





Desenvolvimento de chapas grossas de aço API 5L Grau X80 – processamento termomecânico controlado

Geraldo Lúcio de Faria ^{1*} 
Rodrigo Rangel Porcaro ¹ 
Leonardo Barbosa Godefroid ¹ 
Luiz Cláudio Cândido ¹ 
Ricardo José de Faria ²

Resumo

O Brasil vem aumentando significativamente a produção de óleo, gás e seus derivados. No entanto, para que seja possível explorar e transportar estes recursos de forma economicamente viável e segura, os produtos tubulares de aço vêm sendo utilizados como ferramenta fundamental. Considerando as condições de trabalho cada vez mais agressivas destes tubos sob a óptica de desempenho mecânico e corrosão, este importante segmento industrial tem demandado cada vez mais tecnologia de fabricação e qualidade dos produtos. Neste cenário, percebe-se que a demanda por chapas grossas para manufatura de tubos de aço com costura que atendam aos requisitos do Grau API 5L X80 tem crescido. Entretanto, a fabricação deste produto por processamento termomecânico controlado, sem a necessidade de uma linha de tratamentos térmicos, ainda é um desafio econômico e tecnológico relatado por pesquisadores. Sob este ponto de vista, o presente artigo apresenta o estado da arte sobre a utilização do processamento termomecânico controlado em aços ARBL para a fabricação de chapas grossas majoritariamente bainíticas que atendam aos requisitos do Grau X80 da norma API 5L. A compilação de informações disponibilizada neste trabalho aponta diretrizes relevantes que são de interesse para pesquisadores e para a indústria, especialmente no Brasil.

Palavras-chave: Aço API 5L grau X80; Chapas grossas; Laminação termomecânica; Evolução microestrutural; Desenvolvimentos recentes.

Development of heavy plates API 5L Grade X80 – thermomechanical control processing

Abstract

Brazil has been significantly increasing the production of oil, gas, and their derivatives. However, steel tubular products have been employed as a fundamental tool to exploit and transport these resources economically and safely. Considering the increasingly aggressive working conditions to which these pipes are subjected, this important industrial segment has been increasingly demanding manufacturing technology and product quality from the perspective of mechanical performance and corrosion. In this context, it is evident that the demand for thick plates for manufacturing seam-welded steel pipes that meet the requirements of API 5L X80 Grade has been growing. However, as reported by researchers, manufacturing this product through thermomechanical control processing, without the need for a heat treatment line, remains an economic and technological challenge. From this standpoint, this present paper provides a state-of-the-art overview of the use of thermomechanical rolling in HSLA steels for the production of predominantly bainitic thick plates that comply with the requirements of X80 Grade as per the API 5L standard. The information compilation presented in this work provides relevant guidelines of interest for researchers and the industry, especially in Brazil.

Keywords: API 5L grade X80 steel; Heavy plate; Thermomechanical control processing; Microstructural evolution; Recent developments.

¹Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal de Ouro Preto, MG, Brasil.

²Gerdau Açominas, Ouro Branco, MG, Brasil.

*Autor correspondente: geraldofaria@ufop.edu.br



1 Introdução

1.1 Premissas para o desenvolvimento

Nos últimos anos, o segmento industrial de óleo e gás vem aumentando significativamente a sua produção, impulsionando assim os investimentos em tecnologia para a extração e transporte dos hidrocarbonetos. No Brasil, em 2018, o país extraiu 3,3 milhões de barris/dia, com 54% provenientes do pré-sal. Em 2020, a produção brasileira atingiu 3,74 milhões de barris/dia. Entre janeiro de 2022 e março de 2023, a produção totalizou 1,8 bilhão de barris de óleo equivalente, com um aumento de 4,2% na produção diária. No mesmo período, a produção do pré-sal representou cerca de 75% da produção nacional [1,2].

Entretanto, usufruir dessa riqueza traz grandes desafios tecnológicos. O pré-sal está em uma camada de rochas porosas localizadas entre cinco e seis mil metros abaixo do leito submarino e a aproximadamente 400 km da costa litorânea. Neste contexto, há de se desenvolver projetos estruturais robustos que tornem seguros e viáveis os processos de extração e condução dos hidrocarbonetos em ambientes tão agressivos aos materiais em termos de variação de temperatura, esforços mecânicos e corrosão. É nesse cenário que a demanda por tubos de aço de elevada resistência mecânica, boa tenacidade e boa soldabilidade vem crescendo fortemente no mercado nacional e internacional [3-6].

1.2 Aços ARBL e processos produtivos

Os aços de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL) têm sido continuamente desenvolvidos devido à demanda mundial por aços estruturais com boa relação resistência mecânica-tenacidade e ainda boa soldabilidade. Esses aços sempre foram muito demandados pela indústria automotiva, mas, devido à sua versatilidade, vislumbrou-se a aplicação de algumas de suas classes na indústria de óleo e gás [7-9]. Devido aos elevados níveis de exigência de qualidade dos produtos para este segmento, os aços para manufatura de tubos são fabricados de acordo com requisitos estipulados pela agência regulamentadora *American Petroleum Institute* (API) [10].

Existem dois grandes campos de aplicação de produtos tubulares na indústria de hidrocarbonetos: (i) tubos para a condução de óleo e gás (*line pipes*) e (ii) tubos empregados nas operações de exploração e produção de hidrocarbonetos, geralmente denominados *Oil Country Tubular Goods* (OCTG) [9]. Por meio da norma API 5L [10], os aços empregados na fabricação de tubos para construção das malhas dutoviárias para transporte de óleo e gás são classificados nos graus B, X42, X46, X52, X60, X65, X70, X80, X90, X100 e X120. Estes graus são definidos pelo limite de escoamento mínimo requerido no tubo em ksi. São estabelecidos ainda dois níveis de especificação de produtos (*Product Specification Level* – PSL): PSL1 e PSL2. Para os graus superiores ao X70, a Norma estabelece que o

nível de especificação de produtos a ser utilizado é o PSL2, sendo, portanto, mandatório o atendimento aos requisitos de carbono equivalente (CE), tenacidade ao impacto, limites de escoamento e de resistência à tração máximos [10].

O processo de fabricação de chapas grossas usadas para a manufatura de tubos soldados teve uma significativa evolução nas últimas décadas. Há mais de 50 anos são produzidas chapas de qualidade API 5L X60, porém, com teor de carbono relativamente alto e adição de outros elementos de liga para promover o aumento da resistência mecânica. No entanto, era usual a utilização de processos de laminação a quente que tinham como único objetivo alcançar as características dimensionais das chapas. O ajuste final da microestrutura e, conseqüentemente, das propriedades mecânicas era alcançado apenas em uma etapa posterior de tratamento térmico.

Porém, principalmente com a demanda pelo desenvolvimento de produtos cada vez mais tenazes e com melhor soldabilidade, verificou-se a necessidade de se trabalhar com aços com teores cada vez mais baixos de carbono e com a menor adição de elementos ligantes possível [4,8,9,11-15].

Neste cenário, o conhecimento a respeito dos mecanismos de endurecimento dos aços passou a ser de grande importância para o desenvolvimento de materiais que atendam aos exigentes requisitos do setor. Nos aços ARBL, diferentes mecanismos de endurecimento podem atuar: endurecimento por solução sólida, refino de grão, precipitação, transformação de fases primárias/secundárias e deformação plástica (densidade de discordâncias). Considerando a necessária diminuição da concentração de carbono e também de elementos de liga em geral e, assim, a restrição da versatilidade dos aços sob o ponto de vista da diversidade microestrutural proveniente de tratamentos térmicos, os mecanismos de endurecimento por refino de grão e precipitação passaram a receber especial atenção para o desenvolvimento de aços mais modernos. Conseqüentemente, a indústria iniciou o desenvolvimento de aços baixo carbono, baixa liga e microligados ao Nb, Ti e/ou V processados por processamento termomecânico controlado [8,9,16-23].

1.3 Necessidades e desafios

Com os crescentes desafios impostos pelas condições cada vez mais agressivas para extração e transporte de hidrocarbonetos, a demanda de tubos com costura (soldados) que atendam aos requisitos de propriedades mecânicas da norma API 5L, em graus até X80, tem-se mostrado um desafio para os produtores. Esta dificuldade se torna ainda maior quando se almeja tubos com espessuras de parede relativamente grandes, manufaturados com aços que devem possuir concomitantemente maior resistência mecânica e elevada tenacidade. A literatura técnica atual destaca a significativa dificuldade em se fabricar, por processamento termomecânico controlado (sem linha final de tratamentos térmicos), chapas grossas de aço com espessuras maiores que 16 mm que atendam aos requisitos de propriedades mecânicas do grau X80, sendo este um desafio ainda atual de engenharia [2-4,8,9,12,13,16,20-42].

É neste contexto que o presente artigo apresenta uma revisão bibliográfica sobre o desenvolvimento de chapas grossas API 5L grau X80 por meio de uma coletânea de estudos que, ao longo das últimas décadas, propuseram e consolidaram o conceito de aplicação do processamento termomecânico controlado a aços ARBL microligados para este fim. Os autores do presente texto buscaram apresentar um panorama que resuma o atual estado da arte sobre o tema, contribuindo com a compilação de informações relevantes para pesquisadores da academia e da indústria.

2 Aplicação de processamento termomecânico controlado visando o desenvolvimneto de chapas grossas de aços API 5L Grau X80

2.1 Projeto de liga

O projeto de uma liga para a fabricação de chapas grossas API 5L grau X80 deve atender a alguns requisitos que garantam ao produto boa soldabilidade e bom desempenho mecânico após processamento termomecânico controlado. Uma das grandes preocupações sob o ponto de vista de soldabilidade dos aços API é o risco de formação de trincas induzidas por hidrogênio. Neste contexto, o conceito de carbono equivalente (CE) é usado para indicar a temperabilidade ou a susceptibilidade ao trincamento induzido por hidrogênio em decorrência da soldagem. De um modo geral, quanto menor o CE, melhor é considerada a soldabilidade de um aço. Dentre as diversas equações disponíveis para cálculo de carbono equivalente, a API adotou as equações de CE_{IIW} (Equação 1) e CE_{Pcm} (Equação 2).

A Equação do IIW é aplicada para cálculo do CE em aços que possuem teor de carbono maior que 0,12% em massa. Para teores menores ou iguais a 0,12% de carbono em massa, a Equação CE_{Pcm} é usada [10,43].

$$CE_{IIW} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \quad (1)$$

$$CE_{Pcm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5\%B \quad (2)$$

A Tabela 1 apresenta, segundo a norma API 5L, a especificação química de aços PSL 2 para a fabricação de tubos de aço do grau X80 com espessura de parede de até 25 mm. A Tabela 1 também destaca os valores máximos permitidos para os parâmetros CE_{IIW} e CE_{Pcm} . A Tabela 2 apresenta os requisitos de propriedades mecânicas para tubos do grau X80 (PSL 2) [10].

Muitos pesquisadores [8,17,18,21,27,44,45] já possuem um consenso de que as microestruturas bainíticas em aços laminados termomecânicamente com resfriamento acelerado têm representado uma grande oportunidade para se obter a tão desejada boa relação entre resistência mecânica e tenacidade para produtos API de maior grau, incluindo a possibilidade de obtenção desses produtos em linhas de laminação de chapas grossas.

Aços com composição química $\leq 0,07\%C - \leq 1,85\%Mn - \leq 0,085\%Nb - < 0,025\%Ti - \leq 0,35\%Mo - \leq 0,6\%Cr$ (com a possibilidade de pequenas adições de Ni e V) têm se mostrados promissores no desenvolvimento de aços API X80 por laminação termomecânica seguida de resfriamento acelerado.

Tabela 1. Especificação química para aços de especificação PSL 2 (aplicação geral), para tubos com parede $\leq 25,0$ mm e com costura [Adaptado de [10]].

Grau	Composição química - Teor máximo (% em massa)										Carbono Equivalente ^a	
	C ^b	Si	Mn ^b	P	S	Cu ^d	Ni ^d	Cr ^d	Mo ^d	Nb+Ti+V ^c	IIW	Pcm
X80	0,12 ^c	0,45 ^c	1,85 ^c	0,025	0,015	$\leq 0,50$	$\leq 1,00$	$\leq 0,50$	$\leq 0,50$	$\leq 0,15$	0,43 ^c	0,25

^aBaseado em análise de produto. Para teor de carbono $> 0,12\%$, aplica-se a equação de carbono equivalente do IIW. Para teor de carbono $\leq 0,12\%$, a equação Pcm deve ser utilizada; ^bPara cada redução de 0,01% do teor de C abaixo do máximo, um aumento de 0,05% do teor de Mn acima do máximo é permitido, até o limite de 2% para o X70 e 2,2% para os graus $\geq X80$; ^cValores diferentes podem ser acordados, restrito aos limites; ^dValores diferentes podem ser acordados, mesmo fora dos limites. B $\leq 0,004\%$.

Tabela 2. Requisitos de propriedades mecânicas para tubos do grau X80 com especificação PSL 2. [Adaptado de [10]].

Grau	Corpo do tubo, com costura ou sem costura					Energia Absorvida em Impacto Charpy (J) ^c
	Limite de Escoamento (MPa) ^a	Limite de Resistência (MPa)	Razão Elástica	Alongamento (%)		
	Min.	Máx.	Min.	Máx.	Máx.	Min.
X80	555	705	625	825	0,93	40

^aPara graus $\leq X90$, o limite de escoamento é determinado com deformação total de 0,5%. Para os graus $> X90$, o limite de escoamento é determinado

com deformação de 0,2%; ^bO alongamento é calculado segundo a equação: $Alongamento(\%) = 1940 \times \frac{(A_{xc}^{0,2})}{LR^{0,9}}$ Onde:

A_{xc} (mm²) = área do corpo de prova aplicável no ensaio de tração. LR = limite de resistência especificado mínimo, em Mpa; ^cpara tubos com diâmetro externo entre 508mm e 1219mm. Temperatura de ensaio 0 °C, porém, se acordado previamente, pode ser menor.

Segundo alguns autores, para a obtenção do grau API X80 em aço baixo carbono microligados ao Nb e Ti com adição de Mo e Cr, é de fundamental importância que o processo de laminação controlada seja otimizado de forma que a temperatura de reaquecimento seja precisamente calculada para potencializar os efeitos do Nb e do Ti em solução sólida na austenita durante as etapas de desbaste. É necessário que a temperatura de início da laminação de acabamento seja bem definida para propiciar o adequado “panqueamento” da austenita. Finalmente, o resfriamento acelerado (taxa de resfriamento e temperatura de final de resfriamento) deve ser pensado buscando otimizar os mecanismos de endurecimento por transformação de fases (densidade de discordâncias e interfaces) e por precipitação [8,17,18,21,27,44,45].

A Tabela 3 resume algumas composições químicas típicas descritas na literatura para ligas com grande potencial para a manufatura de chapas grossas que, uma vez conformadas e soldadas, atendam aos requisitos API 5L grau X80. A Figura 1 apresenta, de forma esquemática, as faixas de composição e os principais efeitos dos elementos de liga que podem constituir um aço que, ao ser processado por uma rota otimizada de laminação termomecânica e resfriamento acelerado (sem a necessidade de posterior tratamento térmico), dê origem a um produto homogêneo, com boa soldabilidade e com propriedades mecânicas, classificando-o como matéria prima para a fabricação de tubos de grande espessura (e) ($16 \text{ mm} \leq e \leq 25 \text{ mm}$) do grau X80.

Tabela 3. Coletânea de algumas composições químicas típicas, descritas na literatura, como sendo de grande potencial para fabricação de chapas grossas ($16 \text{ mm} \leq e \leq 25 \text{ mm}$), por laminação termomecânica e resfriamento acelerado, que atendam aos requisitos API 5L grau X80 (% em massa) [Adaptado de [8,17,21,27,44]].

Ligas	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Nb	Ti	V
A	0,07	1,80	0,30	0,20	-	0,060	0,020	-
B	0,05	1,50	0,20	0,20	0,20	0,040	0,020	-
C	0,07	1,80	0,30	0,30	-	0,030	0,010	-
D	0,07	1,10	0,40	0,30	0,90	0,060	0,020	0,040
E	0,05	1,60	-	0,20	-	0,040	0,090	0,040
F	0,08	1,90	0,30	0,30	-	0,030	0,010	0,060
G	0,05	1,80	0,30	0,25	-	0,090	0,020	-
H	0,04	1,85	0,33	-	-	0,080	-	-
I	0,05	1,77	0,13	0,26	-	0,070	0,010	0,020

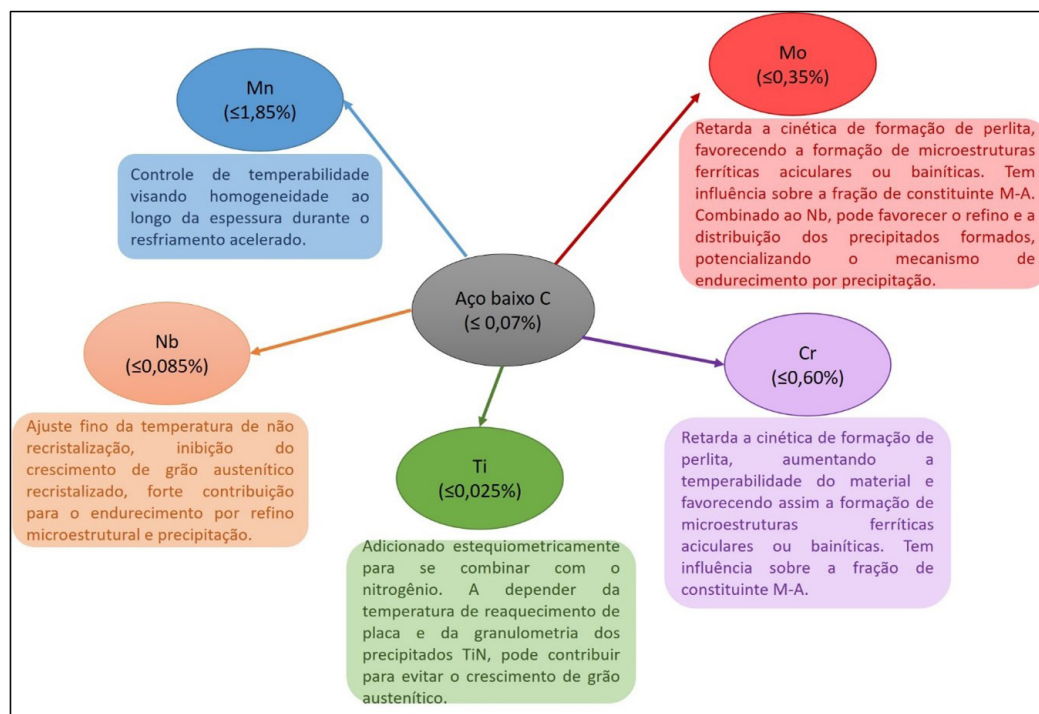


Figura 1. Representação esquemática de faixas de composição química (% em massa) e efeitos dos elementos de liga apontados pela literatura como potenciais para o desenvolvimento de chapas grossas ($16 \text{ mm} \leq e \leq 25 \text{ mm}$), manufaturadas por laminação termomecânica e resfriamento acelerado, que atendam aos requisitos API 5L grau X80.

2.2 Laminação termomecânica controlada

Uma vez definida a composição química do aço a ser processado, a primeira etapa a ser considerada no planejamento de um processo de laminação termomecânica é a temperatura de reaquecimento da placa [32-38,40-42]. A correta definição desta temperatura é de grande importância para potencializar os efeitos dos elementos microligantes, mas, de forma a evitar um crescimento exagerado de grão austenítico. Diversos autores propuseram equações para o cálculo da temperatura de completa dissolução de carbonetos e carbonitretos de Nb, sendo as mais utilizadas aquelas propostas por Irvine (Equação 3) [46], Nordberg et al. [47] e Hudd et al. [48]. Ao se avaliar os critérios químicos de aplicabilidade destes modelos [46-48], a literatura aponta que o mais adequado às ligas que atendam à especificação química anteriormente apresentada é o de Irvine (Equação 3). Nesta equação N_{eff} é o teor de N efetivamente disponível em solução sólida para formar nitretos e carbo-nitretos na laminação e T_s é a temperatura mínima de solubilização do teor de Nb da liga. Por meio desta estratégia, autores têm utilizado, com sucesso, temperaturas de reaquecimento de placas entre 1100 °C e 1150 °C a depender da especificidade química da liga trabalhada.

$$\left[\text{Log} [\%Nb] \right] \left[\%C + \frac{12}{14} \%N_{eff} \right] = 2,26 - \frac{6770}{T_s} \quad (3)$$

Após o estágio de reaquecimento das placas, as mesmas serão laminadas. A primeira etapa da laminação termomecânica consiste na laminação de desbaste que é feita em temperaturas superiores à temperatura de não recristalização (T_{nr}). Uma definição mais moderna baseia-se também nas temperaturas RLT e RST para se determinar a temperatura de final de laminação de desbaste. Define-se a temperatura RLT (*Recrystallization limit temperature*) como sendo a temperatura a partir da qual a recristalização da austenita começa a ser inibida. Alguns autores definem a RLT como sendo aquela temperatura abaixo da qual 95% da estrutura austenítica irá se recristalizar. Outros autores adotam 80% de recristalização.

Define-se ainda a temperatura RST (*Recrystallization stop temperature*) como sendo aquela a abaixo da qual a recristalização da austenita é majoritariamente inibida. Alguns autores consideram que é a temperatura a partir da qual se observa apenas 5% de recristalização. Outros consideram 20% de recristalização. Muitos autores destacam que, preferencialmente, a laminação de desbaste deve ser encerrada acima da temperatura RLT e a laminação de acabamento deve ser iniciada abaixo da temperatura RST. Neste cenário, durante todos os passes de deformação aplicados na etapa de desbaste, a estrutura austenítica estaria sendo completamente recristalizada, o que potencializaria a obtenção de microestruturas refinadas e homogêneas. Segundo a literatura, caso significativa deformação seja aplicada entre RLT e RST, haverá recristalização parcial. Neste cenário, haverá condições para que uma microestrutura

heterogênea seja obtida ao final do processo de laminação controlada, prejudicando principalmente a tenacidade ao impacto do produto laminado [27,33-38,49].

Para o adequado planejamento da laminação de desbaste, é de grande importância que se estime as temperaturas RLT, RST e T_{nr} . Para se estimar RLT e RST para a especificação química anteriormente apresentada, alguns autores consideram que as equações propostas por Bai et al. [49] seriam as mais adequadas (Equações 4 e 5). Para o cálculo da T_{nr} , autores têm apontado a equação proposta por Boratto et al. [50] como uma boa alternativa (Equação 6). Por meio das Equações 4, 5 e 6, respectivamente, os valores das temperaturas RLT, RST e T_{nr} têm sido previstas. Percebe-se que, em geral, as temperaturas RLT e RST variam, respectivamente, entre 1020 °C-1060 °C e 940 °C-980 °C. A T_{nr} tem sido apontada, para aços com esta especificação química, como variando entre 900 °C e 930 °C. Neste contexto, pesquisadores têm adotado temperaturas de final de laminação de desbaste entre 1050 °C e 1100 °C [13,16,18,19,27,30,31,44].

$$RLT = 147 \log \left[Nb \left(C + \frac{12}{14} N_{eff} \right) \right] + 1444 \quad (4)$$

$$RST = RLT - 75 \quad (5)$$

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (6)$$

Na sequência do processamento termomecânico, haverá um intervalo de tempo de espera para que a temperatura do esboço atinja valores inferiores à T_{nr} , ou à RST, porém acima de A_{r3} . Então, terá início a etapa de laminação de acabamento. Por meio da avaliação dos estudos disponíveis na literatura técnico-científica [26,27,31,36,44], nota-se que a temperatura de início de acabamento tem sido avaliada entre 900 °C e 850 °C, assim como a temperatura para o final deste estágio de laminação está entre 840 °C e 815 °C a depender da composição química da liga. Após a laminação de acabamento, tem início o resfriamento acelerado, onde, alguns autores [25-27,31,41] têm sinalizado que, para a obtenção de produtos majoritariamente bainíticos, taxas de resfriamento mínimas da ordem de 15 °C/s têm sido empregadas com sucesso.

Microestruturas constituídas por bainita granular, pequena fração de ilhas de constituinte MA e baixíssima fração de ferrita quase-poligonal são observadas mesmo na região central da chapa grossa, onde esta taxa mínima de resfriamento é observada. No entanto, considerando a temperabilidade das ligas que atendam ao conceito químico apresentado, para que não haja risco de formação de significativa fração de martensita, principalmente, em regiões mais superficiais da chapa grossa, este resfriamento acelerado não deve ser feito até a temperatura ambiente, mas sim até temperaturas acima de M_i que podem variar de 550 °C a 400 °C a depender do aço processado [26,27,31,36,44].

A Figura 2, com base na revisão da literatura, apresenta de forma esquemática as principais etapas e faixas de temperaturas que têm sido apontadas pelos pesquisadores como promissoras para a obtenção de chapas grossas API 5L X80 por meio da aplicação de laminação termomecânica controlada de ligas que atendam as tendências apresentadas na Tabela 3. A Figura 3 apresenta uma microestrutura típica de um aço submetido a uma rota de processamento que atende às faixas apresentadas na Figura 2. Nota-se uma microestrutura formada por bainita granular, ferrita quase-poligonal e ilhas de constituinte MA.

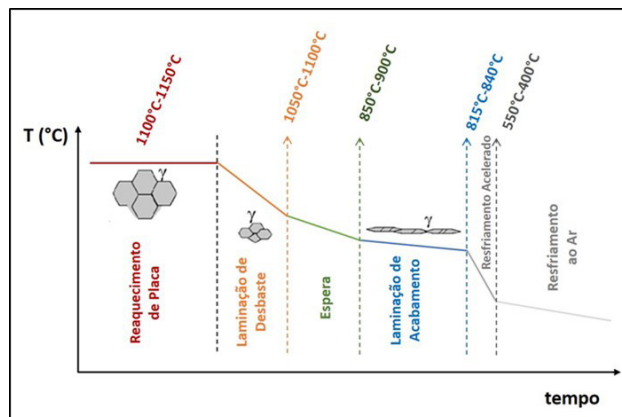


Figura 2. Representação esquemática das principais etapas e faixas de temperatura que têm sido apontadas pela literatura como potenciais para o desenvolvimento de chapas grossas (16 mm \leq e \leq 25 mm), manufaturadas por laminação termomecânica e resfriamento acelerado, que atendam aos requisitos API 5L grau X80.

Segundo a literatura, o ajuste fino e a definição das temperaturas de cada etapa da laminação termomecânica devem ser feitos em função das especificidades químicas da liga proposta. Percebe-se ainda que o planejamento de passes, ou seja, a definição do número de passes e da deformação por passe varia muito em função da espessura final desejada, no entanto há um consenso em relação a dois importantes aspectos: i) o plano de passes da etapa de laminação de desbaste deve ser planejado de forma a otimizar o refino de grão austenítico por meio dos mecanismos de recristalização; ii) na etapa de laminação de acabamento, visando a obtenção de microestrutura majoritariamente bainítica, deve-se evitar grandes deformações acumuladas na austenita nos dois últimos passes, evitando principalmente que isso aconteça em temperaturas relativamente baixas, pois, caso ocorra, poderá haver condições favoráveis para a formação de significativa fração de ferrita primária, o que irá implicar em heterogeneidade microestrutural, diminuição da tenacidade, problemas relacionados a patamar de escoamento descontínuo em tração e intensificação do efeito Bauschinger [51,52].

2.3 Estudo de casos

Utilizando o conceito de liga apresentado no tópico 2.1, alguns autores têm desenvolvido trabalhos relevantes com o objetivo de obter o grau X80, ou superiores, em chapas de grande espessura. Por exemplo, Kim [27] mostrou que com o correto processamento termomecânico controlado, foi possível obter uma microestrutura refinada majoritariamente constituída por ferrita acicular e bainita livre de carbonetos, com pequena fração de constituinte MA.

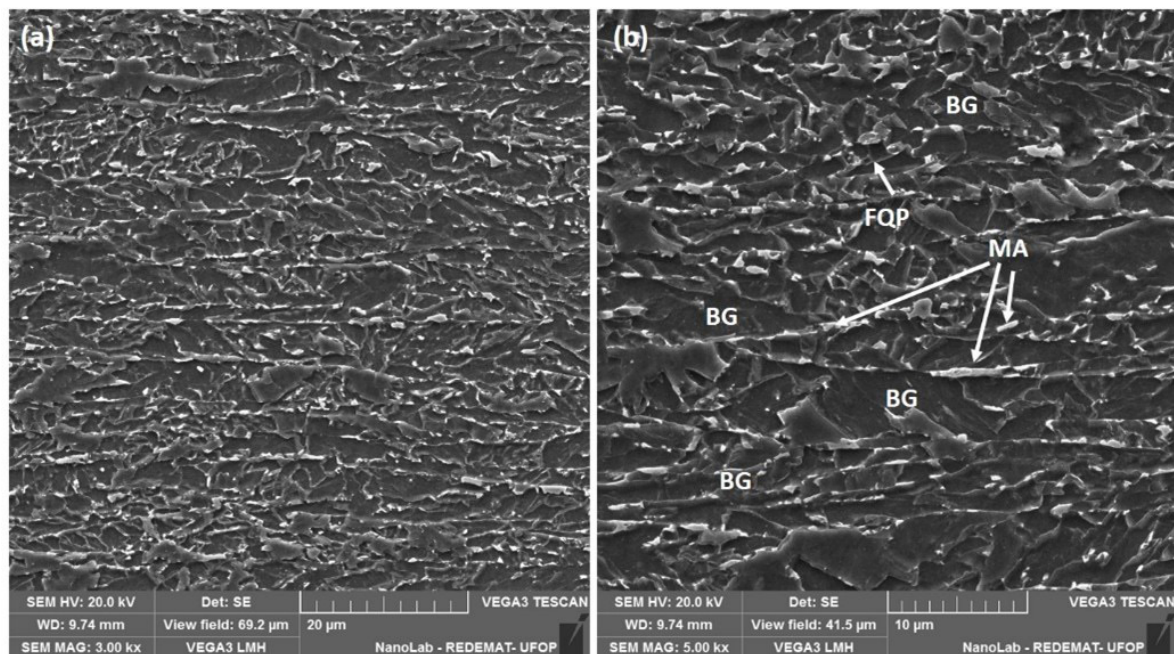


Figura 3. Micrografias eletrônicas de varredura ilustrando microestrutura majoritariamente bainítica de um aço com conceito químico apresentado na Figura 2 e submetido a uma rota de processamento que atende às faixas apresentadas na Figura 3; (a) 3000X; (b) 5000X; nital 2% (MA – martensita-austenita retida, FQP – ferrita quase-poligonal, BG – bainita granular).

Neste cenário, ele obteve chapas com espessuras de 10,85 mm e 14,45 mm com tenacidades ao impacto Charpy a -15°C de 240 J e 130 J, respectivamente. Kim [27] et al. [28-50,53] autores indicam que a redução por passe e as temperaturas dos passes são parâmetros chave para se obter uma microestrutura final adequada constituída por ferrita acicular e bainita, pois, segundo eles, as características destes constituintes são fortemente influenciadas pelo tamanho de grão austenítico e pela deformação acumulada na austenita durante a etapa de acabamento [27-50,53].

Kim [27] ainda afirmou que a adição de 0,2% de Ni neste conceito de aço melhorou significativamente a sua tenacidade ao impacto Charpy. Segundo ele, neste material, para se obter elevada tenacidade ao impacto, o projeto de liga e a rota de processamento devem ser pensados com o objetivo de diminuir o máximo possível a formação de carbonetos, ou nitretos grosseiros, pois estes atuam como concentradores de tensão na microestrutura e podem agir como sítios para nucleação de trincas. Neste contexto, os autores destacam especial atenção ao se adicionar elementos como Ti e V visando obter microestruturas bainíticas de elevada tenacidade.

Alguns autores [27,29,44,54-56] discutiram a respeito da ocorrência de constituinte MA em ligas com a especificação química abordada neste trabalho. Segundo eles, a ocorrência de fases muito duras na matriz bainítica pode prejudicar a tenacidade do produto laminado. Neste cenário, ilhas de martensita-austenita retida (constituinte MA) podem facilitar a nucleação de trincas em produtos bainíticos que atendam aos requisitos do grau API X80. Trincas podem ser nucleadas e se propagar na interface entre o constituinte MA e a matriz bainítica, como ilustra a Figura 4. Segundo a literatura [27,29,44,54-56], neste conceito de aço, a formação de constituinte MA está fortemente associada à concentração de elementos como Ni, Mo e Cr.

Assim como o tamanho e a morfologia (blocos ou filmes) das ilhas parece depender significativamente da taxa e da temperatura de final de resfriamento acelerado.

De forma geral, menores taxas de resfriamento e maiores temperaturas de final de resfriamento acelerado favorecem a formação de ilhas mais grosseiras (blocos) e preferencialmente formadas nos contornos das unidades de bainita granular. Isto seria uma consequência da existência de condições mais favoráveis à difusão de carbono durante a transformação bainítica, possibilitando a interseção de regiões muito enriquecidas em carbono na frente de transformação. Regiões estas propícias à ocorrência de transformação martensítica em pequena extensão e consequente estabilização termodinâmica e mecânica de austenita não transformada, dando origem, portanto, a ilhas de constituinte MA [57-59]. Para ilustrar o que fora discutido, a Figura 5 apresenta microestruturas de chapas grossas de um aço que atente às especificações químicas apontadas na Figura 1, assim como as faixas de temperatura apresentadas na Figura 2, tendo elas sido submetidas a diferentes taxas de resfriamento e temperaturas de final de resfriamento acelerado.

Considerando que a maioria das chapas grossas de aço API 5L X80 obtidas por laminação termomecânica controlada são majoritariamente bainíticas, um outro importante aspecto, além das ilhas de MA, tem sido debatido entre os pesquisadores.

No processamento de aços estruturais com menor resistência mecânica, constituídos por ferrita, ou ferrita e perlita, é consenso que o planejamento da laminação controlada deve ser feito de forma que a laminação de desbaste possibilite um intenso refino de grão austenítico e a laminação de acabamento seja capaz de ativar o maior número possível de sítios de nucleação de constituintes difusionais.

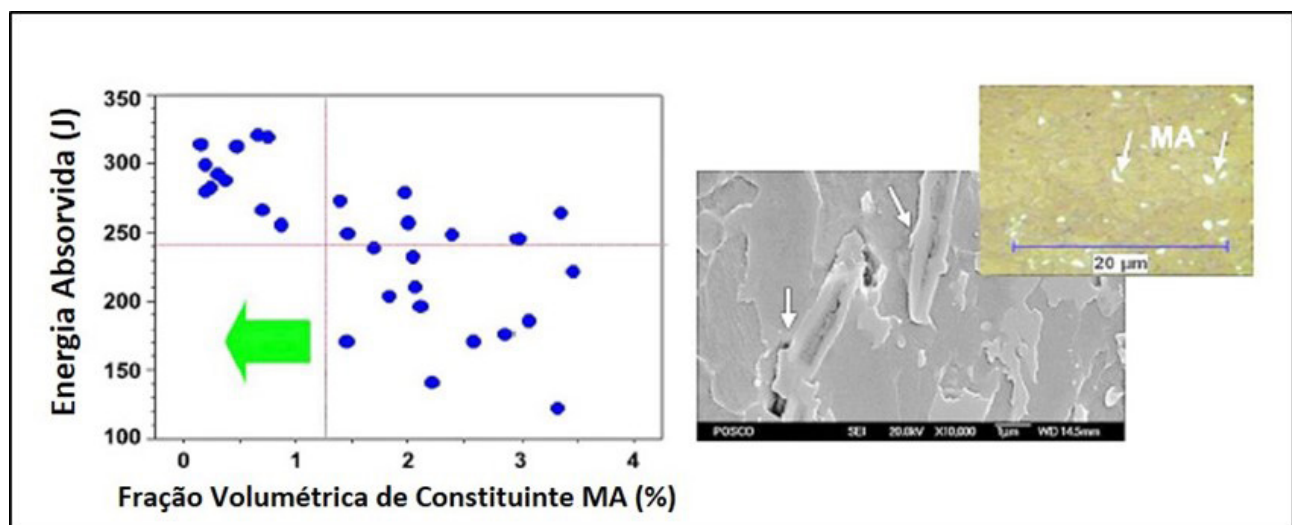


Figura 4. Efeito da fração volumétrica de constituinte MA na tenacidade ao impacto Charpy em um aço majoritariamente constituído por ferrita acicular e bainita termomecanicamente laminado. Ilhas de constituinte MA atuaram como sítios preferenciais para nucleação de trincas [Adaptado de [27]].

Desta forma, durante o resfriamento acelerado, visando à formação de ferrita e perlita, verificar-se-á uma estrutura final também muito refinada e, portanto, favorável a uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade [34,35]. No entanto, para a obtenção de aços bainíticos, esta relação parece não seguir a mesma tendência. O aumento da densidade de sítios disponíveis para nucleação de constituintes difusionais parece ser favorável até certo ponto. Segundo a literatura, em um cenário como este, de estrutura austenítica muito refinada e intensamente deformada, haverá significativo deslocamento do diagrama TRC do aço para a esquerda e para cima, favorecendo a formação de uma apreciável fração de ferrita poligonal (ou quase-poligonal) durante o resfriamento acelerado, principalmente nas regiões mais internas da chapa grossa, onde as taxas de resfriamento serão menores [19-21,27,31]. A formação de grãos de ferrita poligonal em áreas específicas de uma estrutura majoritariamente bainítica representará uma importante heterogeneidade microestrutural, levando a uma deterioração da tenacidade ao impacto. Há relatos ainda de que isto também poderia acarretar a ocorrência de patamar descontínuo de escoamento em tração, assim como intensificação do efeito Bauschinger, ambos efeitos indesejáveis para aplicações tubulares [51,52].

A Figura 6 apresenta micrografias ópticas de amostras de chapas grossas de aço API 5L X80 (mesma composição química) que foram submetidas a diferentes cenários de laminação de acabamento. A Figura 6b apresenta a microestrutura de uma amostra submetida a maior nível

de deformação de acabamento em menores temperaturas do que aquela apresentada na Figura 6a, o que favoreceu a formação de ferrita poligonal.

Segundo Girault et al. [28], a transformação bainítica é fortemente dependente do tamanho de grão austenítico prévio. Ele e outros autores sugeriram em seus estudos que a taxa de transformação bainítica aumenta com a diminuição do tamanho de grão austenítico prévio, o que implicaria em maiores temperaturas de início e final de transformação bainítica. Segundo eles, isso decorre da maior densidade de contornos de grãos austeníticos que atuam como sítios preferenciais para nucleação da bainita. Entretanto, Hu et al. [60] descreveram comportamento oposto para o aço avaliado por eles. Segundo os autores, a taxa de transformação bainítica aumentou com o aumento do tamanho de grão austenítico. Os autores afirmam que isto teria acontecido, pois, a disponibilidade de sítios para nucleação difusional da bainita teria diminuído, o que teria favorecido uma taxa elevada de crescimento por cisalhamento (efeito autocatalítico). Matsuzaki e Bhadeshia [61] concluíram que aços diferentes vão apresentar comportamentos diferentes em relação ao efeito do tamanho de grão austenítico sobre a cinética de transformação e, obviamente, sobre as características da bainita formada, pois, o mecanismo de transformação pode mudar, sendo, portanto, necessário avaliar cada caso de forma particular. Este aspecto, atualmente, é considerado mais um desafio para o desenvolvimento de chapas grossas do aço API 5L X80.

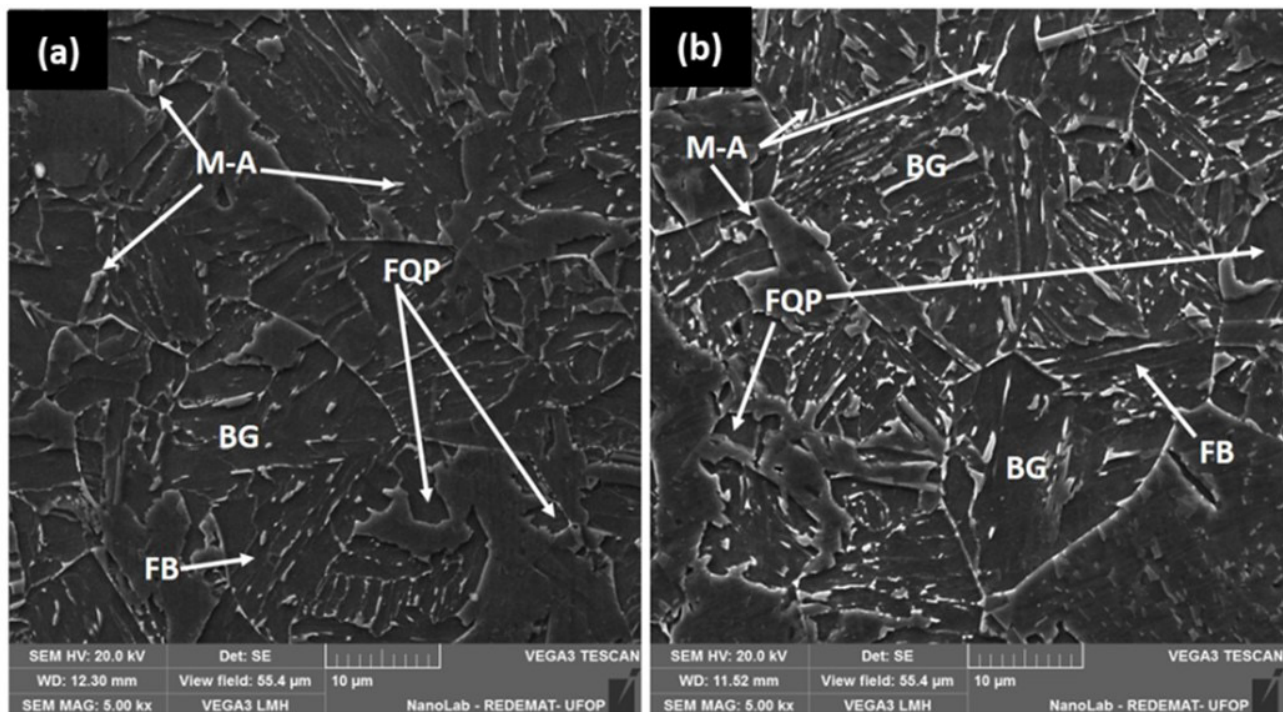


Figura 5. Micrografias eletrônicas de varredura ilustrando diferentes morfologias e distribuições de constituinte MA em função de diferentes combinações de taxa de resfriamento e temperatura de final de resfriamento acelerado; (a) resfriada a 15 °C/s até 450 °C (Ilhas de M-A maiores e preferencialmente localizadas nos contornos das unidades de bainita granular); (b) Resfriada a 20 °C/s até 500 °C (Ilhas de M-A mais refinadas e dispersas); nital 2% (MA – martensita-austenita retida, FQP – ferrita quase-poligonal, FB – feixes de ferrita bainítica, BG – bainita granular).

Girault et al. [28], estudando um aço 0,07%C–0,25%Si–1,10%Mn–1,6%(Ni+Cu+Mo+Cr)–0,12%(V+Nb+Ti)–0,007(N+B) laminado termomecanicamente, mostraram que quanto maior o tamanho de grão austenítico prévio, menor foi a fração de ferrita poligonal observada, havendo uma clara transição para bainita granular e bainita acicular. Cui et al. [29], estudaram um aço com composição química similar à estudada por Girault et al. [28]. Corpos de prova de dilatometria foram usinados a partir desta chapa e foram austenitizados em diferentes temperaturas: 860 °C, 1000 °C e 1250 °C.

Após a austenitização, as amostras foram resfriadas em 8 s até a temperatura de 800 °C e então resfriadas até a temperatura ambiente a uma taxa constante de 10 °C/s. Os autores observaram que com o aumento da temperatura de austenitização de 860 °C para 1250 °C, verificou-se um crescimento do grão austenítico prévio de 8 µm para 60 µm. Na temperatura de austenitização de 860°C, após o resfriamento, observou-se uma microestrutura constituída por ferrita quase-poligonal e uma pequena fração de bainita granular. Observou-se ainda ocorrência de blocos de constituinte MA frequentemente presentes nos antigos contornos de grãos austeníticos. Aumentando a temperatura de austenitização para 1000 °C, passou-se a observar significativa fração de ferrita bainítica em concomitância à bainita granular, assim como se verificou menor fração de constituinte MA. Ao se utilizar a temperatura de austenitização de 1250 °C, a microestrutura passou a ser constituída por bainita e martensita com morfologia de ripas.

Zhang e Bai [62] avaliaram uma rota de laminação termomecânica e a relação microestrutura-propriedades

mecânicas de chapas grossas (espessuras de 22/27,5 mm) para fabricação de tubos API 5L X80 com o mesmo conceito químico apresentado na Figura 1. Eles relataram que a faixa de temperatura de reaquecimento de placa utilizada estava entre 1150 °C e 1190 °C para dissolução de carbonetos de Nb. Na etapa de desbaste, eles usaram uma redução por passe de 15% para possibilitar a completa recristalização estática da austenita. Os autores destacaram que, em chapas grossas, os primeiros passes de deformação só terão significativo efeito em regiões mais superficiais da placa, de forma que os últimos passes de desbaste devem promover suficiente deformação para garantir o condicionamento da austenita ao longo de toda a espessura. Após uma deformação total de 55% em desbaste, os autores garantiram um tamanho de grão austenítico recristalizado entre 30 e 50 µm. Segundo eles, na laminação de chapas grossas, o refino de grão austenítico na etapa de desbaste pode ser considerado um dos fatores mandatórios para se alcançar um produto de elevada tenacidade. A laminação de acabamento se deu abaixo da temperatura T_{nr} da liga com o objetivo de acumular deformação na austenita. Eles apenas afirmaram que foi aplicada uma deformação total de pouco mais de 70%.

Zhang e Bai [62] mostraram que, considerando uma liga Fe-C-Mn-Nb-Cr-Mo que respeite as especificações apresentadas neste trabalho, assim como os parâmetros de laminação termomecânica avaliados por eles; ao se utilizar uma taxa de resfriamento acelerado entre 20 °C/s e 35 °C/s e temperaturas de final de resfriamento acelerado entre 470 °C e 520 °C; microestruturas majoritariamente bainíticas, com pequena fração de constituinte MA serão obtidas.

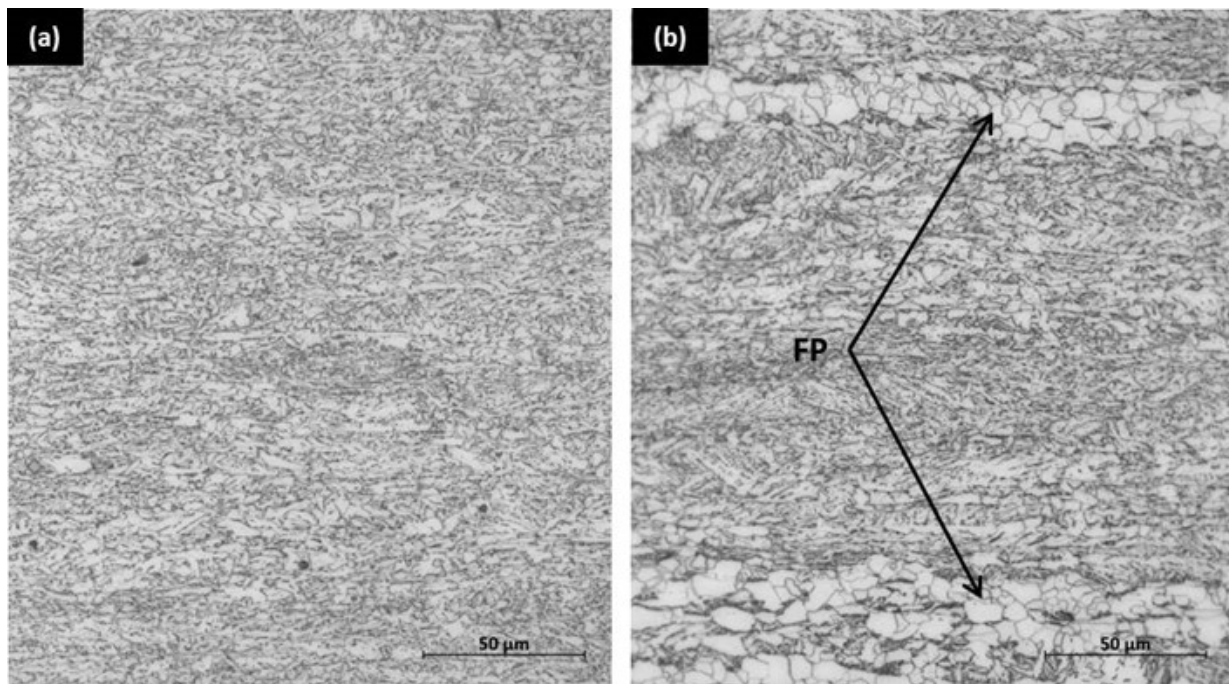


Figura 6. Micrografias ópticas ilustrando (a) microestrutura majoritariamente bainítica e (b) formação de ferrita poligonal em decorrência de maior deformação acumulada na austenita em menores temperaturas em amostras de um aço com conceito químico apresentado na Figura 1; 500x, nital 2% (FP – ferrita poligonal).

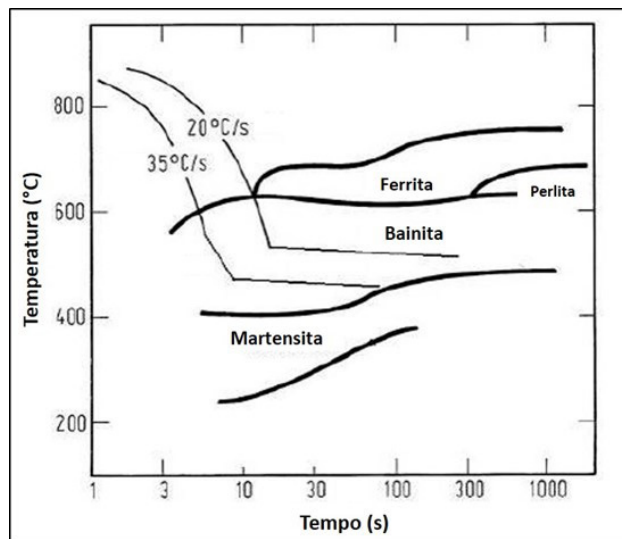


Figura 7. Diagrama TRC da liga estudada por Zhang e Bai [62] após laminação termomecânica destacando intervalos de taxa de resfriamento e de temperatura de final de resfriamento acelerado promissores para a obtenção de microestruturas majoritariamente bainíticas que atendem aos requisitos de propriedades mecânicas para chapas grossas API 5L do grau X80. [Adaptado de [62]].

Segundo eles, quanto maior a taxa de resfriamento e menor a temperatura de final de resfriamento acelerado, mais refinada é a microestrutura bainítica, assim como as ilhas de constituinte MA que, além de se formarem nos contornos das unidades de bainita granular (contorno de grão austenítico prévio), passam a se formar também com morfologia de filmes entre os feixes de ferrita bainítica. A Figura 7 ilustra o diagrama TRC da liga estudada por Zhang e Bai [62] após laminação, destacando os intervalos de taxa de resfriamento e temperatura de final de resfriamento acelerado apontados como promissores.

Lopes [63] também apresentaram um estudo de caso de um produto API X80 utilizando-se a tecnologia de laminação controlada. O aço possuía a seguinte composição química: 0,05% de C; 0,09% de Nb; 0,02% de Ti; 0,30% de Cr e 0,25% de Mo. Os autores omitiram a concentração de Mn no referido aço. As condições de laminação não foram profundamente descritas, mas afirmou-se que a microestrutura final obtida era constituída por ferrita e bainita. Segundo os autores, com este produto, alcançou-se limites de escoamento e de resistência à tração de 597 MPa e 686 MPa respectivamente. Alcançou-se ainda uma energia absorvida em impacto Charpy a -20°C de aproximadamente 100J. Li et al. [64] relataram uma experiência ao se alcançar o grau API X80 em uma chapa grossa com 27,5mm de espessura com uma liga C-Mn-Cr-Mo-Nb. Os autores utilizaram condições de processamento semelhantes às utilizadas por Zhang e Bai [62] e relataram que foi possível obter uma microestrutura bainítica muito refinada com ilhas de constituinte MA. Eles apresentam como um destaque

do desenvolvimento, a obtenção de um aço com energia absorvida em ensaio de impacto Charpy de 480J a -51 °C. Eles destacaram ainda uma fratura 75% dúctil em ensaio DWTT realizado também a -51 °C.

3 Conclusões

Apesar do interesse da indústria por tubos de aço com costura do grau API 5L X80 ter crescido muito a partir da década de 1980, o desenvolvimento de chapas grossas por laminação termomecânica e resfriamento acelerado ainda se apresentam como um desafio.

De forma geral busca-se um projeto de liga que atenda a restritos requisitos de soldabilidade e custo, o que torna o planejamento de rotas industriais de laminação (faixas estreitas de trabalho) uma tarefa ainda desafiadora, principalmente para espessuras maiores que 16 mm.

Baseando-se nos estudos publicados nas últimas décadas e em experiências industriais, atualmente percebe-se uma tendência de que um conceito de liga está se estabelecendo como efetivo para o desenvolvimento de chapas grossas de aço API 5L X80 por laminação termomecânica, sendo ele caracterizado por concentrações em peso de elementos que atendam a: $\leq 0,07\%C - \leq 1,85\%Mn - \leq 0,085\%Nb - \leq 0,025\%Ti - \leq 0,35\%Mo - \leq 0,6\%Cr$.

Atualmente, tem-se utilizado com sucesso equações empíricas e modelos computacionais para se prever as faixas de temperatura de processamento termomecânico para aços que atendam à especificação química anteriormente apresentada. Diversos autores têm sinalizado que a utilização adequada de modelos disponíveis na literatura e alguns estudos de cinética de transformação de fases são promissores para se planejar as etapas de laminação termomecânica visando a obtenção de chapas grossas de aço API 5L X80 com microestruturas majoritariamente bainíticas.

A garantia de homogeneidade microestrutural ao longo da espessura, a inibição da formação de ferrita poligonal e/ou quase-poligonal de forma localizada e a obtenção de um delicado balanço quantitativo e morfológico de bainita e ilhas de constituinte MA são hoje os maiores desafios para se obter chapas grossas de aço API 5L X80 por laminação termomecânica. Baseando-se na literatura, pode-se afirmar que a temperatura de final de laminação de acabamento, a taxa de resfriamento acelerado e a temperatura de final de resfriamento acelerado são parâmetros que exercem forte influência sobre estes fatores, devendo, portanto, serem cuidadosamente definidos.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq e à empresa Gerdau Açominas pelo apoio dado aos pesquisadores para o desenvolvimento deste estudo.

Referências

1. Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis – ANP. Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis. Brasília: ANP; 2018.
2. Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis – ANP. Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis. Brasília: ANP; 2022.
3. Silva VO, Relva SG, Mondragon M, Mendes AB, Nishimoto K, Peyerl D. Building options for the Brazilian pre-salt: a technical-economic and infrastructure analysis of offshore integration between energy generation and natural gas exploration. *Resources Policy*. 2023;81:103305.
4. Henriques CCD, Joia CJBM, Baptista IP, Guedes FMF. Material selection for brazilian fields. In: *Offshore Technology Conference (OTC 2020)*; 2020; Houston, USA. Houston: Offshore Technology Conference (OTC) ; 2020. Paper Number: OCT 23320.
5. Zhu L, Li N, Jia B, Zhang Y. Fracture response of X80 pipe girth welds under combined internal pressure and bending moment. *Materials (Basel)*. 2023;16:3588.
6. Bai X, He B, Han P, Xie R, Sun F, Chen Z, et al. Corrosion behavior and mechanism of X80 steel in silty soil under the combined effect of salt and temperature. *Royal Society of Chemistry*. 2021;12:129-147.
7. Schmitt J, Jung T. New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. *Comptes Rendus Physique*. 2018;19(8):641-656.
8. Siciliano F, Stalheim DG, Gray JM. Modern high-strength steels for oil and gas transmission pipelines. In: *Metals Processing and Manufacturing Conference*; 2007; Cairo, Egypt. Cairo: The American Society of Mechanical Engineers (ASME); 2007. p. 19-22.
9. Bott IS, Souza LFG, Texeira JCG, Rios PR. High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2005;36:443-454.
10. American Petroleum Institute – API. Specification for Line Pipe. API 5L. 46th ed. Washington: API; 2018.
11. Li S, Jiang Z, Li Y, Stalheim DG. Development and production of heavy gauge X70 pipeline for deep water pipe applications at Shougang Steel. In: *9th International Pipeline Conference*; 2012; Calgary, Alberta, Canadas. Calgary, Alberta, Canadas: The American Society of Mechanical Engineers (ASME); 2012. IPC2012-90328.
12. Brito VLO, Nunes CA, Barbosa CH, Ratnapuli RC, Alípio PH. Evolução de aços para tubos API utilizados no transporte de óleo e gás. In: *CBECIMAT*; 2000; São Paulo. São Paulo: Metallum Congressos Técnicos e Científicos; 2000; p. 45801-45813.
13. Gray JM. Development of X-80 HTP line pipe steel over 40 years. In: *69th ABM International Annual Congress*; 2014; São Paulo. Brasil. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (ABM); 2014; p. 353-363.
14. Trindade VB, Alves SMS, Cândido LC, Faria GL, Porcaro RR. Características microestruturais e mecânicas ao longo da seção transversal de juntas soldadas em multipasses pelo processo GMAW de um aço API 5L X65Q. *Soldagem e Inspeção*. 2017;22:217-227.
15. Hashemi SH, Mohammadyani D. Characterization of weldment hardness, impact energy and microstructure in API X65 steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2012;98:8-15.
16. Li S, Li J, Ding W, Zhang H. Research and development of heavy gauge X80 pipeline plate utilizing optimized rolling and cooling process. In: *The Chinese Society for Metals, editor. HSLA Steels 2015, microalloying 2015 & Offshore Steels 2015*. Cham: Springer; 2015. p. 693-698.
17. Stalheim DG, Barnes KR, McCutcheon DB. Alloy design for high-strength oil and gas transmission line pipe steels. In: *Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry*. TMS; 2006; Araxá, Brazil. Araxá: TMS (The Minerals, Metals & Materials Society); 2006. p. 73-108.
18. Zurutuza I, Isasti N, Detemple E, Schwinn V, Mohrbacher H, Uranga P. Effect of Nb and Mo additions in the microstructure/tensile property relationship in high strength quenched and quenched and tempered boron steels. *Metals*. 2021;11(1):29.
19. Hillenbrand HG, Heckmann CJ, Niederhoff KA. X80 Line pipe for large diameter high strength pipelines. In: *API X-80 Pipeline Cost Workshop*; 2002; Hobart, Australia. Hobart, Australia: ITI Oil & Gas; 2002. p. 35-49.
20. Zhang H, Shaopo L, Wenhua D. Study on the continuous cooling transformation behavior of heavy thickness X80 pipeline steel. In: *International Conference on Applied Materials and Manufacturing Technology (ICAMMT)*; 2019; Singapore. Singapore: IOP Publishing; 2019. 022014.
21. Wu Q, He S, Hu P, Liu Y, Zhonghua Z, Fan C, et al. Effect of finish rolling temperature on microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel by online quenching. *Materials Science and Engineering A*. 2023;862(18):144496.

- 22 Li S, Zhu H, Zhou P, Wu H. Microstructure and mechanical properties of heavy X80 pipeline steel. *Hot Working Technology*. 2001;40(24):85-88.
- 23 Carbos TR, Ferreira JCF, Souza LFG, Bott IS, Mendes MC. Investigation into the impact toughness of API 5L X80 steel weldments and its relationship with safe welding procedures. *Materials Research*. 2020;23(6):e20200363.
- 24 Li S, Zhu H, Zhou P. Microstructure and Mechanical Properties of Heavy X80 Pipeline Steel. *Hot Working Technology*. 2001;40(24):85-88.
- 25 Yi H, Xue P, Cui R. Research on the continuous cooling transformation of X80 pipeline steel. *Steel Rolling*. 2008;25(2):10-12.
- 26 Liu W, Kang Y, Niu T. Static recrystallization behavior and technological improvement of X80 pipeline steel with heavy thickness produced by hot continuous rolling. *Journal of University of Science and Technology Beijing*. 2010;32(4):444-449.
- 27 Kim K. Effect of microalloying and hot rolling parameters on toughness and yield strength of API X80 grade steel strips. In: Mohrbacher H, Hardy Mohrbacher. *Fundamentals and application of Mo and Nb alloying in high-performance steels*. Vol. 1. Taipei, Taiwan: CBMM, IMO, TMS; 2014. p. 135-153.
- 28 Girault E, Jacques P, Ratchev P, Van Humbeeck J, Verlinden B, Aernoudt E. Study of the temperature dependence of the bainitic transformation rate in a multiphase TRIP-assisted steel. *Materials Science and Engineering A*. 1999;273-275:175-182.
- 29 Cui J, Zhu W, Chen Z, Chen L. Effect of austenite grain size on the bainitic transformation in a hot-rolled low carbon microalloyed steel. In: 11th International Rolling Conference; 2019; São Paulo, Brasil: ABM (Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração); 2019. p. 500-507.
- 30 Nie W, Xin W, Xu T, Shi P, Zhang X. Enhancing the toughness of heavy thick X80 pipeline steel plates by microstructure control. *Advanced Materials Research*. 2011;194-196:1183-1191.
- 31 Kong X, Lan L. Optimization of mechanical properties of low carbon bainitic steel using TMCP and accelerated cooling. In: 11th International Conference on Technology of Plasticity; 2014; Nagoya, Japan. Nagoya: Procedia Engineering; 2014. p. 114-119.
- 32 Palmiere EJ, Garcia CI, De Ardo AJ. Compositional and Microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 1994;25(2):277-286.
- 33 Bai DQ, Yue A, Maccagno T, Jonas JJ. Static recrystallization of Nb and Nb-B steels under continuous cooling conditions. *ISIJ International*. 1996;36(8):1084-1093.
- 34 Stalheim DG, Barbosa RANM, Bastos FMMM, Gorni AA, Rebellato MA. Basic metallurgy/processing design concepts for optimized hot strip structural steel in yield strengths from 300-700MPa. In: 53rd Rolling ABM Week 2016; 2016; Rio de Janeiro, Brazil. Rio de Janeiro: ABM (Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração); 2016. p. 31-41.
- 35 Rizzo EMS. *Processo de laminação a quente de produtos planos de aço*. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração; 2011. 346 p.
- 36 Bai DQ, Yue S, Sun WP, Jonas JJ. Effect of deformation parameters on the no-recrystallization temperature in Nb-bearing steels. *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 1993;(24):2151-2159.
- 37 Gorni AA. Cálculo da temperatura de não-recristalização para aços microligados, em função da interação entre a precipitação e recristalização da austenita. *Revista Escola de Minas*. 1999;52:21-25.
- 38 Mausavi Anijdan SH, Rezaianan A, Yue S. The effect of chemical composition and austenite conditioning on the transformation behavior of microalloyed steels. *Materials Characterization*. 2012;63:27-38.
- 39 Calvo J, Jung IJ, Elwazri AM, Bai D, Yue S. Influence of chemical composition on transformation behavior of low carbon microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A*. 2009;520:60-96.
- 40 Yuan XQ, Liu ZY, Jiao SH, Ma LQ, Wang GD. The onset temperatures of gamma-alfa transformation in hot deformed and non-deformed Nb micro alloyed steels. *ISIJ International*. 2006;46:579-585.
- 41 Stalheim DG, Muralidharan G. Continuous cooling transformation diagrams use in material design for high strength oil and gas transmission linepipe steels. In: 3rd Baosteel Biennial Academic Conference (BAC); 2008; Shanghai, China. Shanghai: BAOSTEEL; 2008.
- 42 Cizek P, Wynne BP, Davies CHJ, Muddle BC, Hodgson PD. Effect of composition and austenite deformation on the transformation characteristics of low-carbon and ultralow-carbon microalloyed steels. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2008;33A(8):1331-1349.
- 43 Sharma SK, Maheshwari S. A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 2017;38:203-217.

- 44 Larzabal G, Isasti N, Rodriguez-Ibabe JM, Uranga P. Evaluating strengthening and impact toughness mechanisms for ferritic and bainitic microstructures in Nb, Nb-Mo and Ti-Mo microalloyed steels. *Metals*. 2017;7(2):65.
- 45 Larzabal G, Isasti N, Rodriguez-Ibabe JM, Uranga P. Effect of microstructure on post-rolling induction treatment in a low C Ti-Mo microalloyed steel. *Metals*. 2018;8:694.
- 46 Irvine KJ, Pickering FB, Gladman T. Grain-Refined C-Mn sTEELS. *Journal of The Iron and Steel Institute*. 1967;205:161-182.
- 47 Nodberg H, Arronson B. Solubility of niobium carbide in austenite. *Journal of The Iron and Steel Institute*. 1968;206:1263-1266.
- 48 Hudd RC, Jones A, Kale MN. A method for calculating the solubility and composition of carbonitride precipitates in steel with particular reference to niobium carbonitride. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1971;209:121-125.
- 49 Bai D, Bodnar R, Ward J, Dorricott J, Sande S. Development of Discrete X80 Line Pipe Plate at SSAB Americas. In: Association for Iron and Steel Technology. International Symposium on the Recent Developments in Plate Steels; 2011; Winter Park, USA. Warrendale: Association for Iron and Steel Technology. p. 13-22.
- 50 Boratto F, Barbosa R, Yue S, Jonas JJ. Effect of chemical composition on critical temperatures of microalloyed steels. In: International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals - THERMEC '88. Iron and Steel Institute of Japan; 1988; Tokyo, Japan. Tokyo: Iron and Steel Institute of Japan. p. 383-390.
- 51 Kreins M, Wilkes J, Wesselmecking S, Krupp U. Effect of phase-selective nanoscale precipitates on the Bauschinger Effect in Austenitic-Ferritic Duplex stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2022;53:3906-3917.
- 52 Yang J, Kim DW, Lee S, Kim YG, Kim W, Sohn SS. Effects of granular bainite and polygonal ferrite on yield point phenomenon in API X65 line-pipe steels. *Materials Science and Engineering A*. 2022;840:143006.
- 53 Ouchi C, Sampei T, Kozasu I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of gamma-alfa transformation after hot rolling. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1982;22:214-222.
- 54 Shujun J, Qingyou L, Ba L, Hongmei H. Effects of finish cooling temperature on microstructure and properties of X100 pipeline steels. *Materials Science Forum*. 2016;850:993-999.
- 55 Qiao G, Han X, Chen X, Wang X, Liao B, Xiao F. Transformation of M/A constituents during tempering and its effects on impact toughness of weld metals for X80 hot bends. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2019;2019:6429045.
- 56 Lee DH, Sohn SS, Song H, Ro Y, Lee CS, Lee S, et al. Effects of start and finish cooling temperatures on the yield strength and uniform elongation of strain-based API X100 pipeline steels. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2018;49:4536-4543.
- 57 Chen Z, Zhao Z, Qi J, Zhu W, Zhao Y, Chen L. Effect of austenite grain size on the bainitic transformation in a 690MPa grade high-strength multi-functional construction steel. *Metals*. 2022;12:577.
- 58 Zhao H, Wynne BP. Effect of austenite grain size on the bainitic ferrite morphology and grain refinement of a pipeline steel after continuous cooling. *Materials Characterization*. 2017;123:128-136.
- 59 Lan LY, Qiu CL, Zhao DW, Gao XH, Du LX. Effect of austenite grain size on isothermal bainite transformation in low carbon microalloyed steel. *Materials Science and Technology*. 2011;27(11):1657-1663.
- 60 Hu F, Hodgson PD, Wu KM. Acceleration of the super bainite transformation through a coarse austenite grain size. *Materials Letters*. 2014;122:240-243.
- 61 Matsuzaki A, Bhadeshia HKDH. Effect of austenite grain size and bainite morphology on overall kinetics of bainite transformation in steels. *Materials Science and Technology*. 1999;15:518-522.
- 62 Zhang G, Bai X. Development and production of heavy gauge X80 and high strength X90 pipeline steels utilizing TMCP/optimized cooling process. In: Proceedings of the 10th International Pipeline Conference; 2014; Canada. Canada: ASME (The American Society of Mechanical Engineers); 2014. V003T07A037
- 63 Lopes AR. Desenvolvimento de tubo API 5L X80. In: 2° Seminário Brasileiro de Dutos; 1999; Rio de Janeiro, Brazil. Rio de Janeiro: Instituto Brasileiro de Petróleo; 1999.
- 64 Li S, Ding W, Zhang H. Research of ultrafine bainite X80 pipeline plate for gas compressor station. *MATEC Web of Conferences*. 2018;175:01026.

Recebido em: 1 Dez. 2023

Accito em: 1 Fev. 2024