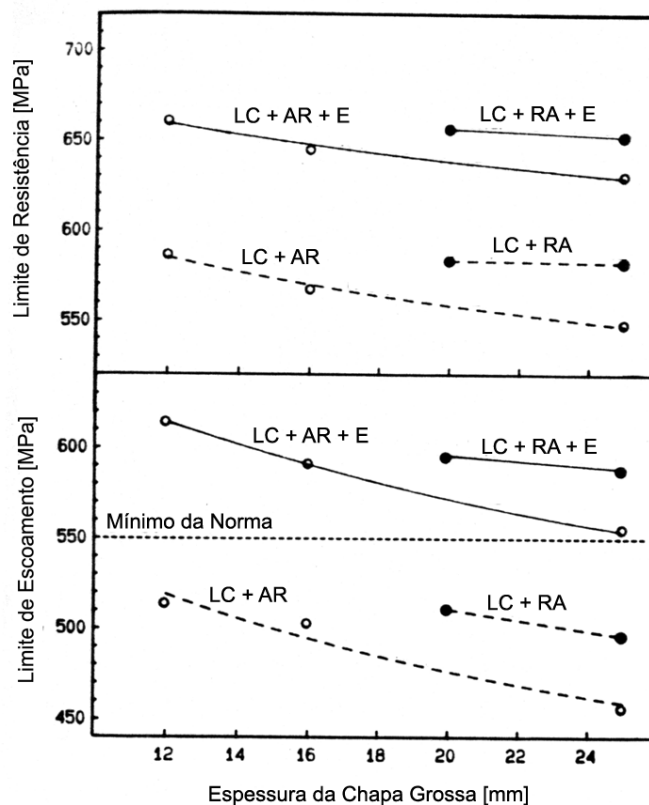


Figura 2.8: Influência da espessura do esboço e da taxa de resfriamento após laminação controlada na resistência mecânica de aço A710 Classe 1 produzido pela BHP. Temperatura de envelhecimento igual a 550°C. Legendas: LC = laminação controlada; RA = resfriamento acelerado; AR = resfriamento ao ar; E = envelhecido.

Uma solução para se aumentar a margem de segurança no atendimento aos requisitos dessa norma consiste em se proceder a um "super-envelhecimento" dos precipitados de cobre. Este tratamento se revelou eficaz para minimizar o aumento da temperatura de transição no ensaio Charpy, sem prejudicar demasiadamente a resistência mecânica do material.

Os efeitos do tratamento de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas do aço A710 Classe 1 podem ser vistos na Figura 2.10. Note-se que um "super-envelhecimento" a 600°C por 30 minutos pode reduzir o aumento verificado na temperatura de transição para apenas 15°C, satisfazendo simultaneamente os requisitos do limite de escoamento, ainda que com margem relativamente pequena. Como se vê, a escolha da temperatura de envelhecimento deve ser feita a partir

da identificação da propriedade mais crítica para a aplicação em questão: resistência mecânica ou tenacidade [9].

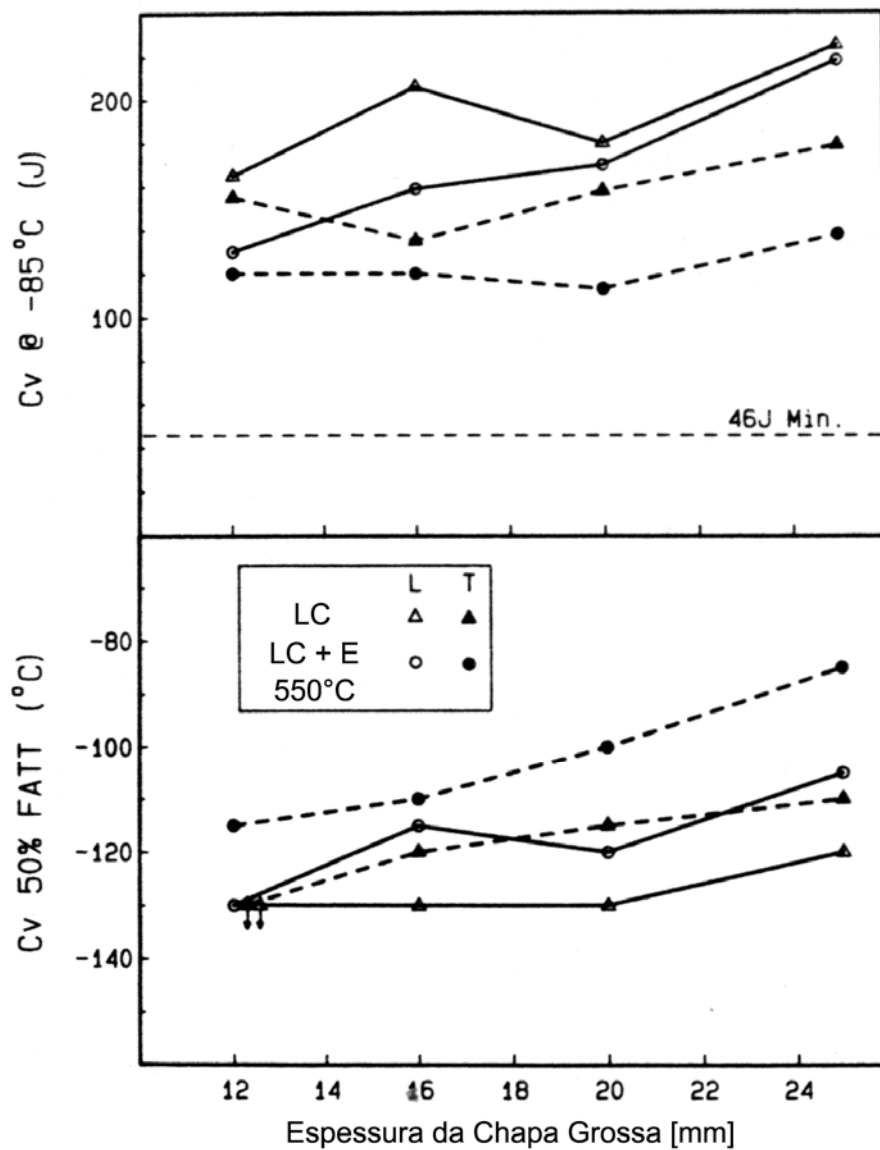


Figura 2.9: Efeito do envelhecimento (550°C, 30 minutos) sobre a tenacidade, determinada através de ensaio Charpy executado a -85°C em amostras de aço A710 Classe 1 produzido pela BHP. Legendas: LC = laminação controlada; E = envelhecida. [9].

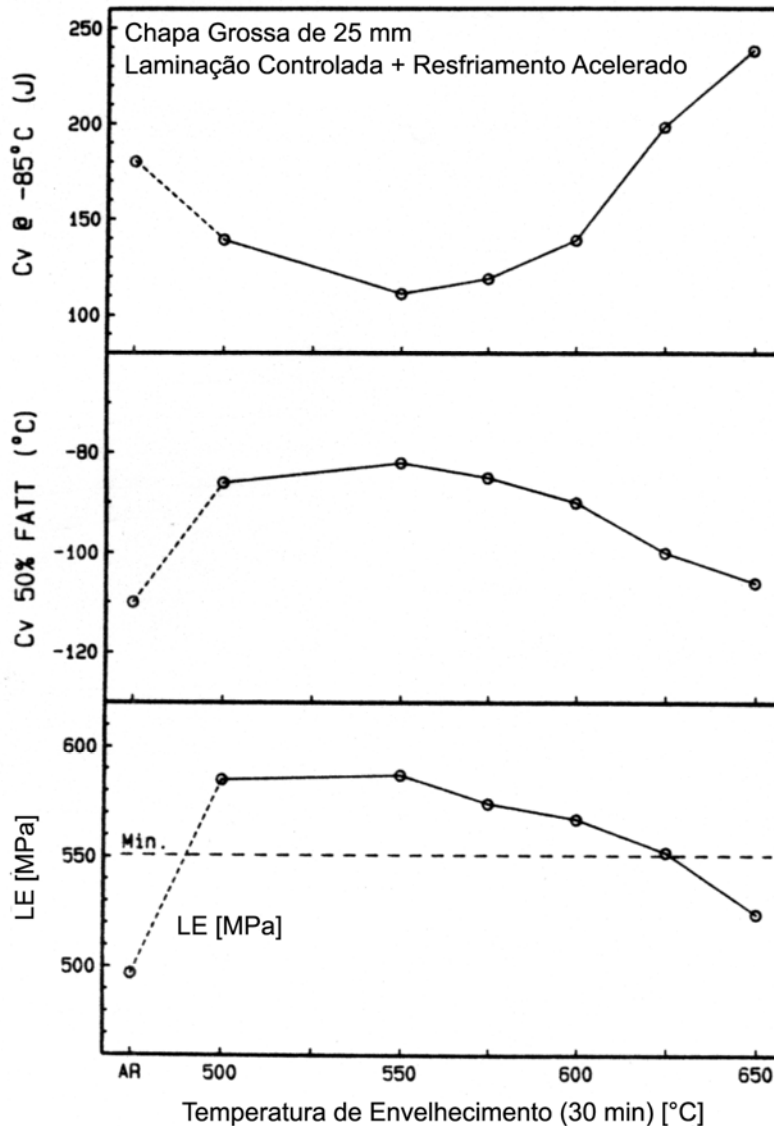


Figura 2.10: Efeito da temperatura de envelhecimento sobre a tenacidade e limite de escoamento de chapas de aço A710 Classe 1 com 25 mm de espessura, produzidas pela BHP [9].

A Figura 2.11 mostra curvas de transição determinadas pelo ensaio de rasgamento dinâmico em chapas com 20 e 25 mm de espessura. Ambas atenderam às especificações da norma MIL-S-16216 (ou seja, energia mínima de 610 J a -40°C) [1] quando foram envelhecidas a 550 e 610°C , respectivamente [9]. Note-se que a chapa mais espessa teve de ser submetida ao "super-envelhecimento" para manter nível similar de tenacidade.

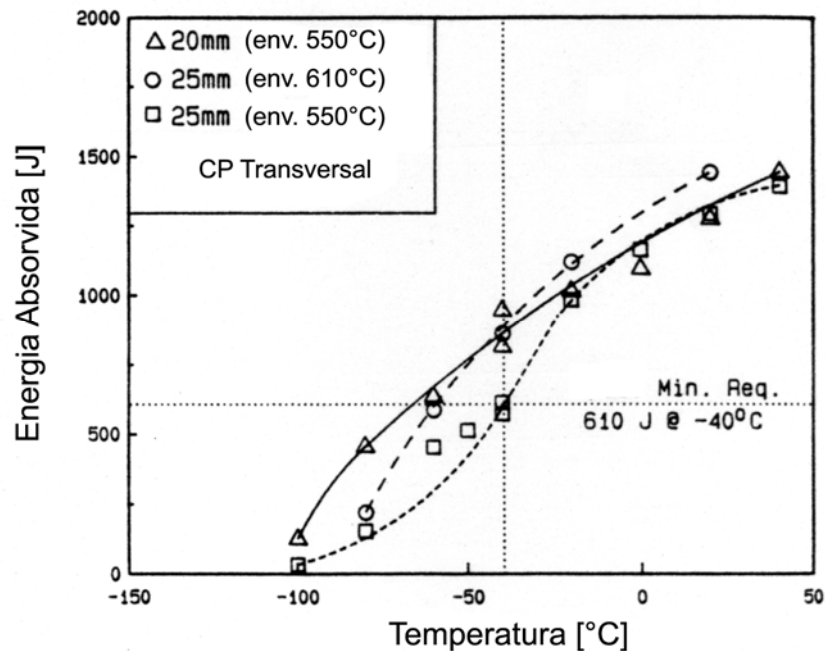


Figura 2.11: Curvas de transição levantadas através de ensaios de rasgamento dinâmico em chapas grossas de aço A710 Classe 1 produzido pela BHP [9].

2.6.3. ULCB

Em função do recente desenvolvimento deste tipo de aço, ainda não se dispõe de trabalhos publicados sobre a experiência industrial na produção das ligas ULCB para substituição do HY-80. Atualmente só se dispõe de alguns estudos em escala laboratorial [3,14]. Serão aqui descritos os resultados disponíveis sobre este tipo de material produzido industrialmente para outros tipos de aplicação.

Um primeiro estudo, desenvolvido pela Thyssen Stahl, abrangeu uma ampla série de ligas. Três delas se revelaram promissoras; suas composições químicas podem ser vistas na Tabela 2.7. Elas foram processadas num laminador de chapas grossas sob temperaturas de reaquecimento entre 950 e 1050°C e de acabamento entre 800 e 600°C. As dimensões dos esboços obtidos foram aproximadamente 18 x 2800 x 10.000 mm [40].

Tabela 2.7: Composição química dos aços ULCB estudados na Thyssen Stahl [40].

| | Mn-Mo-Nb | Ti-B | V-B |
|-----------------|----------|----------|--------|
| C | 0,03 | 0,03 | 0,03 |
| Si | 0,19 | 0,64 | 0,63 |
| Mn | 2,10 | 2,18 | 2,20 |
| P | 0,024 | 0,016 | 0,017 |
| S | 0,009 | 0,005 | 0,005 |
| N | 0,008 | 0,006 | 0,007 |
| Al | 0,020 | 0,056 | 0,055 |
| Mo | 0,33 | 0,23 | 0,23 |
| Nb | 0,12 | 0,05 | 0,05 |
| B | - | 0,002 | 0,002 |
| Outros | - | 0,040 Ti | 0,11 V |
| C _{eq} | 0,45 | 0,44 | 0,46 |

A Figura 2.12 mostra as propriedades mecânicas obtidas para esses materiais. Infelizmente não foram especificados com precisão todos os parâmetros de processo que conferiram tais características às ligas. Note-se que, no estado como laminado, a liga básica ao Mn-Mo-Nb não atingiu em nenhuma condição o limite de escoamento mínimo requerido pela norma MIL-S-16216, 552 MPa [1]. Já a liga do V-B eventualmente atingiu esse nível de resistência, enquanto que a liga ao Ti-B apenas em poucos casos não cumpriu esse requisito. No estado envelhecido, apenas o aço ao V-B não conseguiu satisfazer essa exigência em dois casos esparsos [40].

As características mecânicas desses aços podem ser explicadas em função da microestrutura que apresentam. A liga básica ao Mn-Mo-Nb se apresentou parcialmente bainítica em todas as condições estudadas; a variante ao V-B ficou plenamente bainítica em algumas das condições e, por sua vez, o aço ao Ti-B sempre se apresentou com microestrutura totalmente bainítica. É interessante notar que a razão elástica (ou seja, a razão limite de escoamento/limite de resistência) se manteve praticamente a mesma em todos os casos considerados, qualquer que fosse a fração de bainita presente no material. Por outro lado, o tratamento de envelhecimento exerceu maior efeito sobre o limite de escoamento do que sobre o de resistência, conforme se pode observar na Figura 2.12 [40].

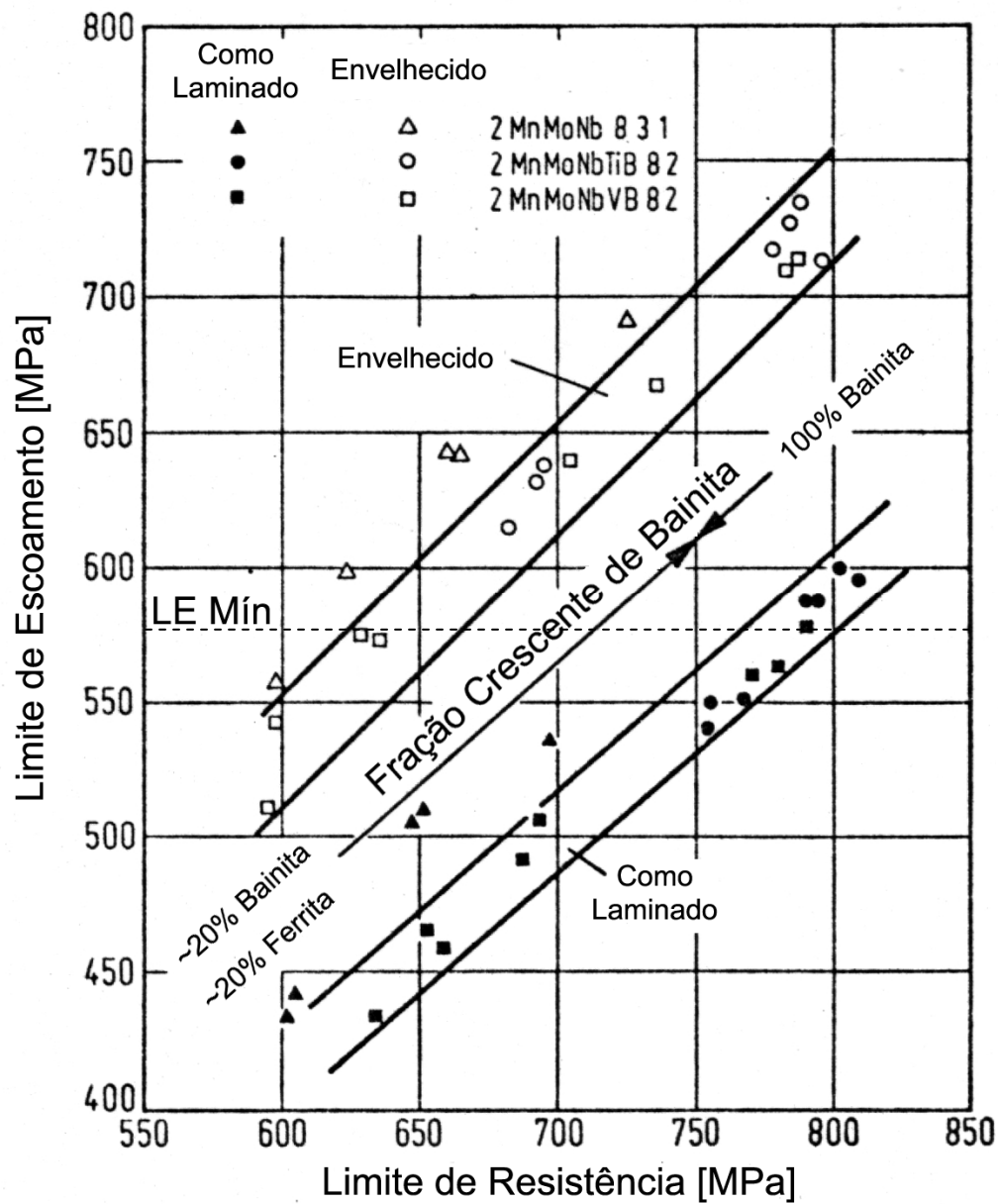


Figura 2.12: Limites de escoamento e de resistência de aços Mn-Mo-Nb (liga-base), Ti-B e V-B, na forma de chapas grossas com 18 mm de espessura e diferentes frações de bainita na microestrutura. Propriedades medidas a partir de ensaios de tração em corpos de prova transversais. O escoamento do material foi contínuo, ou seja, sem apresentar patamar no início do escoamento. O limite de escoamento foi medido a 0,2% de deformação [40].

O envelhecimento (ou revenimento) das chapas com microestrutura totalmente bainítica provocou alterações significativas em suas propriedades mecânicas, conforme se constata na Figura 2.13. Ela mostra que, de fato, a liga ao Ti-B já apresentava limite de escoamento compatível com o aço HY-80 na condição como laminada. Por outro lado, o aço ao V-B requer envelhecimento entre 300 e 400°C ou 575 e 625°C para que se possa atender a esse requisito.

Infelizmente, o trabalho citado não fornece dados de tenacidade para as ligas ao Ti-B e V-B, apenas para a liga básica ao Mn-Mo-Nb, o que prejudicou a comparação plena em termos dessa propriedade entre as ligas ULCB mais promissoras e o aço HY-80. Os dados disponíveis são mostrados na Figura 2.14. A partir desses resultados, pode-se constatar que a liga básica ao Mn-Mo-Nb atendeu aos requisitos de resistência mecânica especificados na norma MIL-S-16216 [1], desde que no estado laminado e envelhecido. Também os requisitos de resistência ao impacto foram plenamente atendidos: a interpolação a -84°C indica que ela varia entre 95 e 135 J, enquanto que o valor especificado por aquela norma é de 47 J. Note-se, contudo, que a superfície de fratura dos corpos de prova, apesar de apresentar aspecto plenamente dúctil, continha "separações". Este fenômeno é típico de materiais submetidos à laminação controlada com baixa temperatura de acabamento [40].

De modo geral, quando foram utilizadas temperaturas de reaquecimento entre 950 e 1050°C, a temperatura de transição T_{27} das chapas grossas resultantes no estado laminado, com limite de escoamento entre 420 e 560 MPa, manteve-se aproximadamente constante. Ela foi inferior a -130°C para corpos de prova transversais e menor que -180°C para os longitudinais. Após o tratamento de envelhecimento, a T_{27} subiu, mantendo relação linear com o limite de escoamento, em função do endurecimento por precipitação ocorrido. Sob tais condições, o limite de escoamento oscilou entre 700 e 740 MPa, com a T_{27} situando-se abaixo de -105°C para os corpos de prova longitudinais e oscilando entre -50 e -105°C para os transversais [40].

Pode-se observar que ocorreu uma diferença de aproximadamente 45 a 50°C entre as temperaturas de transição determinadas nos corpos de prova longitudinais e transversais. Nestes últimos, os valores de tenacidade podem ser melhorados através da modificação da morfologia das inclusões de sulfeto, que passaram de alongadas para globulares. O aumento da temperatura de

reaquecimento não melhorou as propriedades mecânicas, e ainda contribuiu para degradar as características da resistência ao impacto, provavelmente devido ao aumento do tamanho de grão do material [40].

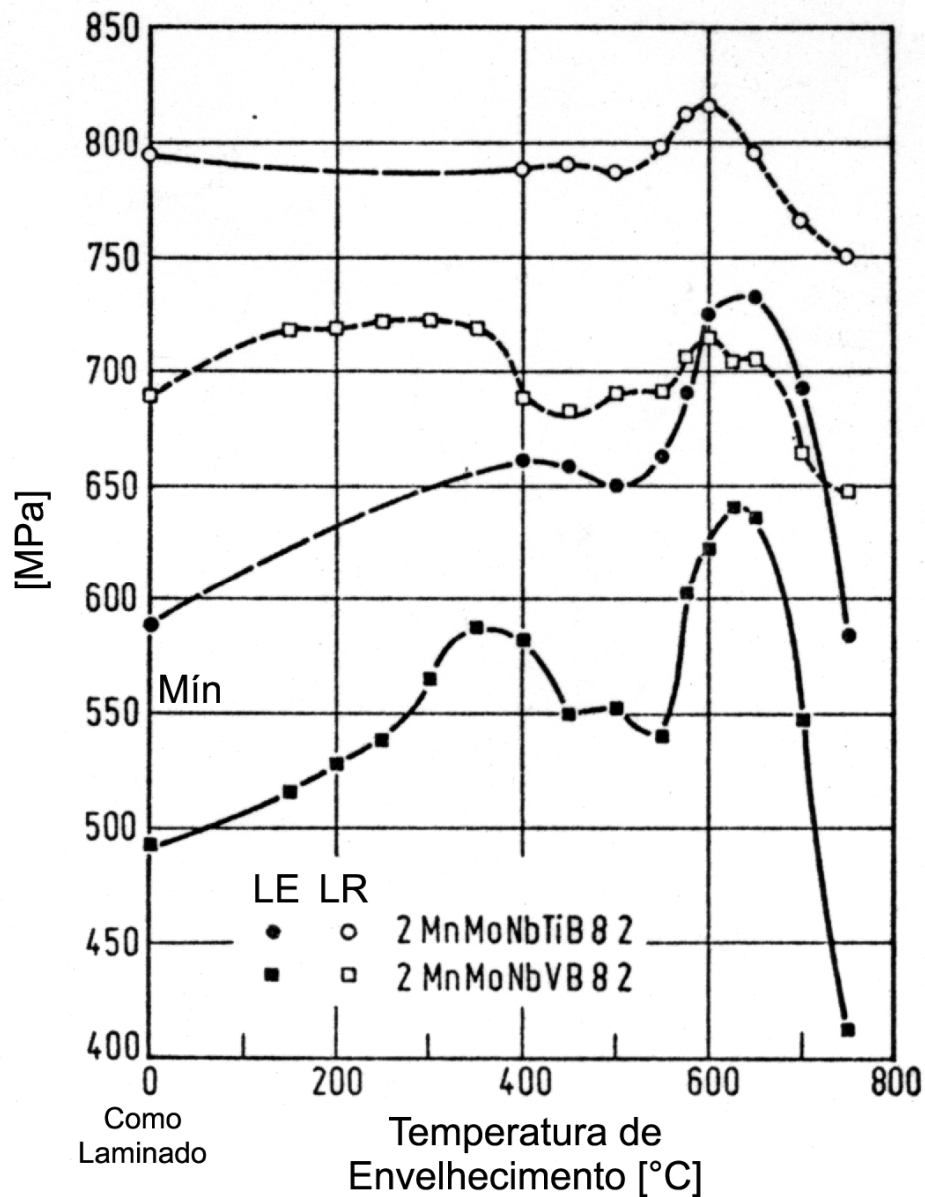


Figura 2.13: Influência da temperatura de envelhecimento sobre os limites de escoamento ($\epsilon=0,2\%$) e de resistência de chapas grossas com 18 mm de espessura, feitas em aço ao Mn-Mo-Nb-B, mais Ti ou V. Notação: LE = limite de escoamento; LR = limite de resistência [40].

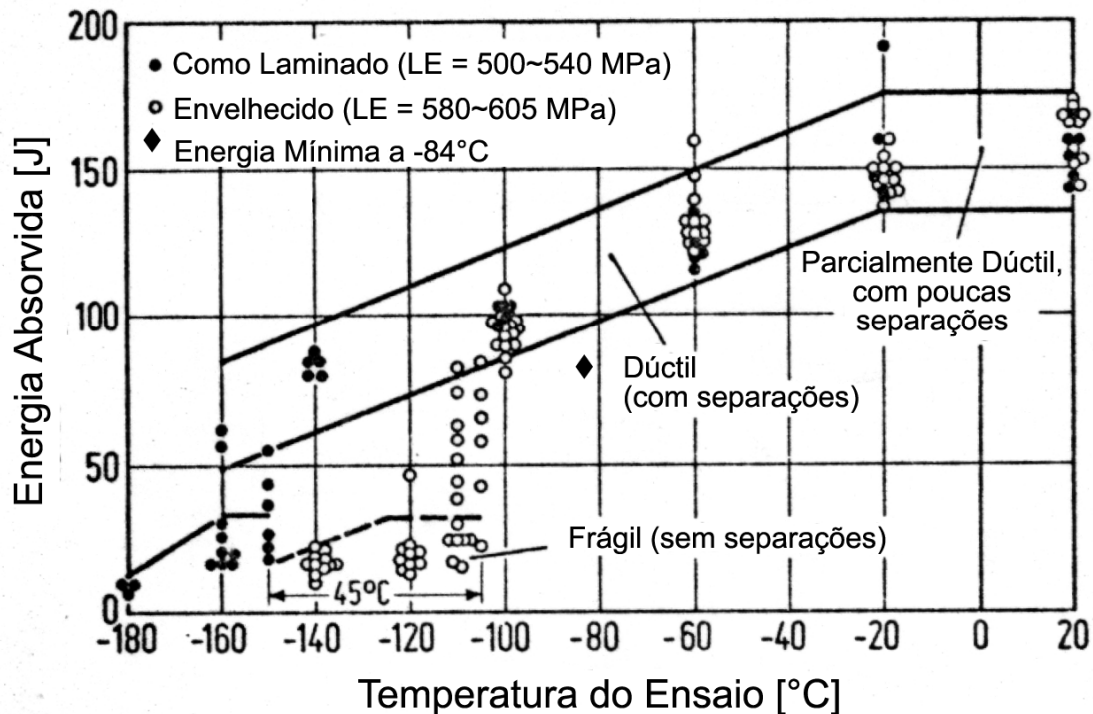


Figura 2.14: Tenacidade medida pelo ensaio Charpy em chapas grossas com 18 mm de espessura de aço ao Mn-Mo-Nb (liga básica) e aspecto da fratura observada. Corpos de prova longitudinais [40].

Uma segunda abordagem aos aços ULCB foi feita pela Nippon Steel Corporation, primeiramente em laboratório, no início da década de 1970 [62]. Dez anos após esse primeiro estudo foram desenvolvidas ligas específicas para a fabricação de tubos petrolíferos conforme as normas API 5LB-X70 e X80 em escala industrial [39,41]. As ligas mais promissoras em termos do atendimento às especificações da norma MIL-S-16216 [1] têm sua composição química especificada na Tabela 2.8; as respectivas propriedades mecânicas estão na Tabela 2.9. Elas foram conseguidas através de laminação controlada, cujos principais parâmetros de processo foram: temperatura de reaquecimento, 1150°C; espessura final, 20 mm; temperatura de acabamento, 700°C [39,41].

Em termos de resistência mecânica, pode-se observar que a liga X70 atendeu à norma MIL-S-16216 [1] com margem de segurança quase nula. Note-se, contudo, que essas propriedades se referem ao tubo já conformado. Neste caso, o limite de escoamento determinado é menor do que

o da chapa que deu origem ao tubo, devido à ocorrência do efeito Bauschinger. Já o aço X80 atendeu facilmente a esse requisito. Em termos de alongamento total e tenacidade, ambas as ligas superaram folgadoamente os requisitos especificados para o aço HY-80 [1].

Tabela 2.8: Composições químicas típicas de chapas grossas de aço ULCB produzidos na Nippon Steel para a produção de tubos petrolíferos conforme as normas API X-70 e X-80 [39,41].

| GRAU | C | Si | Mn | P | S | Ni | Mo | Nb | Ti | B | C _{eq} |
|------|------|------|------|-------|-------|------|------|-------|-------|-------|-----------------|
| X70 | 0,01 | 0,15 | 1,87 | 0,022 | 0,007 | - | - | 0,040 | 0,020 | 0,001 | 0,32 |
| X80 | 0,02 | 0,26 | 1,95 | 0,022 | 0,003 | 0,38 | 0,31 | 0,040 | 0,019 | 0,001 | 0,45 |

Tabela 2.9: Propriedades mecânicas de tubos petrolíferos UOE feitos em aços ULCB produzidos pela Nippon Steel. Espessura da chapa: X70, 22 mm; X80, 20 mm. Propriedades determinadas através de corpos de prova transversais [39,41].

| Grau | Ensaio de Tração | | | | Ensaio Charpy | | DWTT (Battelle) | |
|------|------------------|----------|------------|----------------|---------------|----------------------|-----------------|---------------|
| | LE [MPa] | LR [MPa] | Along. [%] | Razão Elástica | Energia, [J] | T ₅₀ [°C] | Frat. Duct. [%] | T Trans. [°C] |
| X70 | 551 | 622 | 41 | 89 | 159 | -80 | 98 | -35 |
| X80 | 653 | 732 | 33 | 89 | 178 | -80 | 100 | -50 |

(*) Comprimento útil do CP: 50, 8 mm; (**) -20°C; (***) 80% de fratura dúctil

No início da década de 1980 a Thyssen Stahl voltou a pesquisar sobre o assunto, propondo outros tipos de ligas ULCB [45]. As composições químicas dos aços que mais se aproximaram das especificações da norma MIL-S-16216 [1] estão listadas na Tabela 2.10. Infelizmente, mais uma vez os dados disponíveis não permitiram uma comparação direta com o aço HY-80, mas ainda assim é possível estabelecer algumas correlações qualitativas. A liga I, com menor teor de carbono, adquire resistência mecânica através da precipitação de Nb(C,N), dispensando o tratamento adicional de envelhecimento/revenimento. Contudo, a temperatura de transição na ZTA não é boa: apenas -30°C. Outras variantes de liga conseguem sanar esse problema, ainda que exigindo em contrapartida a adição de 1% Cr na versão como laminado, ou então a aplicação de en-

velhecimento. Note-se que a primeira solução eleva significativamente o carbono equivalente da liga, o que pode trazer problemas durante a soldagem do material [45].

Tabela 2.10: Composição química e tenacidade, determinada pelo ensaio Charpy, de aços ULCB com limite de escoamento médio de 600 MPa na forma de chapas grossas com 20 mm de espessura, produzidas pela Thyssen Stahl [45].

| Li-ga | Proc. | Composição Química [% em peso] | | | | | | | | | T ₂₇ [°C] | |
|-------|-------|-----------------------------------|------|------|------|-------|-------|-----|-------|-----------------|----------------------|-----|
| | | C | Mn | Si | Mo | B | Ti | Cr | Nb | C _{eq} | Base | ZTA |
| I | LQ | 0,02 | 1,90 | 0,60 | 0,20 | 0,002 | 0,030 | - | 0,070 | 0,38 | -100 | -30 |
| II | LQ | 0,06 | 1,90 | 0,60 | 0,30 | 0,002 | 0,030 | 1,0 | 0,050 | 0,64 | -90 | -50 |
| III | LQ+E | 0,06 | 1,90 | 0,60 | 0,20 | 0,002 | 0,030 | - | 0,050 | 0,42 | -70 | -70 |

2.7. Objetivos desta Tese

Os objetivos desta proposta de pesquisa podem ser subdivididos em três linhas de trabalho.

Estudar o efeito de parâmetros do tratamento termomecânico - temperatura de reaquecimento, grau de deformação total e temperatura de acabamento - sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço endurecível por precipitação de cobre (HSLA-80) laminado e envelhecido e de um aço com ultra-baixo carbono e microestrutura bainítica (ULCB) como laminado.

Verificar o efeito do reaquecimento e laminação de desbaste sobre a evolução do tamanho de grão austenítico de ambos os aços.

Comparar os efeitos dos parâmetros do tratamento termomecânico verificados nas duas ligas estudadas.