

PRODUÇÃO DE AÇOS NAVAIS DE ALTA RESISTÊNCIA NA USIMINAS UTILIZANDO A TECNOLOGIA DE RESFRIAMENTO ACELERADO¹

Daniel Martins Maia²

Rafael Abreu Fraga³

Tadeu Messias Donizete Borba⁴

Resumo

Foram avaliados os efeitos da tecnologia de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado na produção de chapas grossas de alta resistência na Usiminas em comparação com processos convencionais de fabricação. Para tanto, foram estudados os resultados industriais obtidos durante dois anos através da realização de ensaios em tração, tenacidade ao impacto Charpy, estrição Z, metalografia e avaliações de soldabilidade. A implantação da tecnologia CLC (*Continuous on-Line Control*) possibilitou a fabricação de aços da classe 50 kgf/mm² de resistência mecânica com redução significativa do carbono equivalente. O mecanismo principal para melhoria de tenacidade e resistência baseia-se no refino de grãos ferríticos. Os testes de soldabilidade realizados refletem positivamente em ganhos na aplicação final do produto. O advento deste equipamento inédito no Brasil tem proporcionado o desenvolvimento de novos produtos e, no caso da indústria naval, possibilitou a planta de Ipatinga da Usiminas a produzir diversos graus de aços não fabricados anteriormente através de rotas convencionais.

Palavras-chave: Resfriamento acelerado; Chapa grossa naval; Alta resistência; Alta tenacidade.

PRODUCTION OF HIGH STRENGTH SHIPBUILDING STEEL PLATES IN USIMINAS THROUGH ACCELERATED COOLING TECHNOLOGY

Abstract

In this paper the effects of thermo-mechanical controlled rolling with accelerated cooling in the production of high-strength steel plates in Usiminas has been compared to conventional manufacturing processes. It was studied the industrial results during two years by performing tensile, Charpy-V notch, through thickness tests, metallography and assessment of weldability. The CLC technology (*Continuous On-Line Control*) enabled the manufacture of 50 kgf/mm² high-strength steels with significantly reduced carbon equivalent. The primary mechanism for improving the toughness and strength is based on the refining ferritic grains. The weldability tests reflected in gains in the final application of the product. The advent of this equipment in Brazil has provided the development of new products and, in the case of the shipbuilding industry, it has enabled the Ipatinga works to produce various degrees of steels not previously manufactured through conventional routes.

Key words: Accelerated cooling; Shipbuilding steel plate; High strength/high toughness steel.

¹ Contribuição técnica ao 50º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, MS.c, CQE, Controle Integrado do Produto, Usiminas, Ipatinga, MG.

³ Engenheiro Metalurgista, Mestrando em Metalurgia Física, Gerência Técnica de Laminação a Quente, Usiminas, Ipatinga, MG.

⁴ Engenheiro Metalurgista, Membro da ABM, CQE, Centro de Tecnologia Usiminas, Usiminas, Ipatinga, MG.

1 INTRODUÇÃO

A Usiminas implantou uma tecnologia inovadora de fabricação de chapas grossas no Brasil denominada “*Continuous on-Line Control*” (CLC). O processo CLC, desenvolvido e patenteado pela Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation, é adotado para produzir aços da classe de 50 kgf/mm² de resistência mecânica ou superiores, tornando possível melhorar consideravelmente o desempenho de materiais em relação à tenacidade a baixa temperatura e soldabilidade. As propriedades mecânicas de tração e tenacidade são otimizadas quando se utiliza o processo de resfriamento acelerado após a laminação controlada, sendo, também, conhecido como um processo TMCP (*Thermo-Mechanical Control Process*).

Aços produzidos via CLC, denominados pela Usiminas como aços *Sincron* para a indústria naval, estão em crescente demanda. A razão é a excelente qualidade e facilidade de utilização, como melhor soldabilidade e conformabilidade, quando comparados com aços convencionais. Estes aços podem ser empregados em estruturas de navios, plataformas, pontes, máquinas industriais e tubos de grande diâmetro. Quando este processo é utilizado para produzir aços de alta resistência, é possível reduzir significativamente o carbono equivalente (Ceq) porque a resistência requerida pode ser assegurada pelos processos de laminação e resfriamento controlados através da obtenção de microestruturas mais homogêneas e finas.

Utilizando amplamente as vantagens do processo CLC, é possível aumentar a resistência mecânica de 8 a 10 kgf/mm². Quando chapas de aço possuem os mesmos níveis de resistência, pode-se reduzir o Ceq de 0,05 a 0,15% se comparados com processos convencionais, como mostrado na Figura 1.

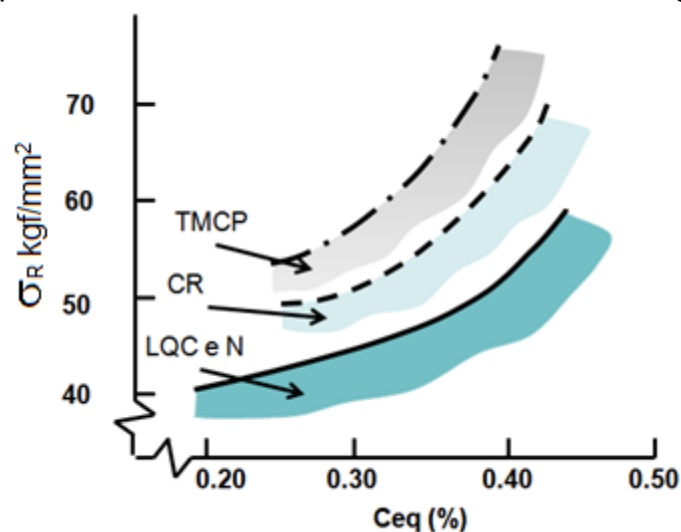


Figura 1. Relação entre resistência mecânica e carbono equivalente para produção de aços por processos convencionais e CLC (LQC = laminação a quente comum; N = aços normalizados; CR = laminação controlada; TMCP = *thermomechanical controlled processing*: CR + Resfriamento Acelerado; $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$)

As Figuras 2 e 3 mostram de forma esquemática e simplificada a linha de produção de chapas grossas com utilização do CLC e com forno de tratamento térmico de normalização, respectivamente.



Figura 2. Esquema da Linha de Produção de Chapas Grossas com utilização do CLC.

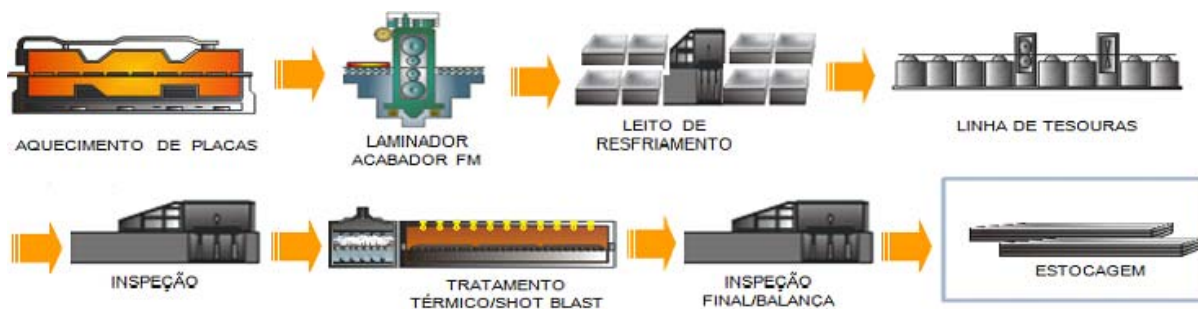


Figura 3. Esquema da Linha de Produção de Chapas Grossas para aços normalizados.

O processo CLC combina técnicas altamente desenvolvidas de refino secundário e laminação controlada com a tecnologia de resfriamento acelerado. É bem conhecido que aquecer o aço e então rapidamente resfriá-lo em água é um efetivo meio para aumentar sua resistência mecânica. Entretanto, o CLC é um passo além do conceito de resfriamento em água. O mecanismo que parece explicar a combinação entre elevada resistência e tenacidade das chapas CLC envolve microestrutura refinada de ferrita, perlita e/ou microestruturas de mais baixas temperaturas de transformação, além do endurecimento da matriz ferrítica.⁽¹⁾ A microestrutura destes materiais apresenta tamanhos de grãos mais finos que aquelas dos aços de alta resistência mecânica produzidos na condição de laminação convencional.

As principais características de chapas grossas de 50 kgf/mm² produzidas via CLC são as seguintes: baixo Ceq; microestrutura mais fina e homogênea ao longo da espessura; distribuição de dureza uniforme através da espessura; e completo uso das funções dos elementos de liga e microelementos.

O baixo Ceq de um aço CLC possibilita melhorar amplamente a sua soldabilidade devido à maior resistência ao trincamento a frio e menor dureza máxima das juntas soldadas. Valores mais altos de energia absorvida podem ser obtidos na zona termicamente afetada (ZTA) de juntas soldadas se comparado com aços convencionais de alta resistência da classe de 50 kgf/mm².⁽²⁾

A prevenção contra trinca a frio é a principal consideração em projetos. Quanto maior a estrutura, mais difícil se torna prevenir as trincas devido a maiores áreas de preaquecimento e mais altas temperaturas requeridas. Considerando o teste *Tekken* (Y-groove) como especificado pela norma JIS Z 3158⁽³⁾ (*Japanese Industrial Standards*), aços CLC e convencionais de 50 kgf/mm² de resistência são comparados na Figura 4.

Para espessuras de chapas de 30 mm ou mais, a temperatura de preaquecimento requerida para prevenir trincas em aços CLC é cerca de 100°C menor do que aquela para aços convencionais. Se a soldagem é executada sob as mesmas condições, aços CLC são mais seguros quanto à resistência ao trincamento a frio.

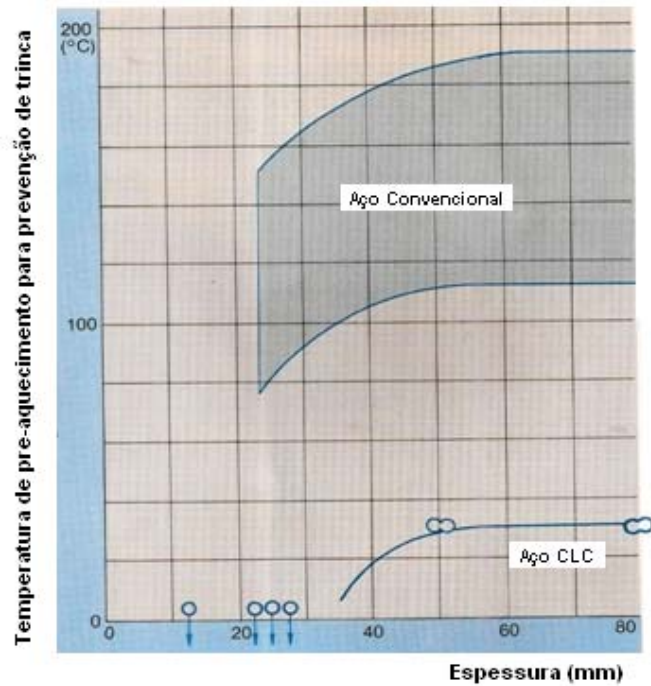


Figura 4. Relação entre temperatura de preaquecimento e espessura de chapas grossas.⁽¹⁾

Em alguns casos, a dureza de juntas soldadas para estruturas *offshore* é especificada para não exceder certos limites. A Figura 5 mostra os resultados do teste de dureza máxima na ZTA que pode ser correlacionada fortemente com o carbono equivalente. O menor C_{eq} dos aços CLC significa menor dureza máxima, entretanto, cuidados devem ser tomados com estes materiais, pois o trabalho a quente poderá mudar a estrutura metalúrgica, reduzindo assim sua resistência.

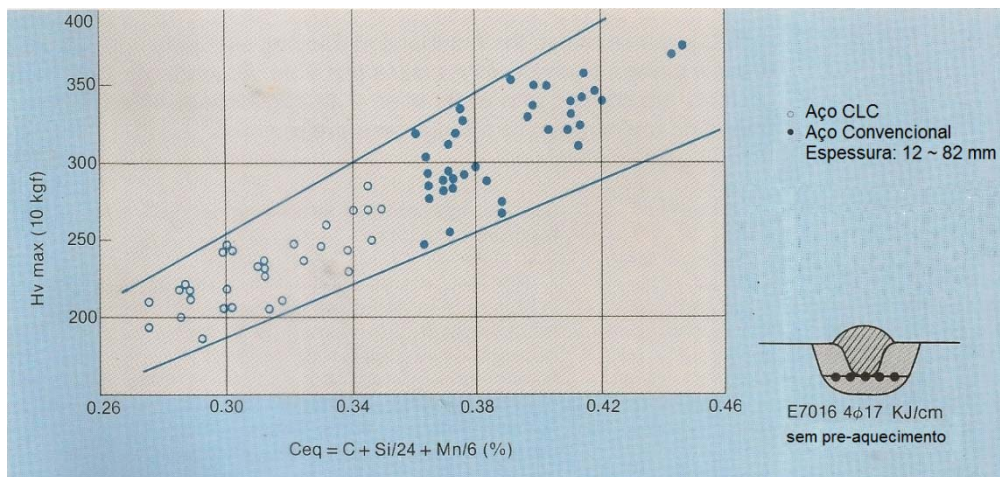


Figura 5. Dureza máxima na ZTA e carbono equivalente.⁽¹⁾

Segundo Kudoh e Pisarski,⁽⁴⁾ a energia absorvida em corpos de prova Charpy com uma distribuição heterogênea de microestruturas ao longo do entalhe é dominada pela região de menor tenacidade quando esta ocupa mais de 30% do entalhe. Devido a uma redução do C_{eq} , consegue-se mitigar a formação de microestruturas duras e frágeis na zona afetada pelo calor de juntas soldadas. Como aços CLC podem apresentar microestruturas mais homogêneas, maiores valores de energia absorvida no ensaio Charpy podem ser obtidos quando comparados com aços

convencionais. A obtenção de microestruturas refinadas promove ao aço excelente tenacidade a baixas temperaturas também no metal base.

A distribuição de dureza ao longo da espessura das chapas CLC de alta resistência é uniforme. Esta é uma característica importante para chapas de maior espessura. O efeito do refino de grão da laminação controlada sozinho não alcança o centro da espessura destas chapas, limitando sua aplicação. Entretanto, com a utilização do processo de resfriamento acelerado permite-se uniformidade da microestrutura em espessuras mais elevadas, principalmente, para uso em plataformas.

Para materiais usados em estruturas com baixa temperatura de serviço, sabe-se que quanto maior a espessura de chapa, maior a susceptibilidade à fratura frágil, necessitando, assim, de uma tenacidade superior, requerendo algum tipo de tratamento térmico da chapa como a normalização. Por outro lado, para garantir a resistência mecânica requerida com o aumento da espessura é necessário aumentar o C_{eq} o que reduz a tenacidade. Com o processo CLC, entretanto, chapas grossas espessas podem facilmente ganhar a resistência mecânica e tenacidade solicitadas com menor adição de elementos de liga, apresentando uma microestrutura mais homogênea e refinada.

Com uma seleção apropriada do padrão de resfriamento no processo CLC e de elementos de liga, chapas grossas de melhor qualidade interna e resistência superior podem ser produzidas. A Usiminas já desenvolveu, além de aços da classe de 50 kgf/mm², chapas grossas de 60 kgf/mm² para baixas temperaturas de serviço, como aços estruturais da norma europeia EN-10.025⁽⁵⁾ e aços navais grau 40.

Os estudos de Oouch, Ookita e Yamamoto⁽⁶⁾ mostraram que o resfriamento acelerado após a laminação controlada modifica a microestrutura transformada dos aços de ferrita-perlita para uma estrutura duplex altamente refinada composta por ferrita-bainita que é responsável pelo endurecimento dos aços. Os autores notaram que as variações nas temperaturas de transição dos aços resfriados ao ar e daqueles com resfriamento acelerado são influenciadas não apenas pelo tamanho médio de grão ferrítico (TGF), mas também pela homogeneidade do grão ferrítico e formação de bainita pelo resfriamento acelerado.

O objetivo deste trabalho foi avaliar os efeitos da utilização da tecnologia de laminação controlada com resfriamento acelerado na produção de chapas grossas de alta resistência na Usiminas em comparação com processos convencionais de fabricação, como a normalização. Buscou-se estudar os resultados industriais de composição química, propriedades mecânicas, metalografia e avaliações de soldabilidade realizadas pelo Centro de Tecnologia da Usiminas.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Caracterização do Metal Base

Foram comparados dados de produção industrial de aços navais de 50 kgf/mm² de limite de resistência, graus AH36, DH36 e EH36 produzidos no período de setembro de 2011 a maio de 2013 na Linha de Chapas Grossas da Usiminas, planta de Ipatinga. As especificações de composição química e de propriedades mecânicas para atender esses graus são apresentadas nas Tabelas 1 e 2, respectivamente.

Tabela 1. Composição química especificada para os aços AH/DH/EH36 (% em peso).⁽⁷⁻¹¹⁾

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Ti	V	Cr	Ni	Mo	Ca
≤ 0,18	≤ 1,60	0,10 ^a 0,50	≤ 0,035	≤ 0,035	≥ 0,015	≤ 0,050	≤ 0,050	≤ 0,100	≤ 0,20	≤ 0,40	≤ 0,08	≤ 0,0050

Tabela 2. Propriedades mecânicas especificadas para os aços em estudo.⁽⁷⁻¹¹⁾

σ_e (MPa)	σ_R (MPa) ^(a)	e_T (%) ^(b)	Energia absorvida (J) ^(c)
≥ 355	490 a 630	≥ 16	≥ 34

a – Faixa de limite de resistência para as normas ASTM-A131 e ABS: 490 a 620 Mpa; b – Base de Medida = 200 mm. Alongamento mínimo percentual depende da espessura nominal; c – Temperatura de Charpy em função do grau: AH36 (0°C), DH36 (- 20°C) e EH36 (- 40°C).

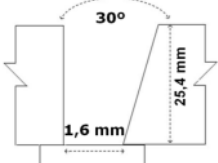
As placas dos aços foram obtidas por práticas de refino secundário e lingotamento contínuo, sendo que o aço *Sincron* foi processado por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado no equipamento CLC. As placas de aços navais convencionais foram processadas por laminação comum e, em seguida, normalizadas em forno. Foram comparadas as propriedades mecânicas de chapas na faixa de espessura de 12 a 50 mm.

Os ensaios mecânicos foram realizados conforme a norma ASTM-A370.⁽¹²⁾ Os ensaios de tração foram realizados na direção transversal à da laminação. Ensaio de impacto Charpy foram realizados a 0°C, - 20°C e - 40°C, com o emprego de corpos de prova (cps) do tipo *full size*, entalhe em V, orientados com o eixo maior na direção longitudinal à laminação e com o entalhe na direção da espessura. Ensaio de estrição Z (tração na direção da espessura) foram realizados conforme as regras das classificadoras navais.⁽⁷⁻¹¹⁾ As análises metalográficas dos cps foram realizadas em seções longitudinais, a aproximadamente ¼ da espessura. As microestruturas foram analisadas por microscopia ótica após ataque com reagente químico nital 4%.

2.2 Caracterização das Juntas Soldadas

Foram caracterizadas juntas soldadas de aço naval do grau EH36, em espessura de 25,40 mm, produzidas tanto por laminação convencional + normalização quanto por laminação controlada + resfriamento acelerado, de maneira a avaliar e comparar sua soldabilidade quando empregado alto aporte de calor. As juntas foram confeccionadas através do processo de soldagem por arco submerso *tandem* (SAW) unilateral utilizando os parâmetros de soldagem descritos na Tabela 3.

Tabela 3. Parâmetros de soldagem a arco submerso *Tandem* utilizados (valores nominais).

Chanfro	Consumível (AWS A5.17)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Nº de passes	Aporte Térmico (kJ/cm)
	F7A4-EM12K	1º Eletrodo CC ^(a)		35	1	130
		1000	35			
		2º Eletrodo CA ^(a)				
		1100	38			

(a) CC = fonte do tipo corrente constante; CA = fonte do tipo corrente alternada.

Realizou-se análise microestrutural de seção transversal à solda via microscopia ótica e após ataque químico com reativo nital a 4%, na região de grãos grosseiros

(RGG) da ZTA. Nesta mesma seção, foi realizado ensaio de dureza Vickers, a ¼ da espessura e ao longo da ZTA, com carga de 500 gf e distância entre impressões de 0,5 mm. Para cada junta soldada foram ensaiados dois cps de tração confeccionados segundo o código ASME, seção IX.⁽¹³⁾

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados em corpos de prova do tipo *full size*, retirados a ¼ da espessura, e confeccionados de acordo com a norma ASTM A370⁽⁷⁾. Os entalhes foram posicionados na linha de fusão (LF), LF + 2 mm, LF + 5 mm e LF + 20 mm, retirados do lado reto do chanfro. A temperatura do ensaio foi de -40°C, sendo a mesma especificada para o metal base.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Composição Química e Propriedades Mecânicas – Metal Base

A Tabela 4 mostra os valores médios de carbono equivalente obtidos no material produzido industrialmente. A Tabela 5 apresenta os resultados de propriedades mecânicas dos aços navais da classe de 50 kgf/mm² de limite de resistência, graus AH36, DH36 e EH36.

Tabela 4. Valores médios de $C_{eq}^{(a)}$ para os aços em estudo (% em peso)

Aço	AH36, DH36 Convencional	AH36, DH36 Sincron	EH36 Convencional	EH36 Sincron
Ceq especificado	-	≤ 0,38	-	≤ 0,38
Ceq obtido	0,40	0,33	0,41	0,34

(a) $C_{eq(IIW)} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$

Tabela 5. Propriedades mecânicas obtidas dos aços navais graus AH36, DH36 e EH36

PARÂMETRO	σ_e (MPa)	σ_R (MPa)	e_T (%)	Estricção Z (%)	Charpy a 0°C (J)	Charpy a - 20°C (J)	Charpy a - 40°C (J)
SINCRON AH36, DH36 e EH36					AH36	DH36	EH36
Média	453	553	23,8	71	324	350	431
Desvio padrão	21,8	18,8	3,2	9,2	61,3	60,1	38,2
Mínimo	383	492	16,0	38	116	169	140
Máximo	568	628	36,5	94	445	446	484
n	3693	3693	3693	404	1104	1041	1338
CONVENCIONAL AH36, DH36 e EH36					AH36	DH36	EH36
Média	380	520	28,9	68	261	265	245
Desvio padrão	16,2	15,2	2,6	3,2	56,2	55,9	51,4
Mínimo	355	491	21,5	62	138	115	130
Máximo	479	588	39,0	73	404	411	333
n	307	307	307	19	128	103	43

Utilizando o processo CLC, foi possível reduzir os valores médios C_{eq} em 0,07%, se comparado com processos convencionais, mantendo o mesmo grau de resistência, como pôde ser observado na análise das propriedades mecânicas.

A Tabela 5 ainda revela que o uso do processo CLC possibilitou aumentar os valores médios de limites de escoamento e resistência, garantindo ainda o

alongamento percentual especificado. Houve também considerável aumento dos valores de energia absorvida no ensaio de Charpy, da ordem de 250 J nos aços convencionais para médias de 300 a 450 J nos aços *Sincron*.

Devido à similaridade dos conjuntos de dados de estrição Z, seus valores foram submetidos à análise de variância (ANOVA), onde a hipótese nula é a igualdade entre as médias das duas populações ($H_0: \mu_1 = \mu_2$) e a alternativa é $H_1: \mu_1 \neq \mu_2$. O nível de significância considerado foi $\alpha = 0,05$. Como o valor-p encontrado (0,1113) nesta comparação é maior que 0,05, não há uma diferença estatística significativa entre as médias das duas variáveis a um nível de 95% de confiança.^(14,15)

3.2 Microestruturas – Metal Base

Na Figura 6 é mostrado o aspecto típico da microestrutura do metal base das amostras do aço EH36 convencional (normalizado) e *Sincron* avaliadas a $\frac{1}{4}$ da espessura. Foi observado que o aço convencional apresenta microestrutura constituída por ferrita poligonal e perlita. Já para o aço *Sincron*, percebe-se, em maior quantidade, a presença de bainita e, em menor quantidade, ferrita poligonal e perlita, consideravelmente mais refinadas do que os constituintes observados no aço convencional, o que já era esperado devido ao processo de laminação controlada e resfriamento acelerado a que o aço *Sincron* foi submetido.

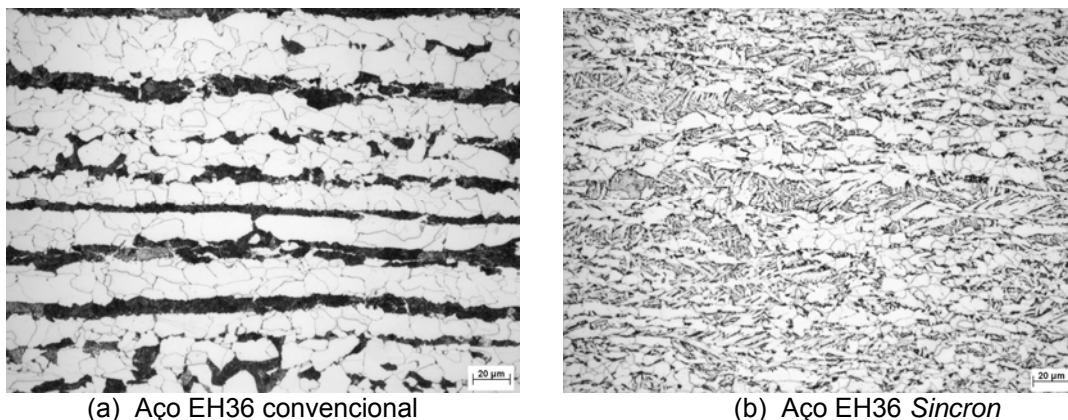
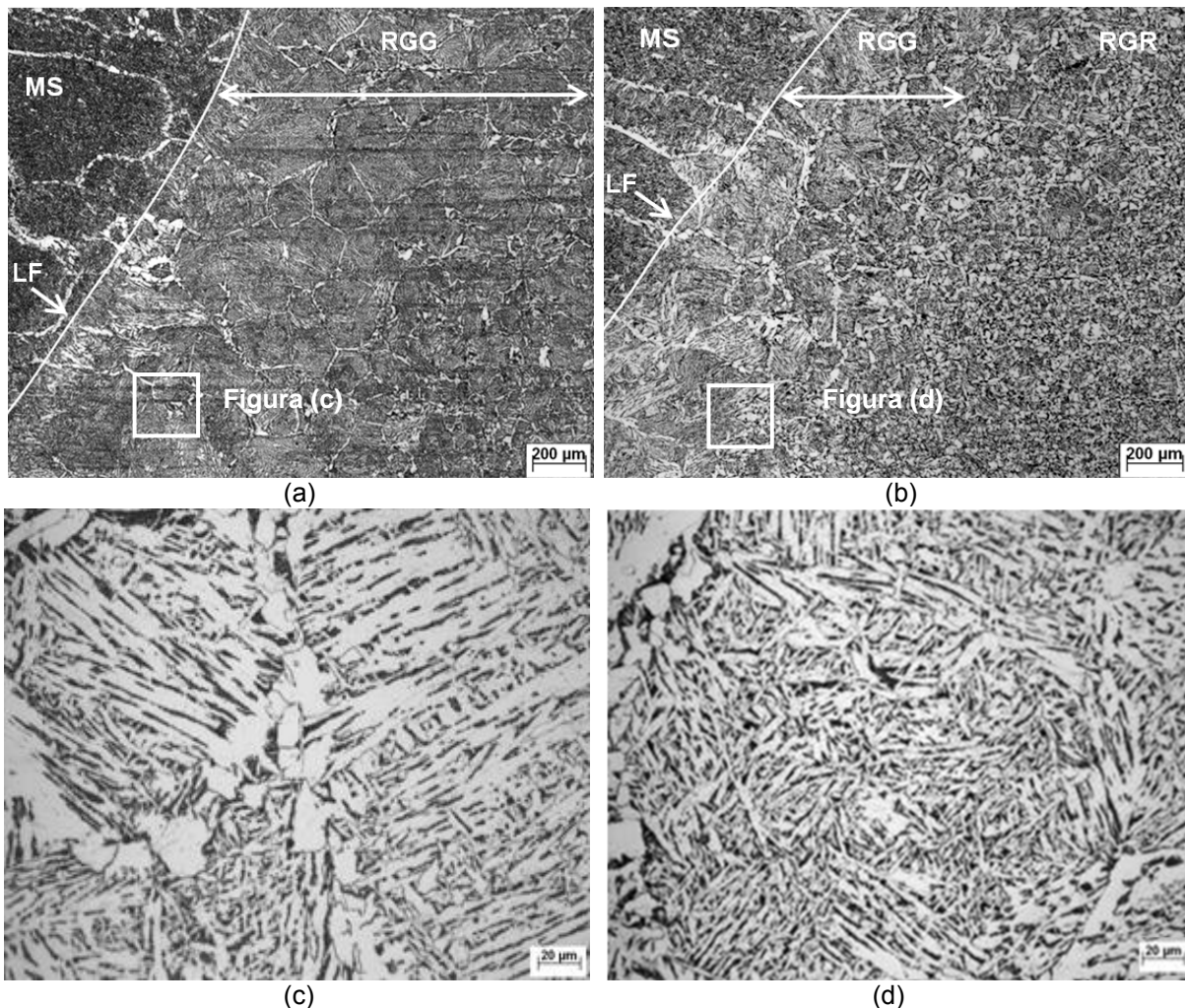


Figura 6. Aspecto característico da microestrutura observada a $\frac{1}{4}$ da espessura dos metais base EH36 analisados via microscopia ótica. Ataque: nital 4%. Aumento original: 500X.

3.3 Soldabilidade

Na Figura 7 é possível observar que há uma diferença significativa de tamanho da RGG da ZTA entre o aço naval convencional e o aço *Sincron*. O aço convencional apresentou uma maior extensão da RGG, que é comumente considerada como uma região localizada de fragilização (LBZ), e também um tamanho de grão maior ao longo da linha de fusão (LF) com microestruturas mais grosseiras do que as observadas na RGG do aço *Sincron*, como ferrita com segunda fase alinhada (FSA) e ferrita de contorno de grão (FCG). Estes são constituintes deletérios para a tenacidade da ZTA. Isso se deve ao fato de que os aços convencionais possuem maiores valores de C_{eq} (0,41) e, dessa forma, são mais sensíveis à soldagem com elevado aporte de calor.



(a) Aço EH36 convencional. Aumento original: 50X.; (b) Aço EH36 Sincron. Aumento original 50X.; (c) Detalhe da RGG da ZTA do aço EH36 convencional. Aumento original: 500X; (d) Detalhe da RGG da ZTA do aço EH36 Sincron. Aumento original: 500X.

Figura 7. Seção transversal ao cordão de solda. Ataque: nital 4%. (MS = metal de solda, LF = linha de fusão, RGG = região de grãos grosseiros da ZTA, RGR = região de grãos refinados da ZTA, FSA = Ferrita de segunda fase alinhada, FCG = Ferrita de contorno de grão).

Os resultados obtidos nos ensaios de tração podem ser observados na Tabela 6. Todos os corpos de prova foram aprovados, atendendo o único requisito especificado para as juntas soldadas no ensaio de tração de que os limites de resistência (σ_R) atendam aos valores especificados para o metal base (conforme Tabela 2). Os resultados de σ_R das juntas dos aços convencionais foram superiores aos das juntas soldadas dos aços Sincron. Esse fato se deve aos maiores valores de C_{eq} e de elementos de liga dos aços convencionais, o que determina a formação de produtos de transformação de maior resistência mecânica. O endurecimento por solução sólida e endurecimento por precipitação também contribuem para aumentar os níveis de resistência desse tipo de material.

Tabela 6. Resultados obtidos nos ensaios de tração da juntas soldadas avaliadas.

Junta soldada	σ_R (MPa)		Local da fratura
	CP 1	CP 2	
EH 36 Convencional	604	602	Metal base
EH36 Sincron	531	520	

A Figura 8 revela os resultados do perfil de dureza ao longo da ZTA e na RGG. O aço *Sincron* apresentou um amaciamento da ZTA em relação aos valores de dureza do metal base. A soldagem com alto aporte térmico expõe a região da ZTA a altas temperaturas por um período relativamente longo de tempo e, no caso dos aços *Sincron*, as propriedades dessa região não podem ser restauradas devido ao seu baixo C_{eq} , o que impossibilita a formação de microestruturas de maior resistência mecânica.⁽¹⁶⁾ No entanto, este amaciamento (8 mm de extensão) não comprometeu a resistência global da região de solda, Tabela 6, uma vez que sabe-se, a partir da literatura,⁽¹⁷⁾ que a largura da região amaciada é admitida até no máximo a espessura do material. Foi verificado que a junta EH36 *Sincron* apresentou menores valores de dureza em comparação à junta EH36 convencional. O aço *Sincron* possui menor valor de carbono equivalente (0,34%) quando comparado com aços do mesmo grau produzidos convencionalmente (0,41%), possibilitando a obtenção de menores valores de dureza na RGG da ZTA.

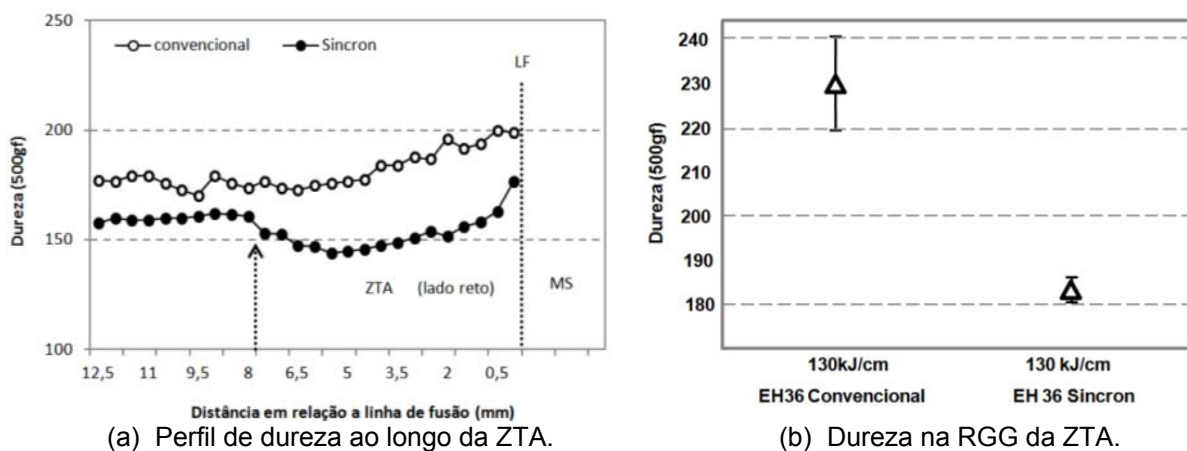


Figura 8. Comparação entre os resultados de dureza das juntas soldadas EH36 Convencional e *Sincron* realizados ao longo da ZTA e na RGG.

Os valores de energia absorvida durante ensaio de impacto Charpy, para a ZTA das duas juntas soldadas de EH36 convencional e *Sincron*, estão representados graficamente na Figura 9. São comparados os valores individuais de energia absorvida em função da posição do entalhe.

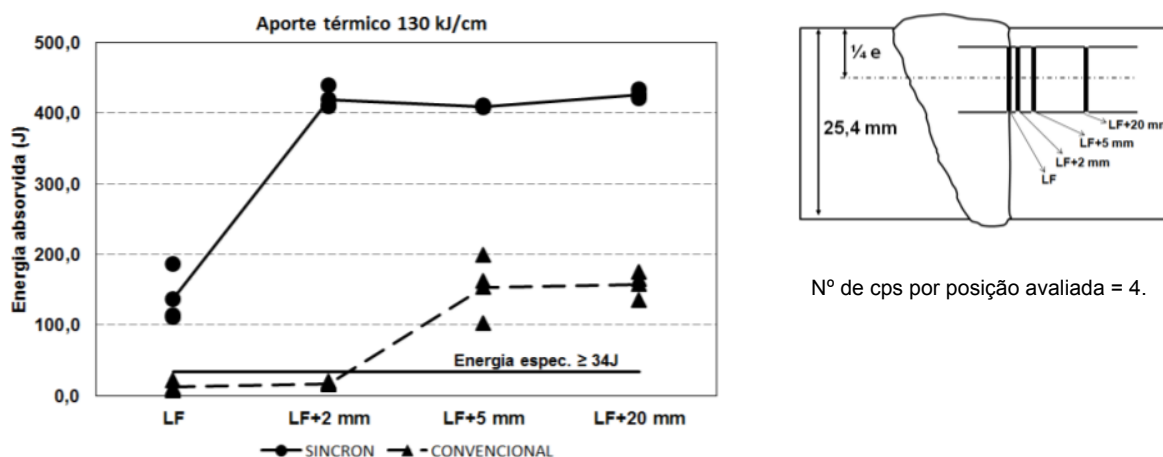


Figura 9. Charpy-V, a -40°C , ao longo da ZTA. Aporte térmico = 130 kJ/cm. LF = Linha de fusão.

Todos os resultados de energia absorvida após soldagem de alto aporte dos aços produzidos de forma convencional foram inferiores aos aços *Sincron*. A queda da

tenacidade dos aços convencionais pode estar associada a uma maior proporção da RGG ao longo do entalhe que apresentou constituintes mais grosseiros como a ferrita de contorno de grão e a ferrita com segunda fase alinhada. A maior temperabilidade dos aços convencionais aumenta a probabilidade de formar constituintes M-A na RGG do que nos aços *Sincron*, e sua presença pode também justificar a menor tenacidade dos aços convencionais.^(18,19)

5 CONCLUSÕES

As análises comparativas entre aços navais produzidos industrialmente na Usiminas mostraram que os aços processados através do equipamento CLC apresentam, em relação aos aços convencionais, alta resistência mecânica associada à C_{eq} menores, maior refino de grãos, alta tenacidade a baixas temperaturas, valores elevados de redução de área na direção da espessura (estricção Z), dureza mais homogênea ao longo da espessura e desempenho superior de soldabilidade quando aplicado alto aporte térmico. Confirmou-se que com a seleção apropriada dos parâmetros de processo, chapas grossas de melhor qualidade e resistência superior podem ser produzidas.

Agradecimentos

À Usiminas que proporcionou a possibilidade da realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 Catálogo AC327 – CLC HIGH-STRENGTH STEEL PLATES. Nippon Steel Corporation, 2010.
- 2 Catálogo AC314 – STEEL PLATES. Nippon Steel Corporation, 2001.
- 3 JIS Z 3158 – Method of Y Groove Cracking Method. JAPANESE INDUSTRIAL STANDARDS, 6p., 1993.
- 4 KUDOH, J.; PISARSKI, H.G. Exploratory Studies on the Fracture Toughness of Multipass Welds With Locally Embrittled Zones. The Welding Institute, jan. 1986.
- 5 EN 10.025-4 – Technical delivery conditions for thermomechanical rolled weldable fine grain structural steels, 2004.
- 6 OOUCHI, C.; OOKITA, T.; YAMAMOTO, S. Effects of interrupted accelerated cooling after controlled rolling on the mechanical properties of low alloy steels. *Tetsu-to-Hagane*, v.67, p.969-978, 1981.
- 7 ASTM A131 – *Specification for structural steel for ships*, 2008.
- 8 ABS – *Rules and regulations for materials and welding - Part 2*, 2013.
- 9 BV – *Approval of the Manufacturing Process of Metallic Materials*, 2009.
- 10 DNV – *Rules for classification of ships high speed, light craft and naval surface craft - newbuildings - Materials and welding - Metallic material*, 2013.
- 11 ASTM A370 – *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*, 2012LR – *Rules for the manufacture, testing and certification of materials: Materials and Qualification Procedures for Ships - Procedure 0-3*, 2012.
- 12 CÓDIGO ASME, Seção IX – *Qualificação de Soldagem*. THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 212p, 1980.
- 13 TRIOLA, M. F. *Introdução à Estatística*. 9.ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 656p, 2005.
- 14 STEVENSON, J. W. *Estatística Aplicada à Administração*. São Paulo: Harbra Ltda, 495p, 1978.

- 15 KAWANO, H. Fatigue strength of thermo-mechanically controlled process steel and its weld joint. In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE. Kitakyushu, Japan, 2002.
- 16 DE MEESTER, B. The weldability of modern structural TMCP steels. In: ISIJ International, v. 37, n. 7, p. 537-551, 1997.
- 17 HAZE, T and AIHARA, S. Influence of Chemical Composition on COD Value of the Most Embrittled Zone of a Welded Joint. In: Trans. ISIJ, v. 26, 1986.
- 18 HAZE, T et al. Steel Plates With Superior HAZ Toughness for Offshore Structures. Nippon Steel Technical Report, n. 36, jan. 1988.