

# Avaliação da Soldabilidade do Aço Naval EH36 TMCP Soldado por Arco Submerso com Elevado Aporte de Calor<sup>a</sup>

Tadeu Messias Donizete Borba<sup>1</sup>, Wagner Duarte Flores<sup>1</sup>, Leonardo de Oliveira Turani<sup>2</sup>, Ronaldo Cardoso Junior<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Centro de Tecnologia Usiminas, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Qualidade e Produtos, Gerência de Atendimento a Clientes, Usiminas, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>3</sup> Gerência de Produtos – Consumíveis, ESAB, Belo Horizonte, MG, Brasil.

Recebido: 31 Out., 2014

Aceito: 26 Mar., 2015

E-mails:

tadeu.borba@usiminas.com (TMDB),  
wagner.flores@usiminas.com (WDF),  
leonardo.turani@usiminas.com (LOT),  
ronaldo.junior@esab.com.br (RCJ)

**Resumo:** A soldagem com elevado aporte de calor é uma das alternativas adotadas pelos principais estaleiros mundiais para aumentar a produtividade nas operações de união de materiais na construção naval. No entanto, os ciclos térmicos gerados durante a soldagem podem provocar transformações microestruturais prejudiciais às propriedades mecânicas, principalmente à tenacidade na zona afetada pelo calor (ZAC). Este estudo teve como principal propósito realizar a caracterização microestrutural e avaliar as propriedades mecânicas da ZAC do aço naval EH36 produzido por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (TMCP) em comparação com um aço do mesmo grau produzido por laminação convencional, ambos soldados pelo processo ao arco submerso em dois níveis de aporte de calor: 76 e 130 kJ/cm. Foi observado que a presença de uma microestrutura mais refinada nas diferentes regiões da ZAC, associadas ao menor tamanho de grão do metal base e ao menor carbono equivalente, foram os principais fatores que contribuíram para a excelente tenacidade da ZAC do aço TMCP em comparação ao aço convencional. Os resultados obtidos mostraram que é possível obter juntas soldadas com excelentes propriedades mecânicas e tenacidade ao se empregar aço TMCP para a soldagem com altos aportes de calor, e sua utilização pode ser uma estratégia para otimização dos tempos e custos de fabricação na indústria naval.

**Palavras-chave:** Aços TMCP; Resfriamento acelerado; Soldagem com elevado aporte de calor; SAW Tandem.

## Assessment of the TMCP Shipbuilding EH36 Steel Weldability of High Heat Input Submerged Arc Welding Joint

**Abstract:** The welding with high heat input is one of the main strategies used by shipyards in the world to increase their productivity in joining operation activities. However, the thermal cycles due to the welding process may affect the microstructure features and be deleterious to the toughness in the heat affected zone (HAZ). The aim of this study was to evaluate the microstructure and the mechanical properties of the HAZ of the EH36 steel produced by controlled rolling and accelerated cooling compared to a conventional steel of the same grade, both welded with submerged-arc welding with two heat inputs: 76 to 130 kJ/cm. It was observed that the presence of a more refined microstructure in the different regions of the HAZ, associated with a fine base metal grain size and lower carbon equivalent value, were the main factors that contributed to the excellent HAZ toughness of the TMCP steel compared to conventional steel. The results of this study showed that it is possible to obtain welded joints with excellent mechanical properties even using high heat input levels by employing TMCP steel, and its use may be a strategy to optimize the production time and cost in the shipbuilding industry.

**Key-words:** TMCP steels; Accelerated cooling; High heat input welding; SAW Tandem.

### 1. Introdução

Nas últimas décadas, a indústria naval mundial tem passado por um processo de modernização, objetivando a otimização dos custos e tempos de produção e a redução do peso das embarcações. Isso se deve à demanda crescente do transporte marítimo de *commodities*, reflexo do aumento da população e da economia mundial, e da necessidade de embarcações mais seguras, com foco na redução dos acidentes ambientais e nas emissões atmosféricas [1].

<sup>a</sup> Contribuição técnica apresentada e integrante dos Anais do 69º Congresso Anual da ABM, 2014, realizado em São Paulo, SP, Brasil, editado pela Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração – ABM.



Os países asiáticos destacam-se na liderança mundial, sendo considerados os maiores fabricantes de navios de grande porte [2]. Essa hegemonia se deve principalmente à utilização de projetos inovadores de construção naval que, em grande parte, foram possíveis devido ao emprego de aços do tipo *Thermo Mechanical Control Process* (TMCP), pioneiramente desenvolvidos pelas siderúrgicas japonesas na década de 1970 [2,3]. Tais aços permitiram o aperfeiçoamento dos processos de união, dispensando a necessidade de preaquecimento na soldagem com baixo aporte de calor, e a possibilidade de uma maior exploração da soldagem com alto aporte de calor, resultando em um aumento da eficiência das etapas de soldagem durante a fabricação dos navios. Na literatura é possível encontrar trabalhos [2-4] de P&D e de aplicação prática que comprovam a superioridade, principalmente em termos de soldabilidade, dos aços TMCP em relação aos aços convencionais. Porém, no Brasil, quase não existem trabalhos que divulguem as vantagens da aplicação desses aços na construção naval. Nesse contexto, esse trabalho tem como objetivo avaliar a soldabilidade do aço EH36 TMCP de 25 mm de espessura quando soldado com elevados aportes de calor, em comparação com o aço de mesma classe de limite de escoamento produzido por laminação convencional.

## 2. Material e Métodos

### 2.1. Materiais

Foi avaliado o aço estrutural da classe de 36 kgf/mm<sup>2</sup> de limite de escoamento, de 25 mm de espessura, obtido por dois métodos de processamento: (i) (36LC): Material processado por laminação convencional e resfriamento ao ar; (ii) (36RA): Material processado por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. As chapas foram produzidas em escala industrial. A composição química das mesmas pode ser observada na Tabela 1.

As microestruturas características dos aços 36LC e 36RA podem ser observadas na Figura 1. Observa-se que o aço 36LC apresenta um bandejamento microestrutural de ferrita poligonal e perlita. Já no aço 36RA, percebe-se uma microestrutura mais homogênea ao longo da espessura, e a presença, em maior quantidade, de bainita e, em menor quantidade, de ferrita poligonal e perlita, bem mais refinadas do que os constituintes observados no aço 36LC, em função do processo de laminação termomecânica controlada seguido do resfriamento acelerado.

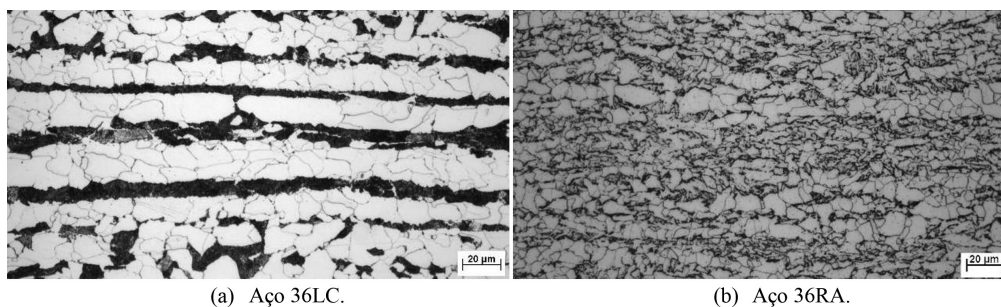
### 2.2. Confeção e caracterização das juntas soldadas

Para cada material, foram soldadas juntas através do processo de soldagem ao arco submerso (SAW) *Tandem Arc* utilizando-se os aportes de calor de 76 e 130 kJ/cm. A direção de soldagem foi transversal à principal direção de laminação. Utilizou-se como consumíveis a combinação arame-fluxo da classe AWS A5.17 - 1997 F/A4-EM12K, sendo o fluxo do tipo aglomerado básico, empregado comumente na construção naval. A composição química e as propriedades mecânicas do metal de solda (MS) puro, sem diluição, estão na Tabela 2. Detalhes dos parâmetros de soldagem e da configuração do chanfro encontram-se na Tabela 3.

**Tabela 1.** Composição química dos aços (% p/p).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Ti	N	Nb+V+Ni	Ceq <sup>a</sup>
36LC	0,16	1,42	0,18	0,020	0,002	0,002	0,0048	0,081	0,41
36RA	0,08	1,53	0,20	0,018	0,001	0,014	0,0036	0,024	0,34

Obs.: a – Ceq = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr+ Mo + V)/5.



**Figura 1.** Microestrutura do metal base. Ataque nital 4%.

Após a soldagem, realizou-se análise química de verificação em amostras retiradas do cordão de solda de todas as juntas soldadas para avaliar o efeito do grau de diluição na composição química do MS. A análise metalográfica em seção transversal à solda foi conduzida em amostras atacadas com reativo nital 4%. Os constituintes microestruturais do MS e da região de grãos grosseiros da ZAC (GGZAC) foram identificados de acordo com a nomenclatura adotada pelo TWI - *The Welding Institute* [6], Tabela 4. A distribuição do tamanho do grão austenítico prévio (TG<sub>γ</sub>) na GGZAC foi determinada através da realização de 33 medições da maior distância entre as ferritas próeutetoides, formadas no contorno de grão da austenita prévia, próximo a linha de fusão (LF). Nessa mesma seção, foi realizado ensaio de dureza Vickers com carga de 3 kgf e distância entre impressões de 0,5 mm no metal base (MB) e no MS e ao longo de toda a extensão da ZAC. A representação esquemática destas medições pode ser vista na Figura 2.

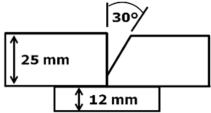
Os ensaios de impacto Charpy-V (Ch V) foram realizados em corpos de prova (cps) confeccionados de acordo com a norma ASTM A370 [7]. Os cps foram retirados a ¼ e a ½ da espessura para avaliação do MS, e a ¼ da espessura para análise das regiões da linha de fusão (LF), LF + 2 mm, LF + 5 mm e LF + 20 mm, Figura 3. A temperatura do ensaio foi de -40°C, que é a mesma especificada para o metal base. Para cada junta soldada foram retirados transversalmente ao cordão de solda 2 cps para o ensaio de tração, confeccionados de acordo com o código ASME, Section IX [8], e ensaiados com base na norma ASTM A370 [7].

A observação das superfícies de fratura dos cps de Charpy foi conduzida em microscópio eletrônico de varredura (MEV). As análises foram realizadas nos cps com entalhe posicionado na LF.

**Tabela 2.** Composição química e valores de propriedade mecânica do MS sem diluição (informação de catálogo) [5].

Composição Química (% p/p).				Propriedades Mecânicas	
C	Si	Mn	Cu	LE = 420 MPa	AI = 30%
0,05	0,24	1,20	0,10	LR = 500 MPa	Ch V (-46°C) = 40J

**Tabela 3.** Parâmetros de soldagem utilizados e configuração do chanfro (valores nominais).

Aporte de Calor (kJ/cm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Nº de passes	Geometria do Chanfro
76	1100 <sup>a</sup>	35 <sup>a</sup>	60	2	
	1000 <sup>b</sup>	38 <sup>b</sup>			
130	1100 <sup>a</sup>	35 <sup>a</sup>	35	1	
	1000 <sup>b</sup>	38 <sup>b</sup>			

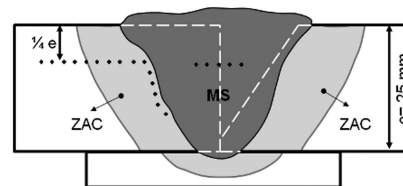
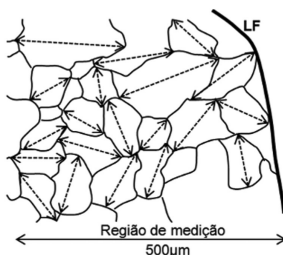
Obs.: a – 1º Eletrodo, fonte do tipo corrente contínua; b – 2º Eletrodo, fonte do tipo corrente alternada.

**Tabela 4.** Nomenclatura dos constituintes microestruturais do MS e da ZAC segundo TWI [6].

Metal de Solda	Zona Afetada pelo Calor
FI = Ferrita intragranular poligonal	FS(N) = Ferrita com segunda fase não alinhada
FA = Ferrita acicular	FN = Ferrita de Widmanstätten intragranular
	FG = Ferrita de contorno de grão
	FS(A) = Ferrita com segunda fase alinhada
	Outros = Pe (Perlita) + FC (Agregado ferrita-carboneto)



(a) Representação da medição do TG<sub>γ</sub> na GGZAC.



(b) Local da medição de dureza Vickers.

**Figura 2.** Representação das regiões em que foram realizadas as medições do TG<sub>γ</sub> e de dureza Vickers.

### 3. Resultados e Discussão

#### 3.1. Análise química e microestrutural do metal de solda

As microestruturas típicas do MS e o resultado da fração volumétrica de cada constituinte são mostrados nas Figuras 4 e 5, respectivamente. De forma geral, percebe-se que o aumento do aporte de calor proporcionou um aumento na proporção de FG e FI, que se formaram a partir da decomposição da austenita em elevadas temperaturas de transformação, favorecidas pelas baixas velocidades de resfriamento dos processos de soldagem com alto aporte de calor. O MS do aço 36RA, para ambos os aportes de calor, apresentou uma microestrutura mais refinada e uma

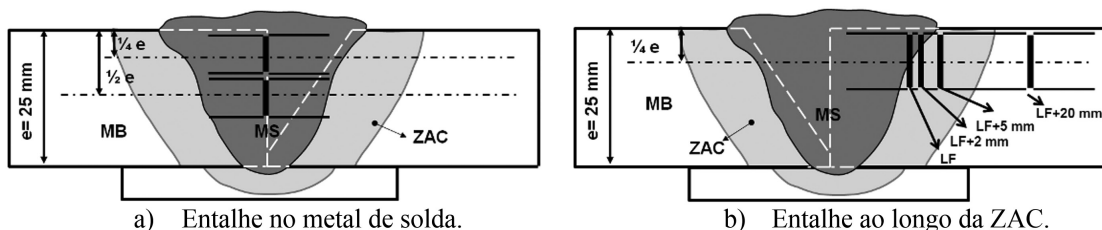


Figura 3. Representação esquemática da posição dos entalhes nos cps para ensaio Charpy.

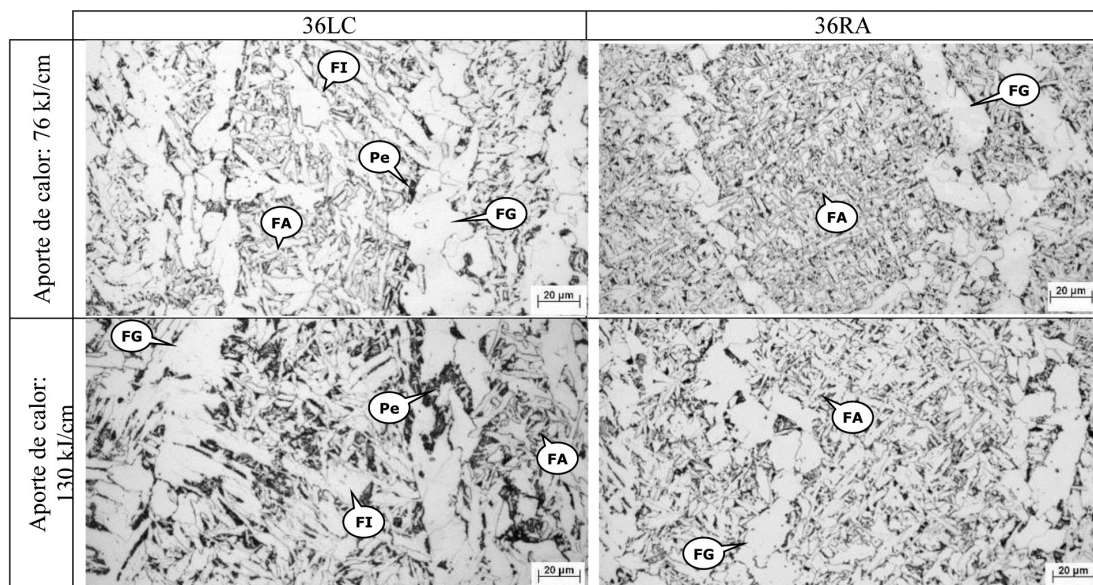


Figura 4. Microestruturas do MS. Ataques nital 4%.

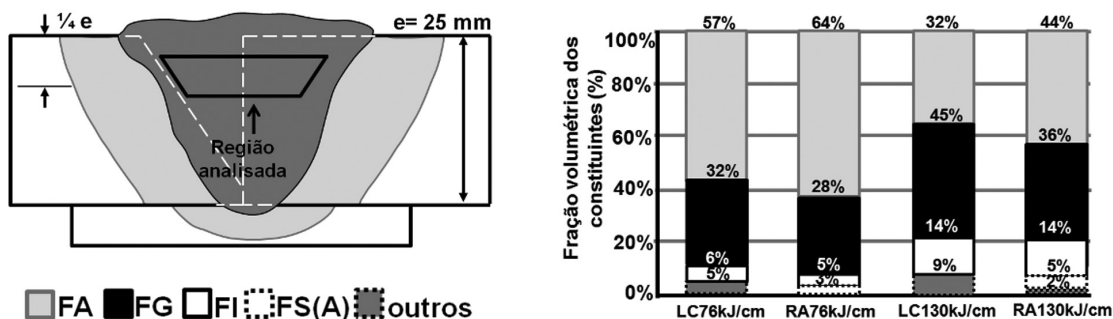


Figura 5. Região de análise química, microestrutural e fração volumétrica dos constituintes no MS. LC76 = junta do aço 36LC soldado com 76 kJ/cm; LC130 = junta do aço 36LC soldado com 130 kJ/cm; RA76 = junta do aço 36RA soldado com 76 kJ/cm; RA130 = junta do aço 36RA soldado com 130 kJ/cm.

maior fração do constituinte FA em comparação com o MS do aço 36LC. O aço 36LC apresentou maior quantidade de Pe, formada preferencialmente junto à FG, sendo que a sua fração aumentou com o aumento do aporte de calor, Figura 5. O maior teor de Pe podem estar relacionados com a diferença significativa de carbono entre os MS das juntas dos aços 36LC em comparação as do aço 36RA, Tabela 5. Uma vez que o processo e parâmetros de soldagem, e o metal de adição foram os mesmos para ambos os aços, essa diferença pode ser atribuída à elevada diluição do MS pelos MB, que apresentam teores distintos de carbono (36LC: C = 0,16%; 36RA: C = 0,08%) em conjunto com as baixas velocidades de resfriamento dos processos de elevado aporte de calor favorecendo a formação da Pe nos contornos da FG.

De qualquer forma, a microestrutura final do MS é controlada pela estrutura primária de solidificação, pelo tamanho de grão da austenita prévia, pelo tipo, distribuição e tamanho de inclusões não metálicas, pelo teor dos diferentes elementos de liga (baixa ou elevada diluição), e pelos ciclos térmicos de soldagem. Todas essas variáveis estão interligadas e a alteração em uma delas acarretará na perturbação das demais, tornando a previsão da microestrutura final do MS complexa quando analisado a influência apenas de um desses fatores separadamente [9].

### 3.2. Análise microestrutural da ZAC

A Figura 6 mostra a seção transversal da ZAC para os aços estudados. Observa-se que a microestrutura apresenta-se mais grosseira próxima à LF e que a GGZAC do aço 36LC é mais extensa do que a do aço 36RA.

A microestrutura da GGZAC pode ser observada na Figura 7. As juntas soldadas do aço 36LC revelaram a presença dos seguintes constituintes microestruturais: FG e Pe nos contornos de grãos da austenita prévia, e FN, FC, FS(A) e FS(N) no interior dos grãos. Para as juntas do aço 36RA, foram observados os mesmos constituintes presentes nas juntas do aço 36LC, porém bem mais refinados. O aumento do aporte de calor de 76 para 130 kJ/cm favoreceu a formação de constituintes mais grosseiros e de mais altas temperaturas de transformação, como FG, FS(A) e FS(N), especialmente na GGZAC das juntas do aço 36LC.

Na região de GGZAC, o MB atinge temperaturas de picos superiores a 1100°C provocando a austenitização e o crescimento de grão de sua estrutura original. Quanto maior o aporte de calor de soldagem empregado, menor será a velocidade de resfriamento e mais efetivo será o crescimento do TG $\gamma$ . Normalmente baixos valores de tenacidade da ZAC de juntas soldadas com elevados aportes de calor são justificados pelos grandes TG $\gamma$  da GGZAC que apresentam contornos de baixo ângulo os quais não oferecem uma boa barreira à propagação de trincas por clivagem [10,11]. Portanto, o TG $\gamma$  é um bom parâmetro que auxilia na interpretação das variações de tenacidade da GGZAC. A Figura 8 mostra a distribuição das medições dos TG $\gamma$  para cada junta soldada. Quando aplicado o aporte de calor de 76 kJ/cm observou-se que o TG $\gamma$ , próximo à LF, para as juntas soldadas RA76 e LC76, variou entre 50-100  $\mu$ m e 100-200  $\mu$ m, respectivamente. Com o aumento do aporte de calor houve um aumento do TG $\gamma$ , sendo que para a junta RA130 ficaram entre 100-250  $\mu$ m e para a junta LC130 entre 200-300  $\mu$ m, conforme observado na Figura 8. O menor TG $\gamma$  para os aços 36RA pode estar associado, principalmente, à presença de precipitados de Ti homogeneamente distribuídos no MB, que dificultaram o crescimento de grão da austenita durante a soldagem [12].

### 3.3. Ensaio de dureza

O perfil de dureza ao longo da ZAC é apresentado na Figura 9. Nota-se que a ZAC das juntas 36RA (C= 0,08%, Ceq = 0,34) apresentaram menores valores de dureza em comparação com as das juntas 36LC (C=0,16%, Ceq = 0,41), justificados pelo seu menor teor de carbono e menor valor de carbono equivalente. Foi verificado, para todas as amostras soldadas do aço 36RA, o amaciamento da ZAC. A maior largura da zona amaciada, 5 mm, foi observada para as juntas soldadas com 130 kJ/cm, que apresentaram na ZAC valores de dureza cerca de 9% menor em relação

**Tabela 5.** Composição química do MS nas juntas soldadas LC76, RA76, LC130 e RA130 (%p/p).

Junta	C	Mn	Si	P
LC76	0,11	1,27	0,25	0,012
RA76	0,063	1,31	0,27	0,008
LC130	0,12	1,34	0,26	0,018
RA130	0,081	1,41	0,26	0,017

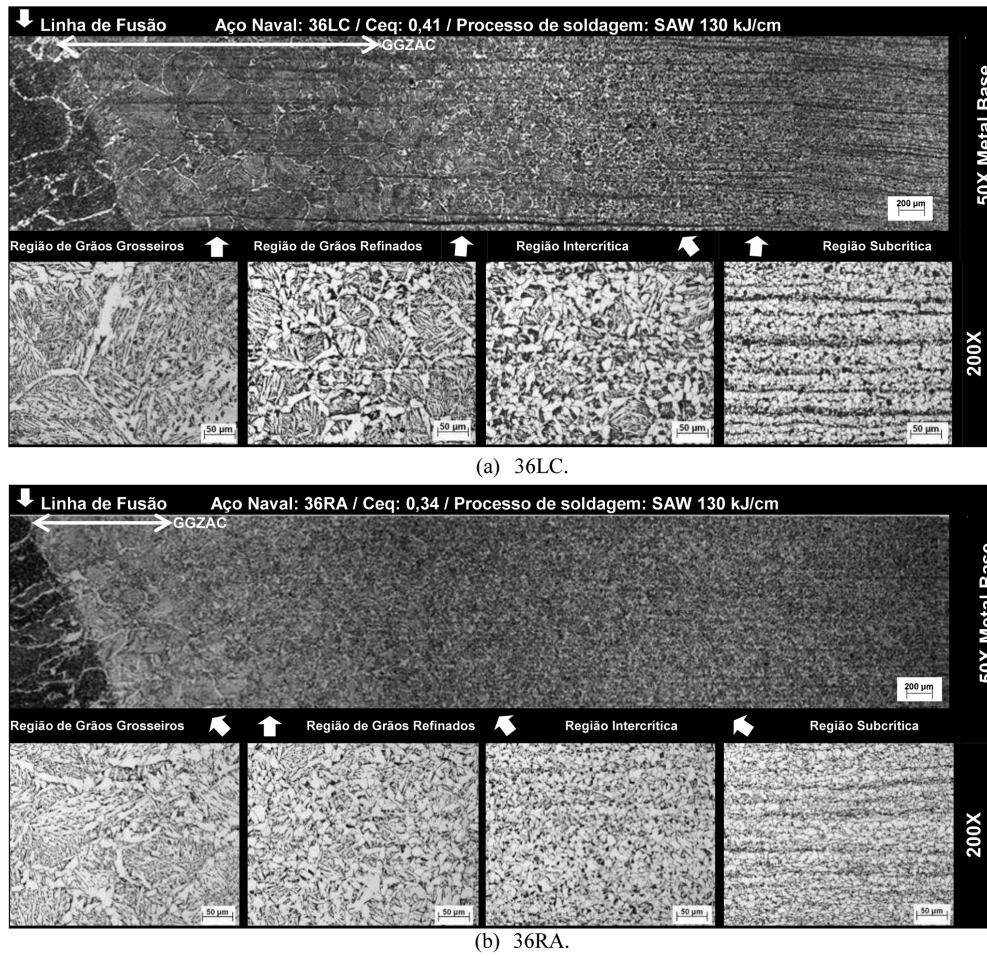


Figura 6. Seção transversal ao cordão de solda das juntas soldadas com 130 kJ/cm. Ataque nital 4%.

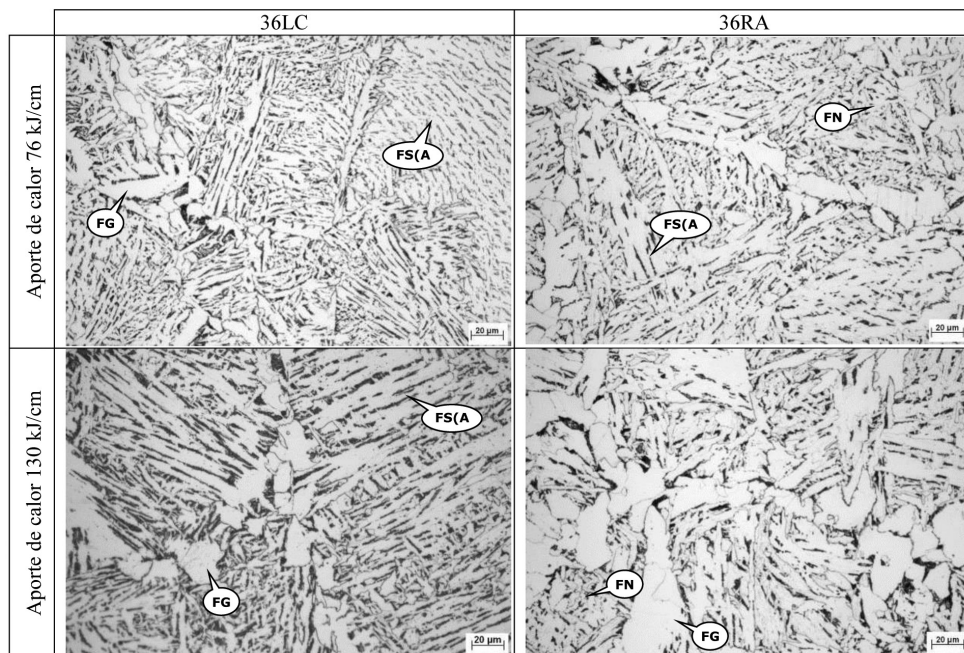


Figura 7. Microestrutura na região GGZAC. Ataque nital 4%.

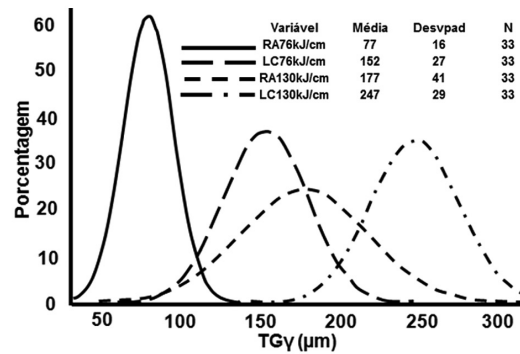


Figura 8. Distribuição de frequência para o tamanho de grão da austenita prévia (TG $\gamma$ ).

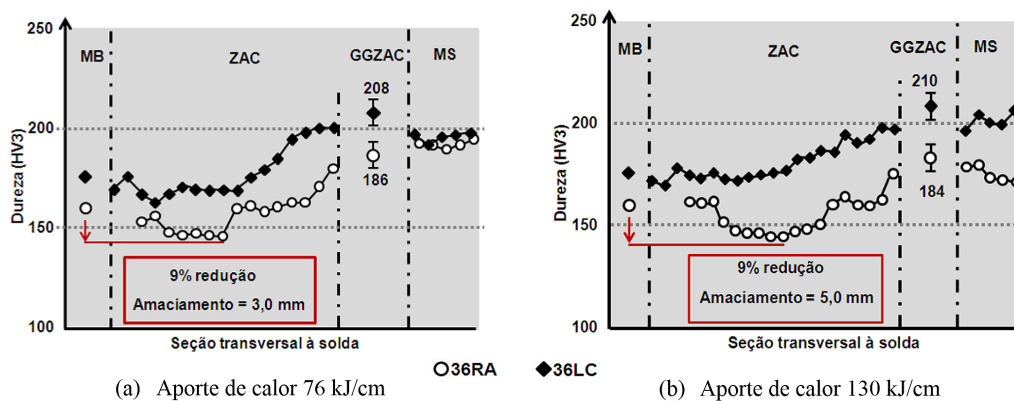


Figura 9. Perfil de dureza Vickers, em seção transversal ao cordão de solda. Carga de 3 kgf.

ao valor do MB. Já para o aço 36LC esse efeito é menos significativo devido ao seu maior carbono equivalente e maior crescimento de grão, o que lhe confere uma maior temperabilidade. Em contrapartida, a presença de constituintes grosseiros e de elevada resistência mecânica, resulta em significativa queda de tenacidade dos aços 36LC. No caso dos aços TMCP, parte da resistência mecânica é obtida através de transformações microestruturais e endurecimento por aumento da densidade de discordâncias, que ocorrem durante o processamento termomecânico e o resfriamento acelerado. Dessa forma, quando os aços 36RA são submetidos a ciclos térmicos de soldagem que proporcionam baixas velocidades de resfriamento, como o caso de soldagem com alto aporte de calor, há a redução da resistência mecânica na região intercrítica e/ou subcrítica da ZAC [13]. Essa parcela não pode ser totalmente restaurada devido ao baixo carbono equivalente deste aço, o que impossibilita a formação de microestruturas de maior resistência mecânica [9]. Porém, segundo a literatura [2,9], para que o amaciamento da ZAC exerça um efeito deletério significativo sobre o desempenho das juntas soldadas a sua extensão deve exceder 25% da espessura da chapa, o que não foi o caso para os materiais avaliados. Na literatura [2,9] também é possível encontrar trabalhos que comprovam que o amaciamento da ZAC não afeta a vida em fadiga de juntas soldadas de aços TMCP, pois o comportamento em fadiga é principalmente afetado pelo fator de concentração de tensão na junta, ou seja, pela forma do reforço do cordão de solda, e não pelas propriedades estáticas em tração do material.

### 3.4. Ensaio de tração

Os resultados obtidos nos ensaios de tração podem ser observados na Tabela 6. O único requisito especificado para as juntas soldadas, segundo as normas navais para qualificação de procedimento de soldagem, é que o limite de resistência (LR) seja superior aos valores especificados para o MB. Sendo assim, todas as juntas podem ser consideradas aprovadas, já que o LR das juntas foram superiores a 490 MPa. O aumento do aporte de calor não afetou as propriedades das juntas soldadas do aço 36LC. Porém, no caso das juntas soldadas do aço 36RA, observa-se uma pequena redução no LR. Os menores valores de LR das juntas soldadas do aço 36RA estão associados à ocorrência preferencial da fratura na região amaciada da ZAC, Figura 9.

### 3.5. Ensaio de impacto Charpy do metal de solda

Os valores médios de energia absorvida em ensaio Charpy-V para os corpos de prova retirados do MS a ¼ e ½ da espessura estão apresentados na Figura 10. Os melhores resultados foram obtidos para as juntas do aço 36RA em especial para os corpos de prova retirados a ½ da espessura das juntas soldadas com aporte de calor de 76 kJ/cm. Essas juntas foram obtidas com deposição de dois passes de solda, de forma que os corpos de prova com entalhe posicionado a ½ da espessura amostraram grande parte da região reaquecida pelo passe subsequente. Sob tais circunstâncias, a microestrutura nessa região exibiu maior refinamento microestrutural, o que é benéfico para tenacidade. Os menores valores de energia absorvida foram observados nas juntas soldadas dos aços 36LC, e podem ser atribuídos à formação de microestruturas grosseiras como FG e FI em detrimento à formação de FA no MS.

Um outro fator que também pode ter contribuído para esses baixos valores de tenacidade dos MS das juntas LC76 e LC130 é a grande quantidade de Pe associada ao constituinte FG, conforme demonstrado no item 3.1. A Figura 11 comprova tal afirmação mostrando a propagação preferencial da fratura ao longo da FG em corpos de prova Charpy retirados do MS da junta LC130. Embora a FG seja um constituinte dúctil, a sua associação com constituintes de maior resistência pode provocar a concentração de deformação na mesma (região mais macia), resultando assim na nucleação de trincas e reduzindo a resistência à fratura por clivagem [8,14,15].

Tabela 6. Resultados obtidos nos ensaios de tração das juntas soldadas.

Metal Base	Limite de Resistência (MPa)			Local da fratura
36RA	602			
36LC	559			
<b>Junta soldada</b>	CP1	CP2	Média	ZAC
LC76	601	598	600	
RA76	552	549	550	
LC130	604	602	603	
RA130	526	537	531	

Limite de resistência para aço naval EH36: 490-620 Mpa.

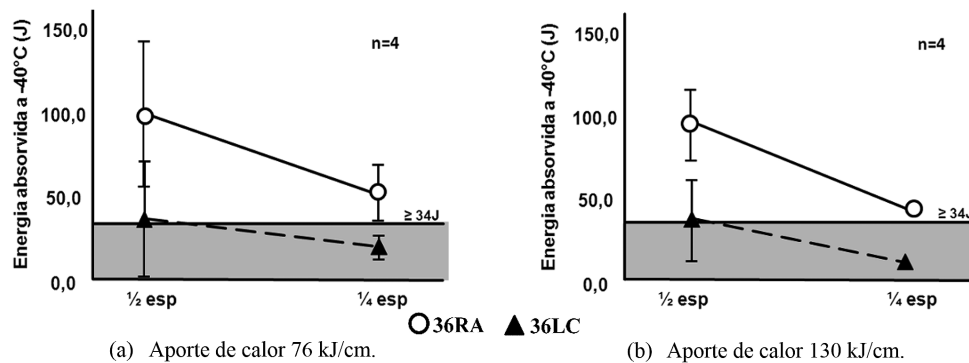


Figura 10. Energia absorvida durante ensaio de impacto Charpy-V em corpos de prova retirados no MS.

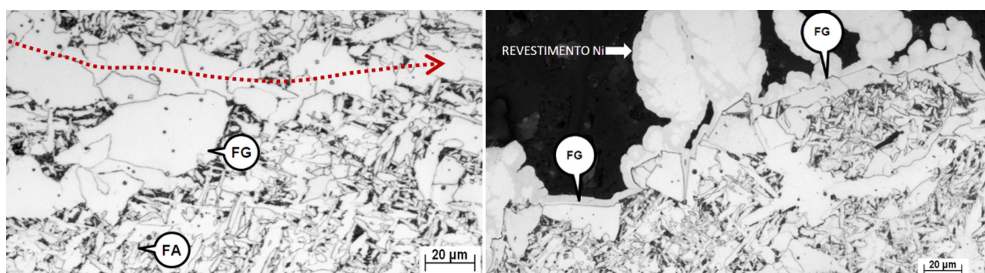


Figura 11. Seção transversal de corpo de prova Charpy da junta LC130 kJ/cm com entalhe posicionado no MS, evidenciando a propagação da fratura na PF(G). Ataque Nital 4%.



Uma outra forma de justificar as variações de tenacidade do MS pode ser feita através da sua composição química. A Figura 12a [16] e a Figura 12b [17] foram retiradas da literatura e demonstraram que MS obtido por processos SAW de elevado aporte de calor (elevada diluição) tem sua tenacidade influenciada pela composição química do MB, especialmente pelo teor de carbono, o qual influencia negativamente na temperatura de transição do MS. No presente trabalho, o MS do aço 36LC apresentou maior teor de carbono (LC76: C = 0,11 e LC130: C = 0,12) em comparação ao do aço 36RA (RA76: C = 0,06 e RA130: C = 0,08) o que também pode ter sido uma das causas para a menor tenacidade do MS desses aços.

Vale ressaltar que os aportes de calor avaliados nesse estudo foram superiores aos normalmente empregados para juntas soldadas com requisitos de impacto Charpy a  $-40^{\circ}\text{C}$  que utilizam a combinação F7A4-EM12K, reforçando a necessidade da escolha adequada do consumível de soldagem não apenas em função dos requisitos de projeto, mas também em relação ao MB e ao procedimento de soldagem aplicado. Contudo, mesmo com elevados aportes de calor, observou-se valores satisfatórios de energia absorvida em relação às normas de qualificação de procedimentos de soldagem navais (min. 34J) para o aço 36RA, evidenciando que esse aço favoreceu a tenacidade também no metal de solda, devido à alta diluição em soldas com elevado aporte de calor.

### 3.6. Ensaio de impacto Charpy na ZAC

A comparação entre os valores médios de energia absorvida é apresentada nos gráficos da Figura 13. Todos os valores para a ZAC das juntas do aço 36RA foram superiores ao especificado para o metal base. O menor valor individual, 111J, foi registrado na linha de fusão da junta RA130, mesmo assim muito superior à energia mínima especificada para o grau EH36 (34J a  $-40^{\circ}\text{C}$ ). Por outro lado, observa-se que todos os resultados do aço 36LC foram inferiores aos do aço 36RA, sendo que todos os corpos de prova com entalhe posicionado na LF tiveram resultados abaixo do mínimo especificado. Para esse mesmo aço verificou-se que, para o aporte de calor de 130

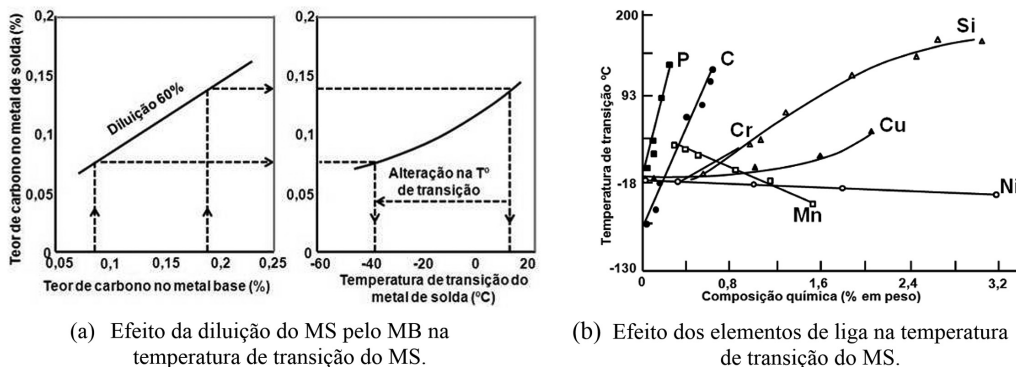


Figura 12. Efeito da diluição e do teor de carbono do MB na temperatura de transição do MS [16,17].

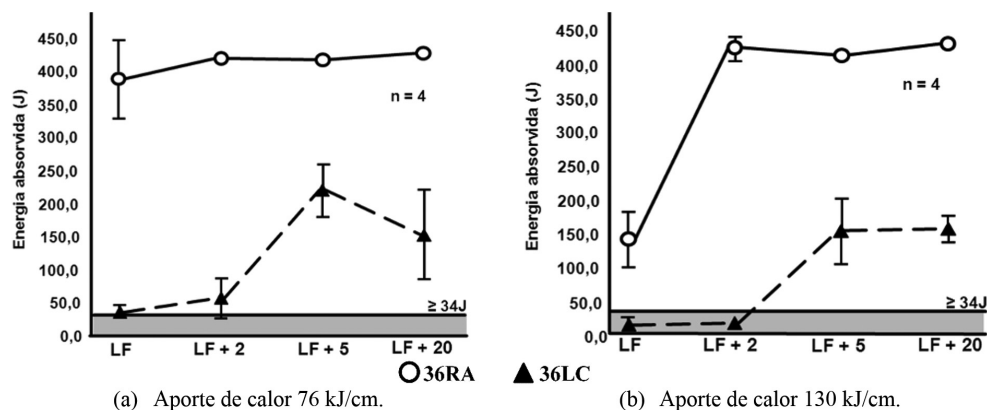


Figura 13. Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V em corpos de prova retirados na ZAC.

kJ/cm, junta LC130, além da LF, os corpos de prova retirados na posição LF + 2 mm também ficaram abaixo do especificado.

Há vários fatores que podem ter contribuído para os excelentes resultados de tenacidade das juntas do aço 36RA em relação aos das juntas do aço 36LC. Dessa forma, para tentar evidenciar tais fatores foram realizadas análises macroestrutural e microestrutural em plano transversal à ponta do entalhe e análise da superfície de fratura nos corpos de prova Charpy-V com entalhe posicionado na LF.

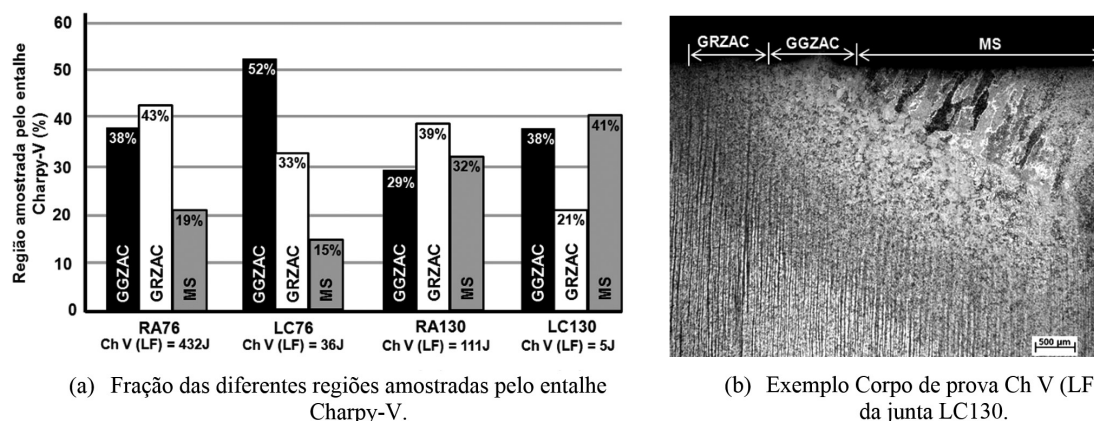
### 3.6.1. Análise macroestrutural dos corpos de prova Charpy-V (LF)

O espalhamento dos resultados em teste de impacto Charpy-V para avaliar a tenacidade da ZAC pode ser elevado e geralmente estão associados à dificuldade no correto posicionamento do entalhe [14]. Segundo Kudoh e Pisaroki [18], 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. Dessa forma, com o objetivo de determinar as razões para a ocorrência da dispersão de valores de energia absorvida observadas, foi realizada análise metalográfica nos corpos de prova com entalhe na LF e os resultados são apresentados na Figura 14. Observa-se que ao longo da ponta do entalhe de todos os corpos de prova há regiões constituídas por MS, que apresentou baixos valores de energia absorvida, e por GGZAC, que é tradicionalmente considerada como região localizada de fragilização [8,14,15]. Também é possível verificar que os corpos de prova das juntas RA130 e LC130 foram os únicos que apresentaram uma proporção de MS superior a 30% na extensão do entalhe, podendo ser esta, uma das razões para os menores valores de energia absorvida desses corpos de prova.

Já os corpos de prova das juntas LC76 e RA76 apresentaram uma grande proporção de GGZAC sendo o restante composto pela região de grãos refinados da ZAC (GRZAC) e por MS que foi inferior a 20% para ambas as juntas. Nesses casos os fatores que dominaram a tenacidade desses corpos de prova podem ser atribuídos às diferenças microestruturais da ZAC entre os dois aços, especialmente para o corpo de prova retirado da LF da junta RA76, que apresentou 432 J. Nesse corpo de prova foi observado que 43% da ponta do entalhe era composta pela microestrutura refinada, típica da região de transição entre a região de grãos grosseiros e grãos refinados da ZAC, o que justifica a sua melhor tenacidade.

### 3.6.2. Análise da superfície de fratura dos corpos de prova Charpy-V (LF)

Na Figura 15 está mostrada a superfície de fratura de alguns corpos de prova. Observa-se que com o aumento do aporte de calor e, conseqüentemente, com a redução da taxa de resfriamento, há um aumento qualitativo do tamanho das facetas de clivagem. As fraturas referentes ao aço 36RA, quando comparados com as do aço 36LC soldados na mesma condição, apresentaram menores tamanhos de facetas de clivagem. Segundo Alé [14] o tamanho da faceta de clivagem está relacionado ao tamanho dos pacotes, que são regiões com a mesma

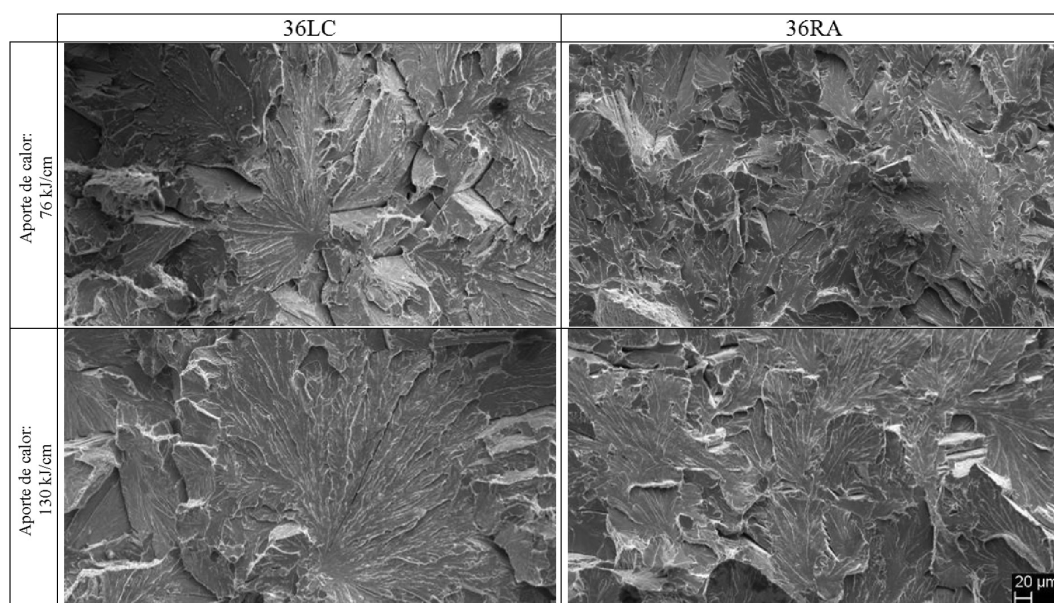


**Figura 14.** Fração das diferentes regiões microestruturais amostradas pelo entalhe dos corpos de prova Charpy-V da LF para todas as juntas soldadas.

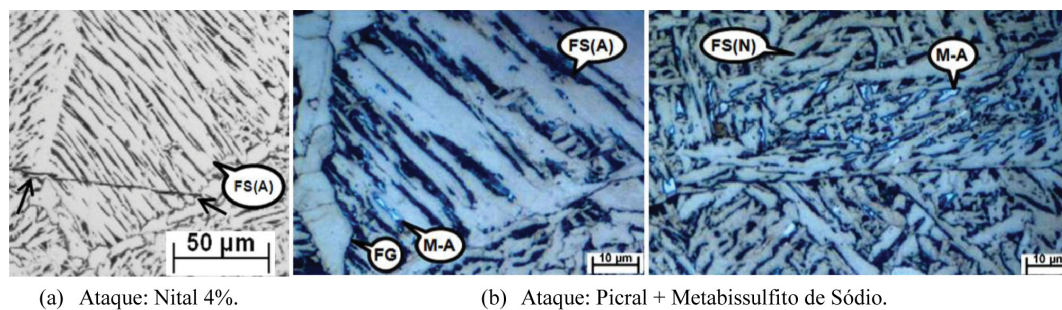
orientação cristalográfica formadas dentro de um mesmo grão austenítico prévio. Esses pacotes servem como barreira à propagação das trincas, determinando, uma correlação entre o tamanho das facetas e o tamanho dos pacotes. Quanto menor o  $TG_{vp}$ , menor o tamanho dos pacotes e, portanto, menor o tamanho das facetas. Já foi demonstrado na Figura 8, que os aços 36RA apresentaram menor o  $TG_{vp}$  em comparação as juntas soldadas dos aços 36LC, podendo ser outro fator que contribuiu para melhor tenacidade dos aços 36RA.

### 3.6.3. Análise microestrutural dos corpos de prova Charpy-V (LF)

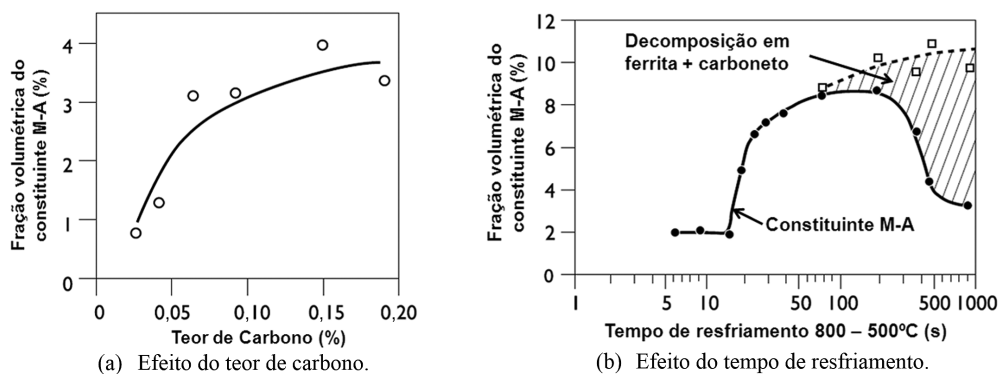
Como já evidenciado no item 3.2, foram observadas microestruturas mais grosseiras e de alta temperatura de transformação, como FG, FS(A) e FS(N), nas juntas do aço 36LC do que nas do aço 36RA. Na Figura 16 é mostrada a análise microestrutural realizada em seção transversal à superfície de fratura do corpo de prova Charpy V retirado da LF da junta LC76. Observa-se nas Figuras 16a trincas secundárias de clivagem ocorrendo em planos ortogonais dentro de um mesmo pacote de FS(A), que é um forte indício de sua baixa resistência à clivagem, e a presença de microfases M-A em constituintes FS(A) e FS(N), Figura 16b. Segundo a literatura [8,14,15], as microfases M-A dos constituintes FS(A) e FS(N) são sítios que facilitam a nucleação da fratura por clivagem na GGZAC. Kirkwood [12] comenta que materiais com maiores teores de carbono, quando soldados com maiores aportes de calor (elevados tempos de resfriamento), possuem uma maior tendência à formação de constituintes frágeis do tipo M-A devido



**Figura 15.** Superfície de fratura de corpos de prova Charpy-V observados via MEV. Entalhe posicionado na linha de fusão. Temperatura de ensaio  $-40^{\circ}\text{C}$ .



**Figura 16.** Seção transversal à superfície de fratura de corpo de prova Charpy com entalhe posicionado na LF da junta LC76 evidenciando (a) trincas secundárias (seta) ao longo do constituinte FS(A) e (b) M-A como segunda fase dos constituintes FS(A) e FS(N) na região de grãos grosseiros (GGZAC).



**Figura 17.** Efeito do teor de carbono e da velocidade de resfriamento na formação de M-A na GGZAC segundo Kirkwood [12].

ao enriquecimento em carbono da austenita provocado pela expulsão de carbono da ferrita que possui menor solubilidade, Figura 17. Observou-se que o maior teor de carbono favoreceu ao aumento da resistência mecânica do aço 36LC, porém contribuiu, para a formação de uma maior quantidade de constituintes mais grosseiros e frágeis [2,12,14] como FS(A) e FS(N) e microfases M-A na GGZAC das juntas LC76 e LC130 em relação a das juntas do aço RA36. Podem ser estes também outros fatores que contribuíram para os menores valores de tenacidade do aço 36LC.

#### 4. Conclusão

Diante dos resultados apresentados, pode-se concluir que o aço 36RA produzido via laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, soldado a arco submerso unilateralmente com 76 e 130 kJ/cm de aporte de calor e empregando os consumíveis comumente utilizados na indústria naval, apresenta resultados superiores de soldabilidade em relação ao aço 36LC produzido por laminação convencional. Foi mostrado que o aço 36RA pode ser soldado com elevado aporte de calor sem deterioração de suas propriedades mecânicas, em especial da tenacidade, o que se constitui em uma excelente alternativa para aumento de produtividade dos estaleiros nacionais.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem às Instituições pelo apoio prestado na execução do presente trabalho: A ESAB pelo fornecimento dos consumíveis e execução da soldagem e a USIMINAS pelo fornecimento do material base e, em especial, as equipes dos Laboratórios de Metalurgia Física e de União de Materiais pela confecção dos corpos de prova, execução e realização de todas as análises apresentadas nesse trabalho.

#### Referências

- [1] Lloyd's Register [página da internet]. 2013 [acesso em 2 abr. 2013]. Disponível em: [http://www.lr.org/about\\_us/](http://www.lr.org/about_us/).
- [2] Imai S. Recent progress and future trends for shipbuilding steel. *Welding International*. 2008;22(11):755-761.
- [3] Meester B. The Weldability of modern structural TMCP steels. *ISIJ International*. 1997;37(6):537-551. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.37.537>.
- [4] Furuya H, Aihara S, Morita K. A new proposal of HAZ toughness evaluation method -- Part 1: HAZ toughness of structural steel in multilayer and single-layer weld joints. *Welding Journal*. 2007;86(1):1s-8s.
- [5] ESAB. Catálogo de produto para soldagem e corte. Contagem: ESAB; 2011.
- [6] The Welding Institute – TWI. Introductory Notes on Metallography of Welds in C-Mn Steels. Cambridge: TWI; 1984.
- [7] ASTM International. ASTM A370: Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. West Conshohocken: ASTM International; 2008.
- [8] TREINASOLDA. Qualificação de Soldagem ASME IX. Osasco: TREINASOLDA; 1980.
- [9] Kawano H. Fatigue strength of Thermo-Mechanically Controlled Process Steel and its weld joint. In: *Proceedings of The Twelfth International Offshore and Polar Engineering Conference*; 2002 May 26-31; Kitakyushu, Japan. Kitakyushu: The International Society of Offshore and Polar Engineers; 2002. p. 368.
- [10] Fairchild DP. Local brittle zones in structural welds. In: *Welding Metallurgy of Structural Steels: Proceedings of an International Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels*; 1987; Warrendale, USA. Warrendale: TMS/AIME; 1987. p. 303-318.

- [11] Koo JV, Ozekcin A. Local brittle zones microstructure and toughness in structural steel weldments. In: *Welding Metallurgy of Structural Steels: Proceedings of an International Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels*; 1987; Warrendale, USA. Warrendale: TMS/AIME; 1987. p. 119-136.
- [12] Kirkwood P. Niobium and heat affected zone mythology. In: *Proceedings of the International Seminar on Welding of High Strength Pipeline Steels*; 2011 November 27-30; Araxá, Brasil. Araxá: CBMM; 2011. p. 23-64.
- [13] Hochhauser F, Ernst W, Rauch R, Vallant R, Enzinger N. Influence of the soft zone on the strength of welded modern Hsla steel. *Welding in the World*. 2012;56(5-6):77-85. <http://dx.doi.org/10.1007/BF03321352>.
- [14] Alé RM. Efeito da adição de Cu e Ni nas propriedades mecânicas e microestrutura da ZAC de aços C-Mn Microligados ao Nb [tese de doutorado]. Rio de Janeiro: Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro; 1994.
- [15] Silva RF. Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado [dissertação de mestrado]. Universidade Federal de Minas Gerais; 2010.
- [16] Rauch R. Advantage of TM steel in welding fabrication. In: *Proceedings of the International Welding Conference*; 1990; Viena, Áustria. Austria: MIS-IX; 1990. p. 1947-1991.
- [17] Sankar J. The effect of submerged arc welding variables on the structure and mechanical behavior of pressure vessel steel weldments. Bethlehem: Lehigh University; 1983.
- [18] Pisarski HG. Exploratory studies on the fracture toughness of multipass welds with LBZ. In: *Proceedings of the Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steel*; 1987 February; Denver, USA. Denver: TMS; 1987. p. 263-275.