CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAL DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDO A TRATAMENTOS TÉRMICOS

Diego Santos de Moura

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca-CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Rio de Janeiro
Abril / 2016

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAL DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDO A TRATAMENTOS TÉRMICOS

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca-CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Diego Santos de Moura

Aprovada por:

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc. (Orientador)

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc. (Coorientador)

Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc. (CEFET/RJ)

Leonardo Salles de Araújo, D.Sc.(COPPE-UFRJ)

Rio de Janeiro
Abril / 2016

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

M929 Moura, Diego Santos de
Propriedades mecânicas e microestruturais de metal de solda de alta resistência submetido a tratamentos térmicos / Diego Santos de Moura.—2016.
ix, 35f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2016.
Bibliografia : f. 32-35
Orientadores : Luís Felipe Guimarães de Souza
Jorge Carlos Ferreira Jorge

1. Engenharia mecânica. 2. Metais – Propriedades mecânicas. 3. Metais – Tratamento térmico. 4. Microestrutura. 5. Solda e Soldagem. I. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient.). II. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). III. Título.

CDD 620.1692

AGRADECIMENTOS

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca pela oportunidade da realização deste curso.

Aos professores Luís Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.) e Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.), meus prezados orientadores, pelos valiosos ensinamentos, dedicação, paciência e sinceridade, fundamentais para conclusão deste desafio.

À equipe de professores do PPEMM/CEFET/RJ, pelos conhecimentos transmitidos nas disciplinas que foram ministradas ao longo deste curso.

À FLUKE ENGENHARIA, pelo inestimável auxílio na preparação das amostras que nos permitiram a realização deste curso.

Às agências de fomento CNPq, CAPES e FAPERJ pelo suporte financeiro.

RESUMO

PROPRIEDADES MECÃNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAL DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDO A TRATAMENTOS TÉRMICOS

Diego Santos de Moura

Orientadores:
Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.
Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Resumo da dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca-CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

O presente trabalho tem como objetivo apresentar uma avaliação das propriedades mecânicas de metal de solda de alta resistência, obtido com um eletrodo revestido em desenvolvimento do mercado nacional, estudando a influência do tratamento térmico pós-soldagem na relação tenacidade / microestrutura. Para isto, foram realizadas soldagens multipasse pelo processo eletrodo revestido com preaquecimento de 200ºC em chapas de dimensões 750x150x19 mm em aço ASTM A-36, na posição plana e energia de soldagem média de 1,80 kJ/mm, respectivamente. Posteriormente, realizaram-se tratamentos térmicos pós-soldagem a 580, 600 e 620ºC por 1 hora, sendo esta condição comparada com a condição de como soldada. Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, de dureza e metalográficos para caracterização de propriedades mecânicas e microestruturais respectivamente. Os resultados mostraram uma queda da tenacidade ao impacto devido à ocorrência de constituintes de baixa tenacidade.

Palavras-chave:
Metal de solda; Microestrutura; Propriedades mecânicas; Tratamento Térmico

Rio de Janeiro
Abril / 2016

ABSTRACT

MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF A HIGH STRENGTH STEEL WELD METAL AFTER POST WELDING HEAT TREATMENTS

Diego Santos de Moura

Advisors:
Prof. Luis Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.
Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca-CEFET/RJ as partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Mechanical Engineering and Materials Technology.

This work aims to conduct an evaluation of the mechanical and microstructural properties of a high strength steel weld metal obtained by SMAW process with stick electrodes in development available in the brazilian market. The influence of the post welding heat treatment (PWHT) on the toughness / microstructure relationship was evaluated. Multipass welding was performed by shielded metal arc welding (SMAW) process with preheating of 200ºC in plates of dimensions 750x150x19 mm on ASTM A-36 steel as base metal, in the flat position and an average heat input of 1.80 kJ/mm. Subsequently, post-weld heat treatments at 580, 600 and 620°C for 1 hour were performed, and these conditions were compared with the as welded condition. Charpy-V impact, hardness tests and metallographic examination were performed for evaluation of the mechanical properties and microstructural characterization, respectively. The results showed a reduction on impact toughness due to the presence of low toughness constituents.

Keywords:
Weld metal; Microstructure, Impact toughness; Post weld heat treatment.

Rio de Janeiro

April / 2016

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO 1

I. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3

I.1 – Metais de solda para aços de alta resistência 3

I.2 – Efeito do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) em metais de solda de alta resistência 9

II. MATERIAIS E MÉTODOS 14

II.1 – Materiais 14

II.1.1 – Material de Base 14

II.1.2 – Material de Adição 14

II.2 – Procedimento de Soldagem 14

II.3 – Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem (TTPS) 16

II.4 – Análise Química 16

II.5 – Ensaios Mecânicos 16

II.5.1 – Ensaio de Impacto Charpy-V 16

II.5.2 – Ensaios de Dureza 17

II.6 – Ensaios Metalográficos 18

III. RESULTADOS E DISCUSSÃO 19

III.1 – Composição Química e Propriedades Mecânicas 19

III.2 – Relação Tenacidade X Microestutura 24

CONCLUSÕES 30

SUGESTÕES 31

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 32

LISTA DE FIGURAS

Figura I.1 – Efeito do Ni e Mn na microestrutura do metal de solda..... 6
Figura I.2 - Previsão da tenacidade ao impacto utilizando Redes Neurais e resultados experimentais dos efeitos da concentração de Ni e Mn na tenacidade à -60°C..... 7
Figura I.3 - Relação entre o limite de resistência e a tenacidade ao impacto a -20°C de metais de solda 9
Figura I.4 – Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem a 600°C sobre o limite de resistência 12
Figura I.5 – Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem de 600°C..... 13
Figura II.1 – Detalhes da geometria da junta utilizada 14
Figura II.2 – Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm)..... 17
Figura II.3 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers 17
Figura II.4 – Detalhamento da região da junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm)..... 18
Figura III.1 – Diagrama de resfriamento contínuo previsto 20
Figura III.2 – Previsão de microestrutura a partir da composição química..... 20
Figura III.3 – Relação entre carbono equivalente e limite de resistência 21
Figura III.4 – Variação da dureza Vickers com o tratamento térmico pós-soldagem..... 22
Figura III.5 – Macrografia da junta soldada. Ataque: nital 2%..... 23
Figura III.6 – Micrografia ótica com baixo aumento da região central dos metais de solda. Aumento: 12,5X. Ataque: nital 2%..... 23
Figura III.7 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V dos metais de solda 25
Figura III.8 - Microestrutura do metal de solda quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2% 26
Figura III.9 - Microestrutura do metal de solda quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2% 27
Figura III.10 – Ocorrência precipitação no contorno de grão 28
(a) TTPS – 580 °C e (b) TTPS – 600 °C. Ataque: Nital 2%..... 28
Figura III.11 – Detalhe de bainita grosseira (Bc) no metal de solda no estado como soldado. Ataque: Nital 2%..... 29
Figura III.12 – Detalhe de martensita de baixa tenacidade (Mb) no metal de solda tratado termicamente a 580 °C. Ataque: Nital 2% 29

LISTA DE TABELAS

Tabela I.1 - Propriedades mecânicas dos aços. 4
Tabela I.2 - Composição química dos metais de solda (% em peso). 7
Tabela I.3 - Composição química dos metais depositados (% em peso). 8
Tabela I.4 - Requisitos de propriedades mecânicas para consumíveis. 10
Tabela I.5 - Conjunto de resultados de propriedades mecânicas obtidas para metais de solda em trabalhos anteriores. nas condições e como soldado e após TTPS. 11
Tabela I.6 - Composição química do metal depositado (% em peso). 12
Tabela II.1 – Composição química do metal de solda prevista pelo fabricante. 14
Tabela II.2 – Parâmetros da soldagem utilizados. 15
Tabela II.3 – Tempos de resfriamento entre 800 °C e 500 °C calculados para os metais de solda em função das condições experimentais utilizadas. 15
Tabela III.1 - Composição química do metal de solda obtido e composição prevista pelo fabricante do consumível. 19
Tabela III.2 – Resultados da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 (%). 22
Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V realizados à -20 °C (%). 24

INTRODUÇÃO

O grande potencial exploratório do petróleo em águas profundas motiva a busca de um conhecimento tecnológico necessário para viabilizar a exploração e produção em alto mar. Paralelamente à busca de novas tecnologias de exploração e produção, a diminuição do risco de falha estrutural em unidades de exploração do tipo offshore, tornou-se uma preocupação constante do setor, uma vez que falhas estruturais podem significar elevados custos decorrentes da utilização parcial de equipamentos, manutenção extemporânea, parada de produção, perdas materiais e, principalmente, perdas humanas e danos ao ecossistema (GOMES et al., 2013).

Na utilização de estruturas soldadas observa-se a importância crescente da necessidade de juntas soldadas com propriedades mecânicas adequadas às condições de serviço, cujas exigências podem inviabilizar um reparo por soldagem, caso não apresente a confiabilidade exigida. No caso de operações “offshore”, a confiabilidade depende fundamentalmente da segurança das linhas de ancoragem (GOMES et al., 2013).

A adoção da soldagem na fabricação e/ou reparo de componentes para sistemas de ancoragem de unidades flutuantes demanda normas específicas para materiais adequados (ABS GUIDE., 1999; IACS W22., 2011). Segundo JORGE et al. (2011), dependendo da aplicação, as regras específicas podem levar à definição de requisitos extremamente complexos, visto haver na maior parte dos casos a necessidade de se associar um elevado valor de limite de resistência com uma elevada tenacidade ao impacto, tais como 860 MPa e 50 joules à -20°C (JORGE et al., 2011). Este nível de exigência torna a soldagem destes componentes um grande desafio em termos não somente da definição do procedimento de soldagem mais adequado, como, principalmente na seleção e/ou desenvolvimento de consumíveis adequados para a aplicação.

Neste contexto, o presente trabalho faz parte de um programa de pesquisas que tem como objetivo o desenvolvimento de procedimentos de soldagem para amarras e acessórios para a aplicação em sistemas de ancoragem de plataformas de petróleo. Já foram desenvolvidos diversos estudos (COUTO et al. 2014, FARAGASSO et al. 2011, GOMES et al. 2013, HARRISON et al. 1987, JORGE et al. 2007, 2013, KARLSSON et al. 2004, KEEHAN et al. 2004, 2006, KHANG et al. 2000, LORD et al. 1999, MOSCIARO et al. 1995, RAMIREZ et al. 2009, SALVADOR et al. 1995, SURIAN et al. 2010, SVENSSON. 1999, 2007, VAN DER MEE et al. 2002, WIDGERY et al. 2002 e ZHANG et al. 1997), onde é destacada a importância das amarras no desempenho dos sistemas de ancoragem e a consequentemente integridade da segurança das operações com unidades flutuantes.

É importante observar que existem poucos trabalhos que tratam dos efeitos do tratamento térmico pós-soldagem em metais de solda de alta resistência. Desta forma, o

presente trabalho visa avaliar o efeito de tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) realizados a 580, 600 e 620°C por 1h, nas propriedades mecânicas e microestruturais de metal de solda obtido a partir de um consumível nacional desenvolvido para a obtenção de resistência mecânica e tenacidade ao impacto, da ordem de 860 MPa e 50 joules à -20°C, respectivamente.

I. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1 – Metais de solda para aços de alta resistência

O desenvolvimento de aços de alta resistência tem possibilitado diversas aplicações trazendo como principal vantagem à redução de peso das estruturas (SVENSSON, 1999; SALVADOR et al., 1995), podendo-se citar como exemplos as aplicações em oleodutos; gasodutos e estruturas offshore, entre outras (VAN DER MEE et. al., 2002). Paralelamente, se faz necessário o desenvolvimento de consumíveis de soldagem e processos apropriados para estas aplicações. Embora disponíveis desde a década de 60 (WIDGERY et. al., 2002), os metais de solda com limites de escoamento da ordem de 690 MPa e superiores foram utilizados em uma escala limitada e com muitas precauções, principalmente para propósitos militares. Com o aumento da demanda pela aplicação dos aços de alta resistência, uma ampla gama de processos de soldagem foi disponibilizada, envolvendo técnicas que possibilitam a aplicação com elevada produtividade e variações de processos, podendo-se citar como principais exemplos, os eletrodos revestidos para soldagem na posição vertical descendente e o processo arame tubular. Uma das principais questões que envolvem a aplicação de metais de solda de alta resistência está relacionada aos mecanismos utilizados para a obtenção de resistências elevadas. Na formulação dos consumíveis para soldagem é reconhecido (SVENSSON, 1999; VAN DER MEE et. al., 2002; WIDGERY et. al., 2002) que uma maior tolerância aos efeitos do ciclo térmico da soldagem é obtido com sistemas baseados em maiores percentuais de elementos de liga, o que leva a uma maior dificuldade em se obter metais de solda com níveis de tenacidade ao impacto desejado, em particular onde as microestruturas predominantes para os metais de solda de alta resistência consistem em bainita e martensita. Outro aspecto, ainda relacionado a estas estruturas, diz respeito à tendência para fissuração a frio do metal de solda e as situações em que se faz obrigatório à utilização de tratamentos térmicos pós-soldagem que levam a uma queda significativa da resistência mecânica do metal de solda. Outra questão de importância na utilização de estruturas soldadas diz respeito a situações da aplicação de reparo por soldagem, as quais podem ser inviabilizadas caso não apresentem a confiabilidade exigida. No caso de estruturas “offshore”, a confiabilidade depende fundamentalmente da segurança das linhas de ancoragem (GOMES et al., 2013). Além da necessidade de desenvolvimento tecnológico, ressalta-se a preocupação com a questão dos custos, cujos níveis têm levado fabricantes de componentes e estruturas marítimas a dedicarem atenção especial à elaboração de procedimentos de fabricação e reparo, apoiados em fundamentos técnico-científicos consistentes (MOSCIARO et al., 1995). Estima-se que o valor da recuperação por soldagem de um equipamento danificado possa variar de 10% até 30% do valor de um novo.

No caso de componentes para ancoragem de plataformas, existem regras específicas para materiais adequados (ABS, 1999; IACS W22, 2011). Dependendo da aplicação, as regras específicas podem levar a definição de requisitos extremamente complexos, visto haver na maior parte dos casos a necessidade de se associar elevados níveis de resistência a tração e alta tenacidade ao impacto, tais como 860MPa e 50 joules à -20°C.

Para efeito de informação, a Tabela I.1 mostra as propriedades mecânicas especificadas para os diversos graus de aços utilizados para os equipamentos de ancoragem para plataformas, de acordo com a norma "International Association of Classification Societies" (IACS W22, 2011), que unificou os requisitos de todas as Sociedades Classificadoras Navais para estes equipamentos, com destaque para o aço grau R4, com ampla utilização nas amarras e acessórios de ancoragem nos dias atuais.

Tabela I.1 - Propriedades mecânicas dos aços segundo a norma IACS W22 (2011).

Grau do Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	Ecv (J)		
					Temperatura de ensaio (°C)	Metal base	Metal de Solda
R3	410	690	17	50	0	60	50
					-20	40	30
R3S	490	770	15	50	0	65	53
					-20	45	33
R4	580	860	12	50	-20	50	36
R4S	700	960	12	50	-20	56	40
R5	760	1000	12	50	-20	58	42

Onde: LE – limite de escoamento; LR – limite de resistência; Al – alongamento; RA – redução de área; E_{cv} – energia Charpy-V.

Segundo JORGE et al. (2013), este elevado nível de exigência de propriedades mecânicas torna a soldagem destes componentes um grande desafio em termos não somente da definição do procedimento de soldagem, como também na seleção e/ou desenvolvimento de consumíveis adequados para a aplicação.

Ainda segundo estes autores JORGE et al. (2013), é importante ressaltar que, mesmo as normas de qualificação de consumíveis de soldagem, tais como AWS A 5.5 (1996) e MIL-E-22200/1F (1981), ainda não definem os critérios de aprovação de consumíveis para esta aplicação, visto que estas normas limitam-se à consumíveis com resistência máxima de 120Ksi (830MPa), portanto, insuficiente para atendimento do requisito mínimo de aço como o grau R4, isto é, 860MPa de tensão de limite de resistência (JORGE et al., 2013).

Além disto, existe ainda um outro complicador, visto que mesmo as propriedades quando especificadas, são relativas ao metal de solda no estado de como soldado, não havendo menção à manutenção de propriedades quando se faz necessária a realização de tratamentos térmicos de alívio de tensões, tratamento mandatório para acessórios de

ancoragem, devido à necessidade de alívio de tensões residuais destes componentes que operam em condições severas de carregamento (AWS A 5.5., 1996).

Considerando este aspecto de impossibilidade de garantia de fornecimento de consumíveis com as propriedades requeridas com garantia de norma específica, é fundamental um estudo criterioso e investigativo para avaliar a adequação de consumíveis especiais disponíveis no mercado.

Portanto, para atender os requisitos de projetos específicos de soldagem destes aços, utiliza-se o procedimento alternativo de qualificação de lotes de consumíveis em atendimento das propriedades do próprio metal base na condição de tratado termicamente (JORGE et al., 2013).

Neste contexto, a literatura tem evidenciado estudos em metais de solda contendo Ni e Mn, mostrando que é necessário um balanço preciso da relação Ni-Mn para obtenção de propriedades mecânicas satisfatórias, devido à inúmeros fatores microestruturais que interferem sobremaneira na relação tenacidade / microestrutura.

HARRISON et al. (1987), no diagrama de transformação em resfriamento contínuo, demonstraram que elementos como Mn e o Ni deslocam as curvas de início de transformação para direita e para cima, favorecendo a decomposição da austenita em microconstituintes de temperaturas mais baixas.

A obtenção de uma boa combinação entre resistência e tenacidade é apresentada por alguns autores (KHANG et al., 2000; KEEHAN et al., 2004, 2006; ZHANG et al. 1997) onde se observa que seus estudos envolvem duas faixas distintas de composição química para os elementos manganês e níquel que resultaram em uma boa combinação entre resistência e tenacidade. A primeira composição contém manganês na faixa de 1,5% a 2% e um percentual médio de níquel em torno de 3%. A segunda de composição, contém manganês em níveis abaixo de 0,5% e teores de níquel na faixa de 7% a 9% (SVENSSON, 2007).

De acordo com essas faixas de composição (SVENSSON, 2007), desenvolveu estudos com relação aos efeitos do Mn e Ni no comportamento dos microconstituintes e juntou aos estudos de (ZHANG et al.1997) e desenvolveu um diagrama que permite determinar a microestrutura esperada para uma determinada combinação de Mn e Ni, conforme mostrado na Figura I.1.

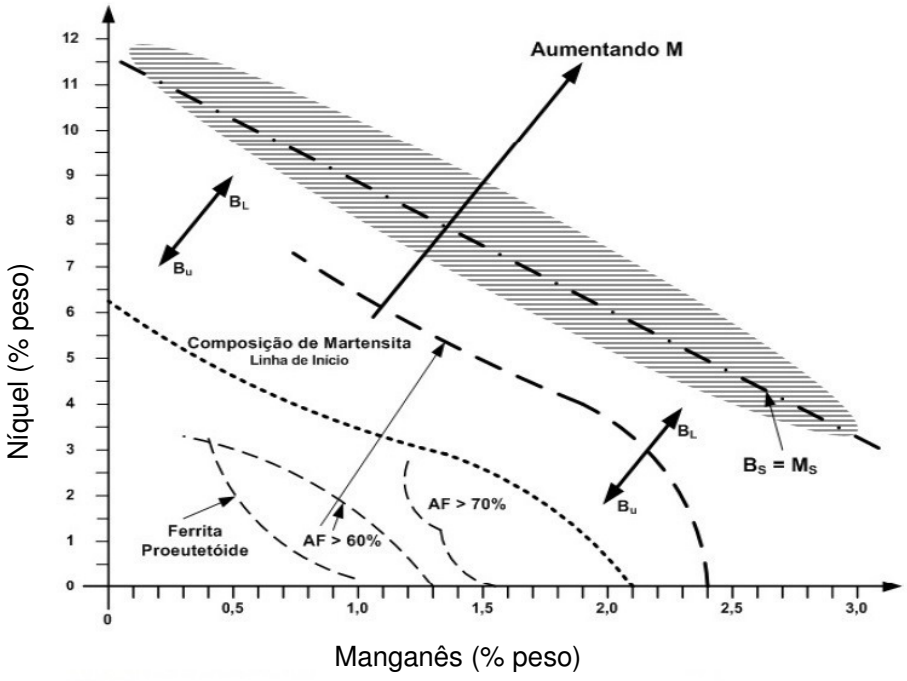


Figura I.1 – Efeito do Ni e Mn na microestrutura do metal de solda (ZHANG et al. 1997).

Alguns autores como LORD et al. (1999), KEEHAN et al.(2006), WIDGERY et al.(2002) e ZHANG et al., (1997), buscaram correlacionar, em particular, as propriedades de impacto com a composição química considerando os elementos Ni e Mn cujos resultados são resumidos a seguir.

ZHANG et al. (1997) mostram que os níveis de tenacidade mais altos são obtidos com percentuais de Mn entre 0,6 e 1,4 % combinados com Ni entre 1,0 e 3,7 %, e que acima destes percentuais há formação de martensita e outras formas microestruturais que são prejudiciais a tenacidade do metal de solda.

LORD et al. (1999), ao pesquisar o efeito da composição de Ni-Mn nas propriedades mecânicas dos metais de solda de alta resistência, reportaram que com o aumento de 3% para 4% no teor de níquel e com a diminuição do teor de manganês entre 1,1% e 0,8% obtiveram um resultado positivo para tenacidade com uma queda branda na resistência a tração. A tenacidade obteve aumento de 63 J para 74 J a -60°C enquanto a resistência ao escoamento diminuiu de 837 MPa para 809 MPa.

WIDGERY et al. (2002) realizou um estudo produzindo duas juntas soldadas com variações na composição química conforme a Tabela I.2. Primeiramente foi alterado apenas o teor de Ni de 7,3% (metal de Solda A) para 9,2% (metal de solda B). Ao verificar a Figura I.2 é possível constatar que alguns dos resultados obtidos para a tenacidade ao impacto foram baixos chegando ao nível de 15J a 10J.

A partir de um desenvolvimento com base em redes neurais (WIDGERY et al. 2002) desenvolveram modelos representando 3300 juntas soldadas considerando a variação dos teores de Ni e Mn e a correspondente energia de impacto a -60°C. Desta forma, bons resultados para a tenacidade foram obtidos para baixos valores de Mn o que corresponde ao metal de solda C o qual é apresentado na Tabela I.2.

Tabela I.2 - Composição química dos metais de solda (% em peso) (WIDGERY et al., 2002).

Consumível	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
A	0,03	0,25	2,0	7,3	0,5	0,62
B	0,03	0,25	2,0	9,2	0,5	0,62
C	0,025	0,37	0,65	6,6	0,21	0,4

A Figura I.2 indica a previsão da energia de impacto a -60 °C com a utilização de redes neurais bem como resultados obtidos em ensaios mecânicos (WIDGERY et al. 2002).

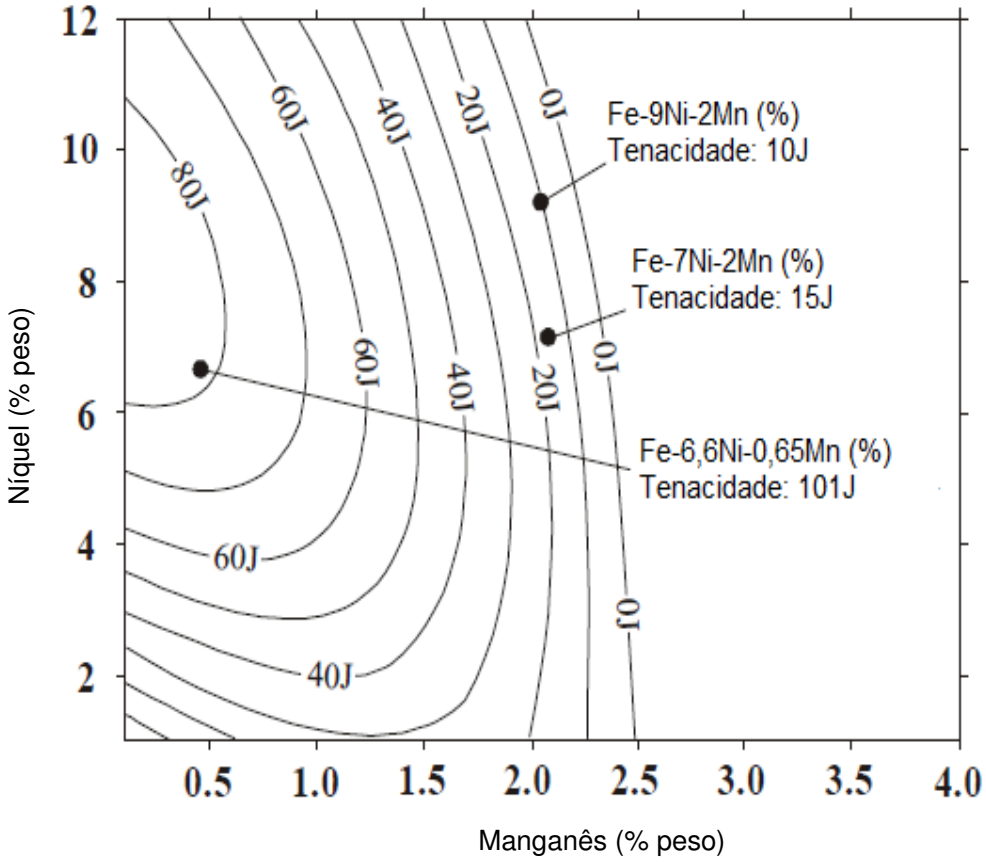


Figura I.2 - Previsão da tenacidade ao impacto utilizando Redes Neurais e resultados experimentais dos efeitos da concentração de Ni e Mn na tenacidade à -60°C (WIDGERY et al., 2002).

KEEHAN et al.(2006) buscaram uma forma de correlacionar as propriedades mecânicas com as microestruturas presentes nos metais de solda de alta resistência. Para tanto, metais

de solda foram produzidos a partir de eletrodos revestidos com composição química de 0,5% e 2,0% de manganês, 7% e 9 % de níquel e carbono variando entre 0,03% e 0,11%.

Foi verificado que a combinação de alto teor de Ni (7 a 9%) e Mn (2,0%) resultou em efeito positivo para a resistência mas bastante negativo sobre a tenacidade. A baixa tenacidade foi atribuída a presença do constituinte bainita coalescida e ao deslocamento da curva de transformação para cima, no diagrama de transformação em resfriamento contínuo, favorecendo a decomposição da austenita em microconstituintes de temperaturas mais baixas.

Com a redução do teor de Mn de 2,0% para 0,5% verificou-se um aumento significativo da tenacidade ao impacto quando o teor de Ni foi mantido na faixa de 7% a 9%. Para os metais de solda com 0,6% Mn e 6,6% Ni a tenacidade ao impacto obtida foi da ordem de 113J à -40°C, e uma tensão limite de escoamento de 721 MPa.

Os metais de solda com microestruturas formadas principalmente por martensita, quando comparados aos formados principalmente por uma mistura de bainita superior e inferior, apresentaram menor tenacidade e melhores resultados nos ensaios de tração. Já os metais de solda que apresentaram bainita coalescida combinada com bainita superior e martensita obtiveram resultados altos de resistência mecânica, porém valores extremamente baixos de tenacidade (KEEHAN et al., 2006), atribuído-se a presença da bainita coalescida com a causa da baixa tenacidade ao impacto.

COUTO et al.(2014), realizaram uma análise comparativa do comportamento de quatro metais de solda obtidos pelo processo arame tubular com o objetivo de avaliar o efeito da relação Ni-Mn nas propriedades mecânicas. As composições químicas dos consumíveis são apresentadas na Tabela I.3.

Tabela I.3 - Composição química dos metais depositados (% em peso) (COUTO et al., 2014).

Consumível	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ceq(*)
A	0,05	0,31	1,09	2,45	0,03	0,51
B	0,05	0,41	1,32	2,48	0,02	0,55
C	0,03	0,45	1,37	2,66	0,03	0,55
D	0,07	0,51	1,86	1,68	0,05	0,58

(*)Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15

De acordo com a Figura I.3, onde é mostrada a relação entre o limite de resistência e a tenacidade ao impacto dos metais de solda estudados em COUTO et al. (2014), fica evidente o efeito da composição química nestas propriedades, pois se verifica que o metal de solda A, embora apresentando a melhor tenacidade de todas as amostras, não possui um nível de limite de resistência adequado para a aplicação em questão. COUTO et al. (2014) associam tal fato ao seu baixo teor de Mn e, por outro lado, o metal de solda D apresenta comportamento inverso, com alto limite de resistência e baixa tenacidade ao impacto, devido à ocorrência de martensita e aumento significativo de constituintes AM.

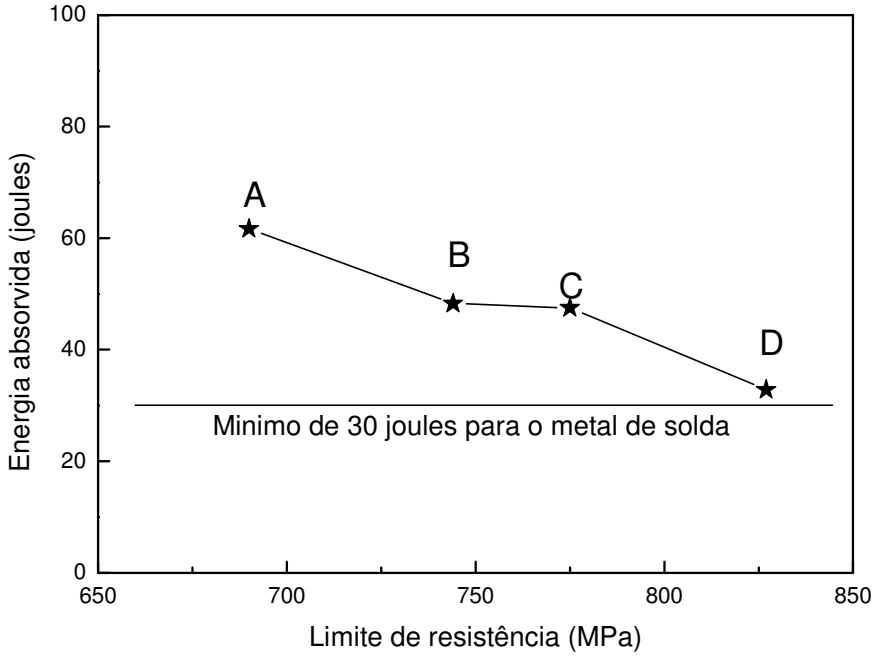


Figura I.3 - Relação entre o limite de resistência e a tenacidade ao impacto a -20°C de metais de solda (COUTO et al. 2014).

I.2 – Efeito do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) em metais de solda de alta resistência

Existem diversas pesquisas sobre metais de solda de alta resistência (COUTO et al. 2014, FARAGASSO et al. 2011, GOMES et al. 2013, HARRISON et al. 1987, JORGE et al. 2007, 2013, KARLSSON et al. 2004, KEEHAN et al. 2004, 2006, KHANG et al. 2000, LORD et al. 1999, MOSCIARO et al. 1995, RAMIREZ et al. 2009, SALVADOR et al. 1995, SURIAN et al. 2010, SVENSSON. 1999, 2007, VAN DER MEE et al. 2002, WIDGERY et al. 2002 e ZHANG et al. 1997), que são importantes estudos sobre os efeitos da composição química sobre a microestrutura e propriedades mecânicas resultantes. No entanto, existem poucas publicações disponíveis sobre os efeitos dos tratamentos térmicos pós-soldagem sobre estes metais de solda (JORGE et al. 2015).

Além disto, as normas de qualificação de consumíveis de soldagem, tais como AWS A 5.5 (1996), AWS 5.28 (1996) e MIL-E-22200/1F (1981), por exemplo, não atendem integralmente aos requisitos dos metais de base utilizados em ancoragem de plataformas marítimas com base na norma IACS W22 (2011), visto que o limite de resistência máximo considerado é de 120 ksi (830MPa). Também é de destaque o fato que estas normas não fazem menção à manutenção de propriedades quando se faz necessária a realização de

tratamento térmico de alívio de tensões, tratamento mandatório para acessórios de ancoragem (GOMES et al. 2013).

As normas que realizam esta avaliação, podem até ter requisitos inferiores para a condição de tratado termicamente como evidencia a MIL-E-22200-1F (1981). De fato, a Tabela I.4 mostra os requisitos da norma MIL-E-22200/1F (1981) para eletrodos revestidos, onde se nota que, quando se exige a realização de tratamentos térmicos de alívio de tensões, os requisitos especificados são inferiores aos do estado de como soldado. É de se destacar também que esta norma não faz exigência para tensão limite de resistência do consumível após o tratamento térmico pós-soldagem (GOMES et al. 2013).

Tabela I.4 - Requisitos de propriedades mecânicas para consumíveis segundo a norma MIL 22200-1F.

Tipo	LR(MPa)		LE(MPa)		Al(%)		Ecv(J)	
Condição	CS	TTPS	CS	TTPS	CS	TTPS	CS	TTPS
MIL-7018(*)	481	NE	398-481	377	24	24	27(-29°C)	27(-29°C)
MIL-8018C3(*)	549	NE	466-549	445	24	24	27(-29°C)	27(-29°C)
MIL-9018M(**)	617	NE	535-617	514	24	24	27(-51°C)	27(-51°C)
MIL-10018M(**)	686	NE	604-686	583	20	20	27(-51°C)	27(-51°C)
MIL-11018M(**)	754	NE	672-754	672	20	20	47(-51°C)	27(-51°C)

Onde: LE – limite de escoamento; LR – limite de resistência; Al – alongamento; RA – redução de área; E_{cv} – Energia Charpy-V.

Considerando este aspecto de impossibilidade de garantia de fornecimento de consumíveis com as propriedades requeridas com garantia de norma específica, é fundamental um estudo criterioso e investigativo para avaliar a adequação de consumíveis especiais disponíveis no mercado (GOMES et al. 2013).

Segundo SURIAN et al. (2010) que consolidaram uma série de experimentos sobre consumíveis de soldagem de alta resistência, a tenacidade ao impacto tem sido obtida com certa facilidade pelos consumíveis disponíveis, visto o grande número de estudos que foram realizados para encontrar formulações adequadas (EVANS et al. 1991, HOEKSTRA et al. 1986, KANG et al. 2000, KEEHAN et al. 2004, 2006, LORD et al. 1999, SVENSSON et al. 1999, ZHANG et al. 1997), particularmente sobre o balanço Mn-Ni. Já a resistência mecânica tem sido uma questão problemática, por não estarem previstos nas normas, níveis de limite de resistência superiores a 830 MPa o que passou a ser o foco de preocupação.

Além disso, com a necessidade de TTPS nesses consumíveis é esperado uma redução nas propriedades de tração, visto contribuir para o alívio de tensões e para um maior revenimento da martensita formada (JORGE et al.,2007).

Tal fato foi observado em diversos trabalhos (EVANS, 1983, 1991, FARAGASSO et al. 2011, GOMES et al. 2012, JORGE et al. 2001, 2002, 2007, 2011, MOSCIARO et al. 1995, SALVADOR et al. 1994, 1995, SURIAN et al. 1987, 1991, 1991, 2005, TRINDADE et al. 2005, VIEIRA et al. 2006, VOGAS et al. 2012) a respeito dos efeitos dos TTPS sobre a resistência mecânica que relatam um decréscimo nesta propriedade após o TTPS. Entretanto, deve notar-se que, no caso de metais de solda para aços de alta resistência, há uma tendência cada vez menor na diminuição da resistência mecânica (FARAGASSO et al. 2011, JORGE et al. 2011, GOMES et al. 2012). A Tabela I.5 apresenta um conjunto de resultados de trabalhos anteriores onde se verifica uma pequena diferença na resistência mecânica para as condições de como soldado e após TTPS. De fato, a observação dos resultados apresentados na Tabela I.5 permite inferir que a maior diferença, é da ordem de 10%, em apenas um caso, e na maior parte a variação é em torno de 1% (JORGE et al. 2015).

Tabela I.5 - Conjunto de resultados de propriedades mecânicas obtidas para metais de solda em trabalhos anteriores. nas condições e como soldado e após TTPS (FARAGASSO et al. 2011, GOMES et al. 2012, JORGE et al. 2007, 2011).

Metal de Solda	Composição química	Condição	LR (MPa)	E_{CV} (-20°C)
1	C-0,08; Mn-2,43; Ni-2,11	CS	881	50,5
		TTPS	871	57,7
2	C-0,07; Mn-1,79; Ni-2,74	CS	816	78,7
		TTPS	812	88,5
3	C-0,048; Mn-1,46; Ni-3,00	CS	804	64,5
		TTPS	794	71,0
4	C-0,040; Mn-2,16; Ni-2,95	CS	847	61,6
		TTPS	854	61,3
5	C-0,05; Mn-1,14; Ni-2,76	CS	781	79,2
		TTPS	762	49,7
6	C-0,074; Mn-1,41; Ni-2,03	CS	942	78,7
		TTPS	941	48,5
7	C-0,06; Mn-1,98; Ni-2,66	CS	967	84,8
		TTPS	984	74,0
8	C-0,05; Mn-1,90; Ni-2,97	CS	888	33,5
		TTPS	844	67,2
Minimo R4	Metal de Base	-	860	50,0
Mínimo R4	Metal de Solda	-	860	36,0

Notas: CS- Como soldado; TTPS-Tratamento térmico pós-soldagem.

GOMES et al. (2012) realizaram um estudo onde foi discutido a viabilidade técnica do desenvolvimento de um consumível com limite de resistência e tenacidade ao impacto, da ordem de 860 MPa e 50 Joules à -20°C. Foram soldadas juntas pelo processo de eletrodo revestido de 4,0mm de diâmetro, com preaquecimento de 200°C, corrente contínua, posição

plana, aporte térmico médio de 1,5 kJ/mm e composição química dos metais de solda depositados de acordo com a Tabela I.6. Após foram realizados tratamentos térmicos pós soldagem a 600°C por 1, 2 e 3 horas.

Tabela I.6 - Composição química do metal depositado (% em peso).

Elemento	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
A	0,0498	0,111	1,145	2,758	0,363	0,544
B	0,074	0,436	1,411	2,031	0,827	0,445
C	0,0657	0,282	1,978	2,6607	0,435	0,4124

De acordo com a Figura I.4, verifica-se que as alterações proporcionadas pelos TTPS foram bastante pequenas. O metal de solda B foi o que apresentou uma maior variação na resistência mecânica após o TTPS de 600°C por 3h em consequência da precipitação de carbetos nos contornos de grão.

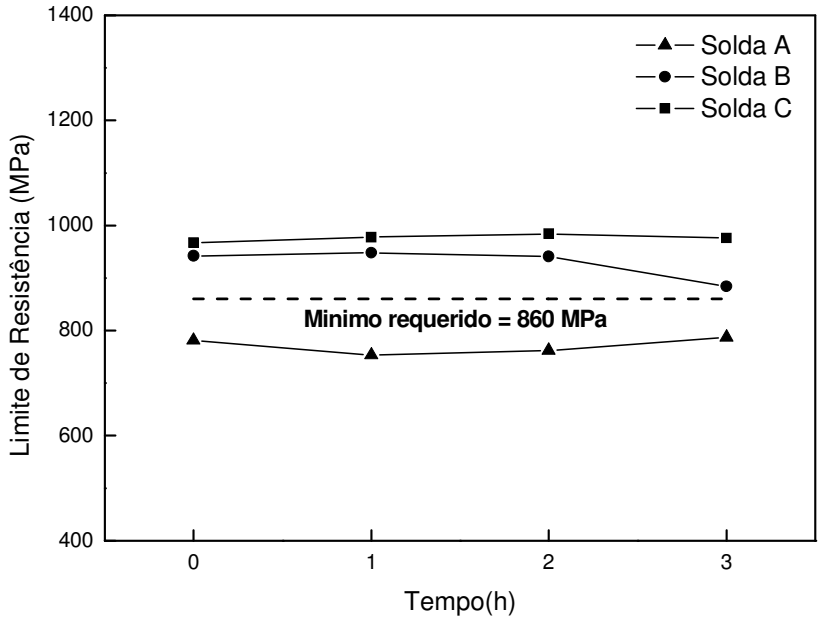


Figura I.4 – Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem a 600°C sobre o limite de resistência (GOMES et al. 2013).

Em JORGE et al. (2015), foram soldadas juntas multipasses com preaquecimento de 200 e 250°C, pelo processo de eletrodo revestido de 4,0mm de diâmetro, com composição química: C – 0,06%, Mn – 1,89% e Ni – 2,95% e tratamento térmico pós soldagem de 600°C. A Figura I.5 mostra a pouca variação obtida sobre o limite de resistência com o aumento do tempo de TTPS de 600°C, tais resultados são concordantes com os citados anteriormente.

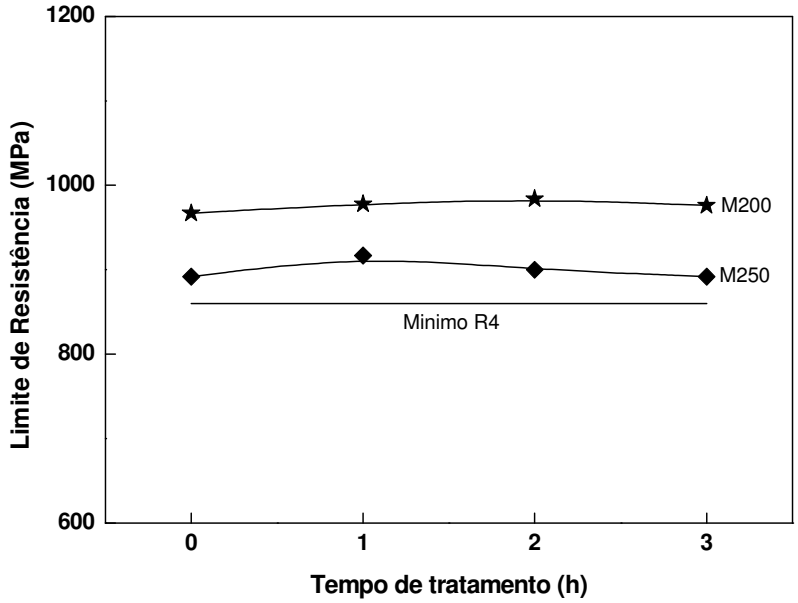


Figura I.5 – Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem de 600°C (JORGE et al., 2015).

II. MATERIAIS E MÉTODOS

II.1 – Materiais

II.1.1 – Material de Base

Utilizou-se como material de base chapas de aço de classificação ASTM A-36 nas dimensões de 750mmX300mmX19mm.

II.1.2 – Material de Adição

Como material de adição foi utilizado um eletrodo revestido obtido no mercado nacional com 4,0mm de diâmetro, cuja composição química informada pelo fabricante é mostrada na Tabela II.1.

Tabela II.1 – Composição química do metal de solda prevista pelo fabricante.

Elementos (% peso)									
C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
0,10	2,30-3,00	0,32-0,40	0,019	0,018	2,00-2,70	0,32-0,40	0,32-0,40	-	-

II.2 – Procedimento de Soldagem

As juntas foram preparadas com a geometria de chanfro mostrada na Figura II.1, que visa minimizar os efeitos de diluição no estudo das propriedades do metal de solda.

As juntas foram preaquecidas à temperatura de 200°C e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, pelo processo eletrodo revestido, com os parâmetros e sequência de soldagem apresentados na Tabela II.2.

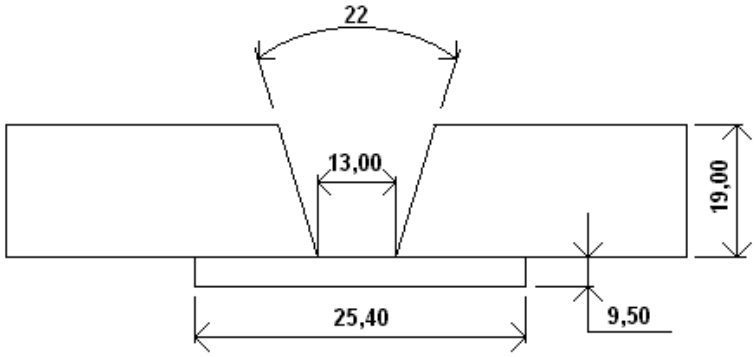


Figura II.1 – Detalhes da geometria da junta utilizada. Cotas em mm.

Tabela II.2 – Parâmetros da soldagem utilizados.

Passe	Camada	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Energia de Soldagem (kJ/mm)
1	1	215-225	20-25	2,33	2,17
2	1	170-180	25-30	2,30	2,06
3	2	185-195	25-30	2,28	2,29
4	2	185-195	25-30	2,40	2,18
5	3	185-195	25-30	2,17	2,41
6	3	185-195	25-30	2,08	2,51
7	4	185-195	25-30	3,05	1,71
8	4	185-195	25-30	3,15	1,66
9	4	185-195	25-30	3,3	1,58
10	5	185-195	25-30	3,10	1,68
11	5	185-195	25-30	3,07	1,70
12	5	185-195	25-30	2,85	1,83
13	6	185-195	25-30	2,75	1,90
14	6	185-195	25-30	3,20	1,64
15	6	185-195	25-30	3,13	1,67
16	7	180-190	25-30	4,0	1,27
17	7	180-190	25-30	3,9	1,30
18	7	180-190	25-30	3,73	1,36
19	7	180-190	25-30	3,97	1,28
20	8	180-190	25-30	3,83	1,33
21	8	180-190	25-30	3,67	1,39
22	8	180-190	25-30	3,62	1,40
23	8	180-190	25-30	3,82	1,33
Média	UP	189	27,5	-	1,36
Média	Enchimento	189	27,5	-	1,70
Média	Nominal	189	27,5	-	1,80

Onde: UP – último passe; PE – Passes de enchimento.

A Tabela II.3 mostra as taxas de resfriamento entre 800 °C e 500 °C calculadas de acordo com EN 1011-2 - Anexo D (2003).

Tabela II.3 – Tempos de resfriamento entre 800 °C e 500 °C calculados para os metais de solda em função das condições experimentais utilizadas.

$\Delta t_{8/5}$(s)		
Nominal	Último Passe	Passes de Enchimento
21,3	10,9	18,5

II.3 – Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem (TTPS)

Foram realizados tratamentos térmicos pós-soldagem consistindo de aquecimento a 580, 600 e 620°C por 1 hora, em forno por resistência tipo mufla, seguido de resfriamento ao ar, sendo estas condições comparadas à condição do metal de solda como soldado.

II.4 – Análise Química

Foi realizada a análise química, por espectrometria de emissão ótica, em amostra extraída do metal de solda depositado, com o objetivo de se determinar os teores dos principais elementos de liga presentes e a comparação com a composição prevista pelo fabricante do consumível.

As análises foram realizadas em um espectrômetro de emissão óptica Spectorlab, no SENAI FIEMG.

II.5 – Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados tanto na condição de como soldado (CS) como após os tratamentos térmicos pós-soldagem para a avaliação de possíveis alterações das propriedades devido à variação do temperatura de tratamento.

II.5.1 – Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, na temperatura de -20 ºC, em corpos-de-prova normalizados (10x10x55mm) de acordo com a norma ASTM A-370 (2007) e retirados transversalmente ao cordão de solda, sendo o entalhe posicionado no plano da espessura e na linha de centro do metal de solda, conforme mostrado na Figura II.2. Foi utilizada na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca Tinius Olsen Testing Machine, modelo 197406, com leitura até 406 joules.

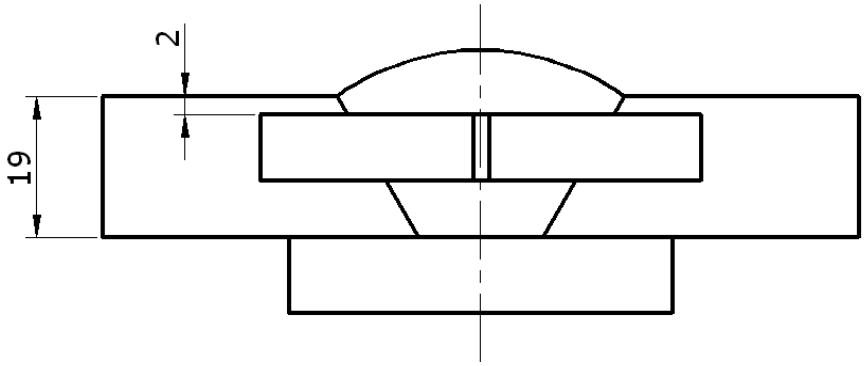


Figura II.2 – Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada. Cotas em mm.

II.5.2 – Ensaios de Dureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers, à temperatura ambiente, com carga de 0,5 Kgf e tempo de carregamento de 20 segundos em corpos-de-prova retirados transversalmente à junta soldada. Os pontos de teste foram tomados ao longo da linha central da junta soldada nas posições correspondentes aos entalhes dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V com um espaçamento de 1 mm entre as medições, conforme mostra a Figura II.3. A varredura de dureza foi realizada da superfície até a raiz do metal de solda. Na execução destes ensaios foi utilizado um microdurômetro da marca Instron-Wilson modelo 402-MVD. Os ensaios foram realizados nas condições de como soldado e após tratamentos térmicos.

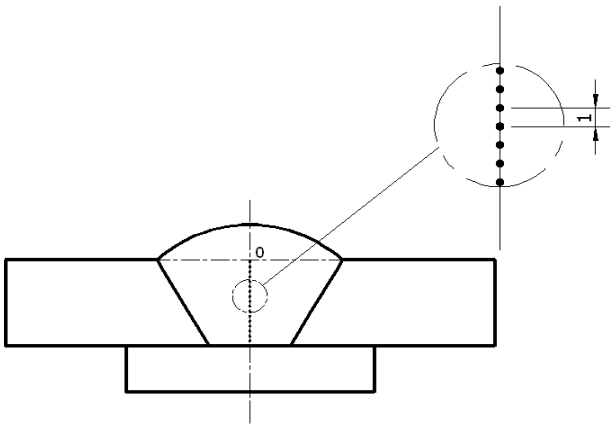


Figura II.3 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers. Cotas em mm.

II.6 – Ensaios Metalográficos

Foram realizados ensaios macro e micrográficos por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) nos metais de solda, para caracterização microestrutural. O preparo das amostras para análise consistiu do procedimento convencional de lixamento com lixa metalográfica e polimento com pasta de diamante nas granulometrias de 6, 3 e 1 µm, seguido de ataque químico com o reagente nital 2%.

Foi realizada a análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V. A análise foi efetuada por microscopia óptica com aumento de 12,5 vezes, sendo utilizado um microscópio óptico da marca OLYMPUS modelo BX-60M. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média de três contagens ao longo de três linhas paralelas com comprimento de 10 mm, compreendendo a região do entalhe dos corpos-de-prova de impacto, conforme esquematizado na Figura II.4.

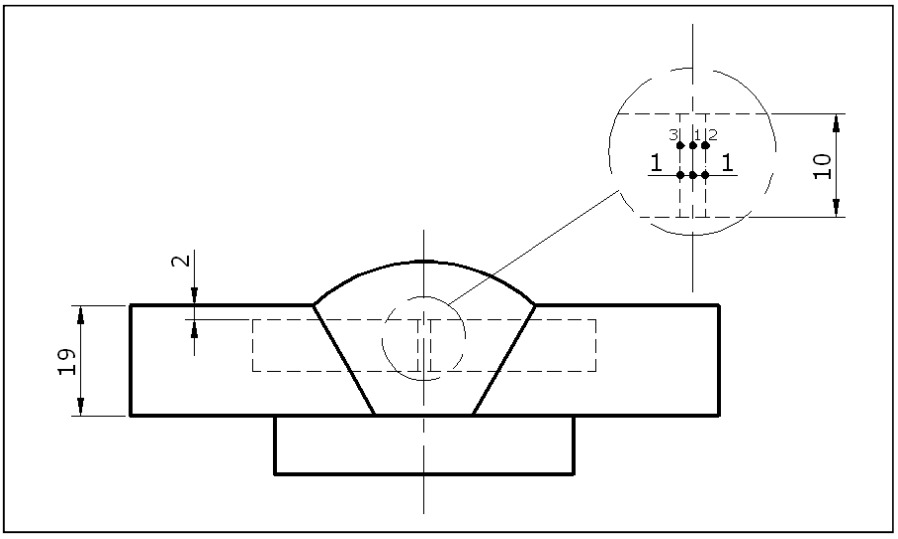


Figura II.4 – Detalhamento da região da junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3. Cotas em mm.

III. RESULTADOS E DISCUSSÃO

III.1 – Composição Química e Propriedades Mecânicas

A Tabela III.1 apresenta a composição química do metal de solda, sendo de destaque os elevados teores de Mn e Ni. Para efeito de comparação, a composição química prevista pelo fabricante do consumível, já apresentada na Tabela II.1 é também incluída. A partir dos dados de composição química do metal de solda obtido, foi utilizado um sistema que permite prever o diagrama de resfriamento contínuo com e as microestruturas do metal de solda em questão, o qual é apresentado nas Figuras III.1 e III.2. Este sistema para a realização da simulação do diagrama de resfriamento contínuo está disponível na página (<http://calculations.ewi.org/vjp/secure/TTTCCTPlots.asp > 2015) e para a previsão da microestrutura (<http://calculations.ewi.org/vjp/secure/AshbyModel.asp> 2015). O modelo de cálculo utilizado para a previsão foi o método IIW. Os resultados obtidos são apenas para fins educacionais e são baseados em trabalhos publicados na literatura. A simulação do diagrama de resfriamento (Figura III.1) e a previsão de microestruturas (Figura III.2), permitem inferir também sobre resultados elevados de resistência mecânica, devido à alta temperabilidade observada.

Tabela III.1 - Composição química do metal de solda obtido e composição prevista pelo fabricante do consumível.

Elemento	**Composição (% peso)**	
	Metal de Solda Obtido	Dados do Fabricante
C	0,049	0,10
Mn	2,70	2,30-3,00
Si	0,27	0,32-0,40
P	0,017	0,019
S	0,015	0,018
Ni	2,40	2,00-2,70
Cr	0,32	0,32-0,40
Mo	0,51	0,32-0,40
V	0,01	-
Cu	0,07	-
Ceq	0,831	-

Carbono Equivalente (Ceq) = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 (ABS, 2012).

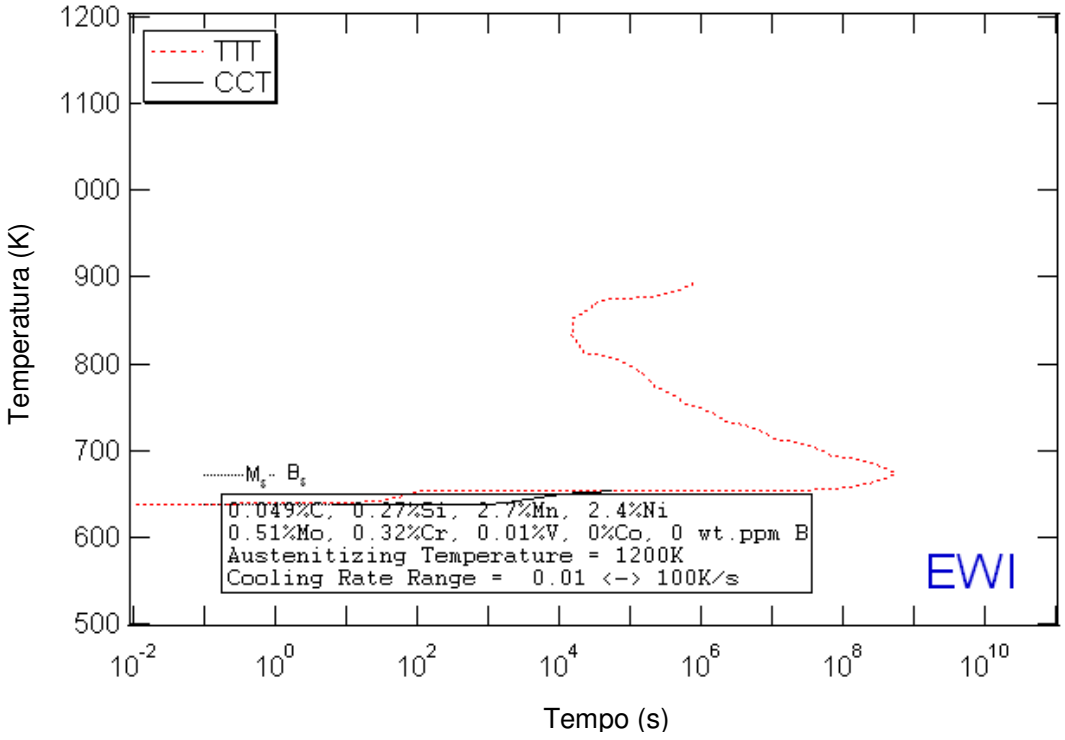


Figura III.1 – Diagrama de resfriamento contínuo previsto (<http://calculations.ewi.org/vjp/secure/TTTCCTPlots.asp > 2015).

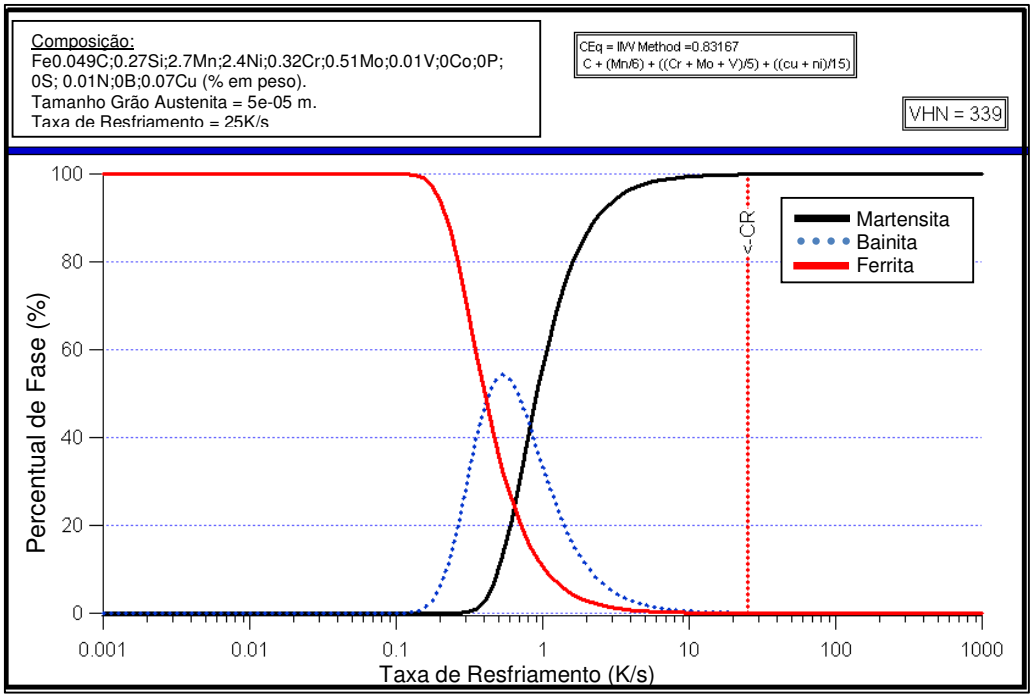


Figura III.2 – Previsão de microestrutura a partir da composição química (<http://calculations.ewi.org/vjp/secure/AshbyModel.asp> 2015).

De fato, segundo a literatura (RAMIREZ, 2009, SURIAN et al. 2010, TALAS, 2010), a obtenção de valores elevados de limite de resistência para os consumíveis da classe de maior

resistência, tem sido o principal alvo a ser atingido atualmente, sendo que alguns estudos evidenciam que o controle do carbono equivalente dos metais de solda é uma forma de se ter uma estimativa do limite de resistência a ser obtido.

A Figura III.3 exibe uma coletânea de resultados para os valores de tensão limite de resistência de metais de solda de alta resistência obtidos por diversos autores que estudaram o assunto (GOMES et al. 2013, JORGE, 2011, 2015, KARLSSON et al. 2015, KEEHAN et al. 2010, LORD et al. 1999, RAMIREZ, 2009, SURIAN et al. 1999, SURIAN et al. 2010 e VOGAS et al. 2012), indicando que para o carbono equivalente do metal de solda do presente estudo, o limite de resistência pode atingir um valor superior ao mínimo exigido para o aço Grau R4 (IACS W22, 2011), devendo ser necessário ressaltar que esta previsão deve ser vista apenas do ponto de vista qualitativo, dado que existem outros fatores que influenciam o valor real do limite de resistência, com destaque para possíveis alterações microestruturais como consequência de diferentes taxas de resfriamento.

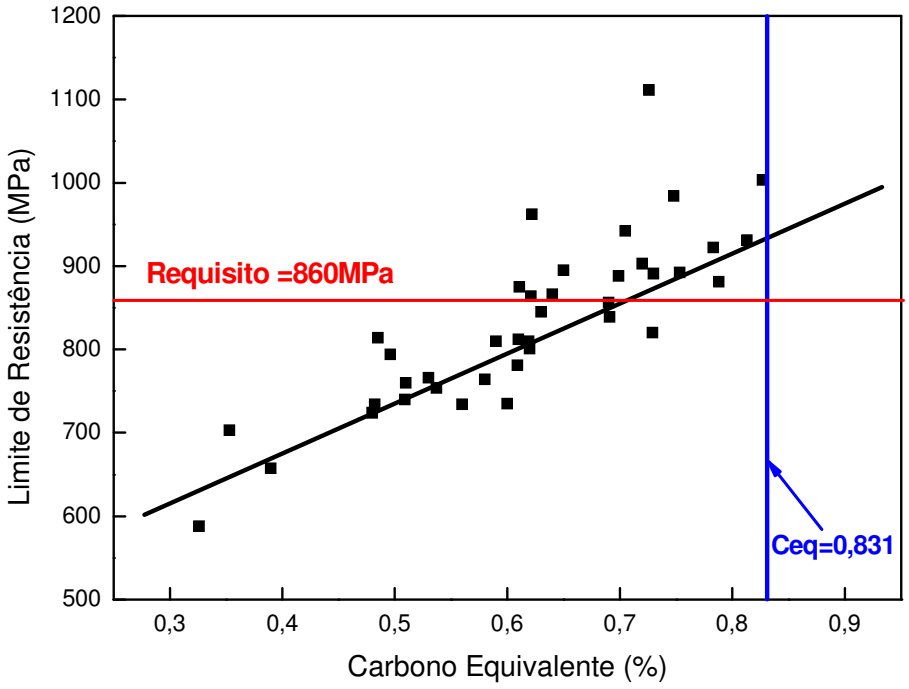


Figura III.3 – Relação entre carbono equivalente e limite de resistência (GOMES et al. 2013, JORGE, 2011, 2015, KARLSSON et al. 2015, KEEHAN et al. 2010, LORD et al. 1999, RAMIREZ, 2009, SURIAN et al. 1999, SURIAN et al. 2010, VOGAS et al. 2012).

A Figura III.4 mostra os resultados dos ensaios de perfil de dureza, onde se nota que os valores encontrados estão de acordo com os valores preditos (Figura III.2), com uma tendência de redução da dureza para maiores temperaturas de revenido, o que

presumivelmente está associado ao revenimento mais acentuado de uma microestrutura composta predominantemente por martensita, como será mostrado a seguir. Além disso, verifica-se, como esperado, uma redução da dureza a medida que se aproxima da raiz da junta soldada, em função dos múltiplos reaquecimentos provocados pela soldagem multipasses, conforme mostra a macrografia da junta soldada (Figura III.5). A Tabela III.2 mostra os resultados obtidos da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida analisadas ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 conforme descrito no item II.6 o qual resultou em 54% de região colunar e 46% de região reaquecida.

Tabela III.2 – Resultados da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 (%).

Medição	Região Colunar	Região Reaquecida
1	53,0	47,0
2	53,0	47,0
3	57,0	43,0
Média	54,0 ± 1,9	46,0 ± 1,9

A Figura III.6 mostra a micrografia, com 12,5 X de aumento, na região central da junta soldada onde foi realizada a contagem.

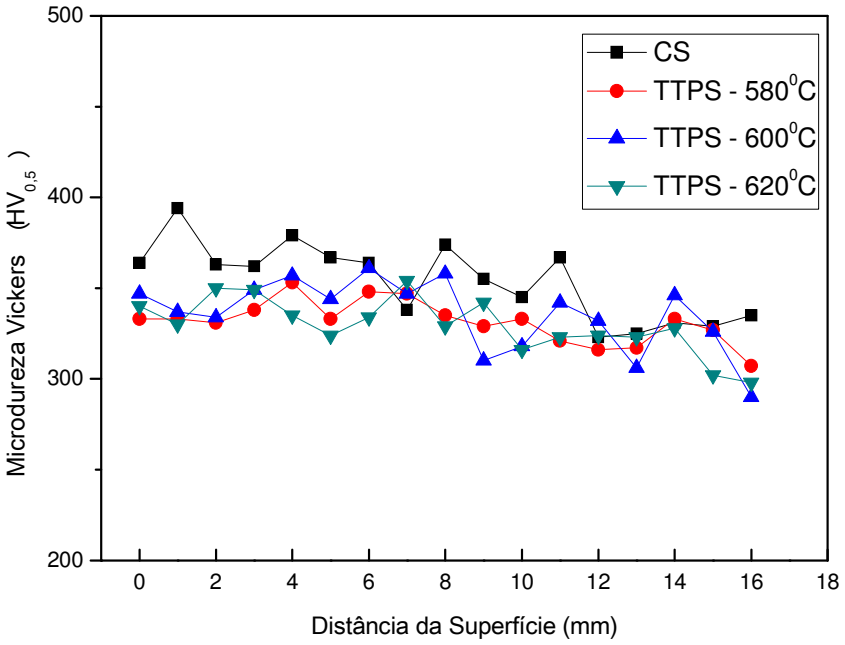


Figura III.4 – Variação da dureza Vickers com o tratamento térmico pós-soldagem.

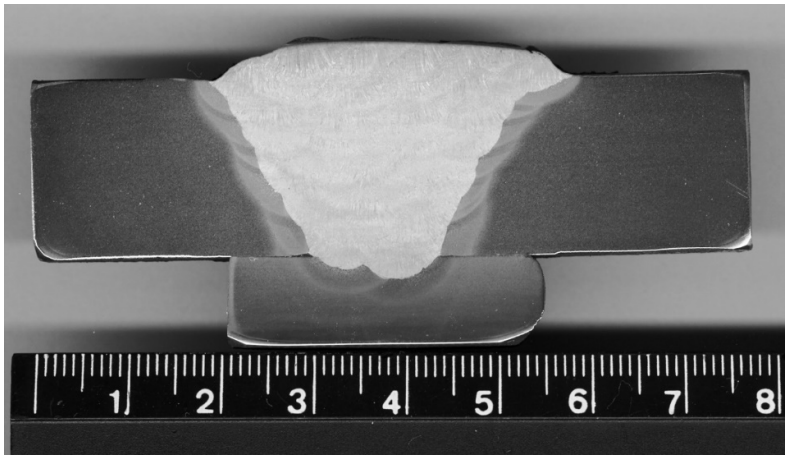


Figura III.5 – Macrografia da junta soldada. Ataque: nital 2%.

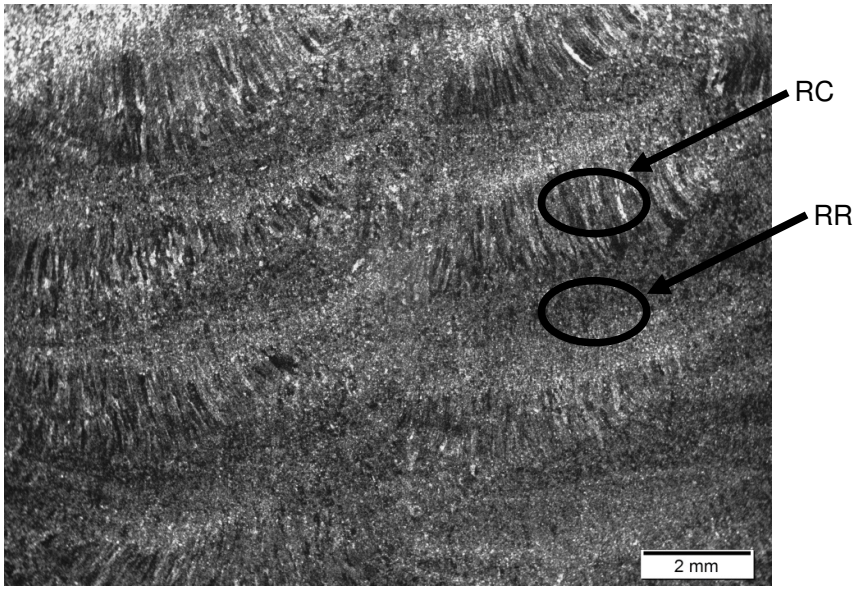


Figura III.6 – Micrografia ótica com baixo aumento da região central dos metais de solda. RC-Região Colunar e RR-Região Reaquecida. Aumento: 12,5X. Ataque: nital 2%.

III.2 – Relação Tenacidade X Microestutura

A Tabela III.3 e Figura III.7 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação utilizado para o aço grau R4 (IACS W22, 2011). Verifica-se que a execução dos tratamentos térmicos provocou uma redução da tenacidade ao impacto, o que não seria esperado para metais de solda com a composição química obtida no presente trabalho (Tabela III.1). De fato, considerando a alta temperabilidade e elevada temperatura Mi prevista (Figura III.1), seria esperada a formação de microestrutura com predominância de martensita (Figura III.2) com tenacidade superior, conforme observado em outros trabalhos que utilizaram a mesma metodologia experimental em metais de solda com composição similar (COUTO et al. 2014, GOMES et al. 2012, 2013, JORGE et al. 2007, 2011, 2015, PINHEIRO et al. 2013, VOGAS et al. 2013 e VOGAS, 2012). Adicionalmente, o tratamento térmico seria responsável por um aumento da tenacidade devido ao revenimento da martensita e à dissolução dos constituintes AM presentes na bainita.

Neste aspecto, as Figuras III.8 e III.9 mostram evidências da ocorrência de microestrutura composta de martensita e bainita com predominância da primeira, com diferentes proporções nas regiões do último passe e região do entalhe Charpy-V, o que pode ser atribuído aos diferentes tempos de resfriamento em cada região (Tabela II.3).

Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V realizados à -20 °C (%).

Metal de solda	Condição	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	MÉDIA [J]
A	Como soldado	55,5	60,0	49,0	54,8 ± 4,5
B	TTPS – 580 °C	33,5	33,0	24,5	30,3 ± 4,1
C	TTPS – 600 °C	44,0	38,0	44,0	42,0 ± 2,8
D	TTPS – 620 °C	48,0	49,5	43,0	46,8 ± 2,8
Mínimo (IACS W22, 2011)					36,0

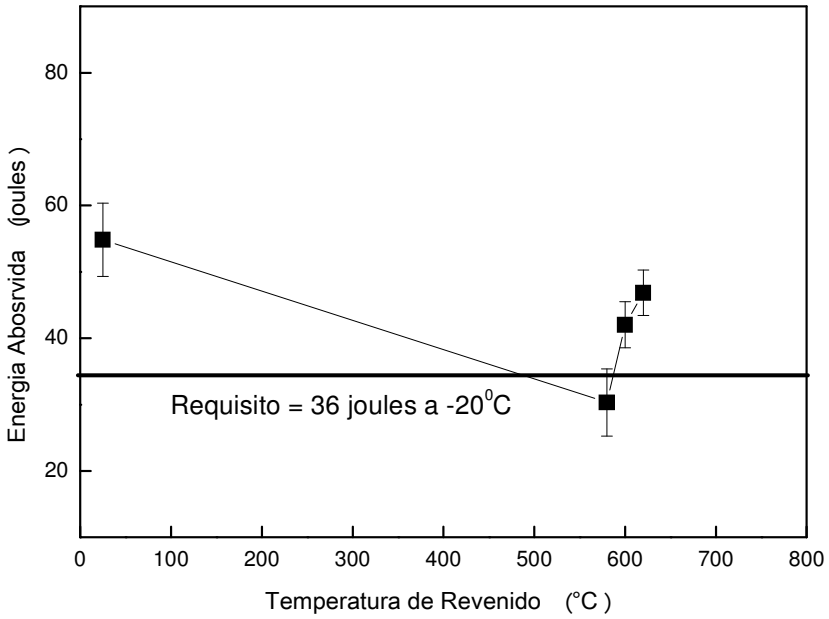


Figura III.7 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V dos metais de solda.

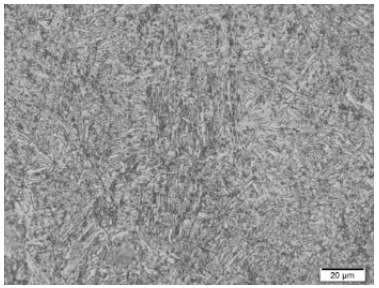
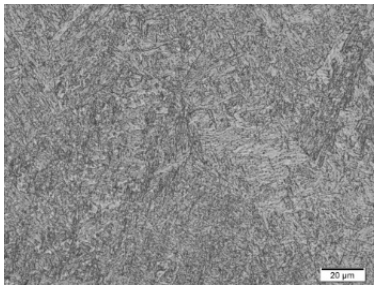
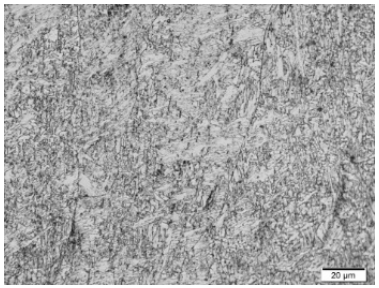
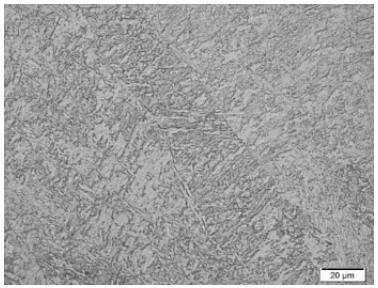
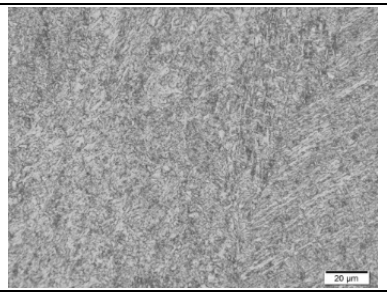
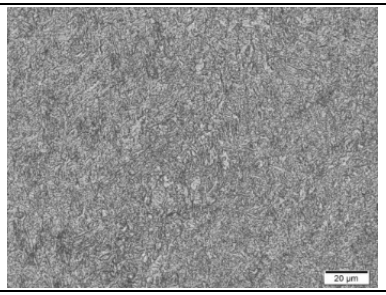
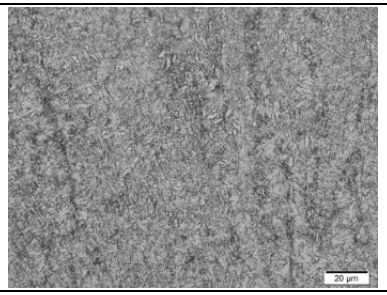
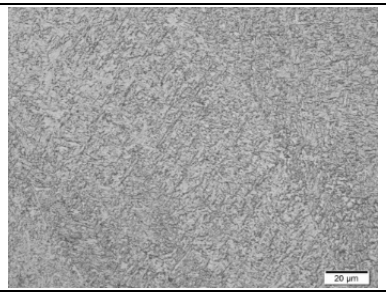
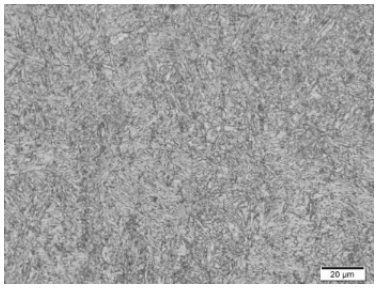
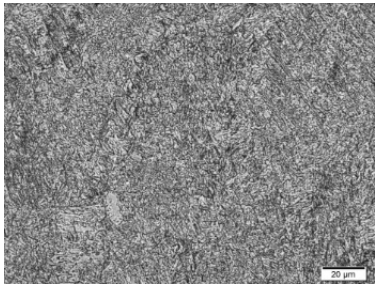
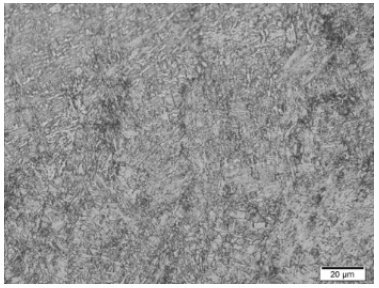
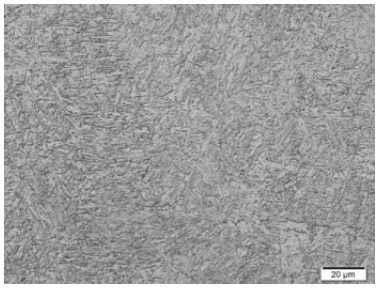
Região	Condição			
	CS	TTPS – 580	TTPS – 600	TTPS - 620
Último passe (10,9s)				
Colunar (18,5s)				
Reaquecida				

Figura III.8 - Microestrutura do metal de solda quando observado por microscopia óptica (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

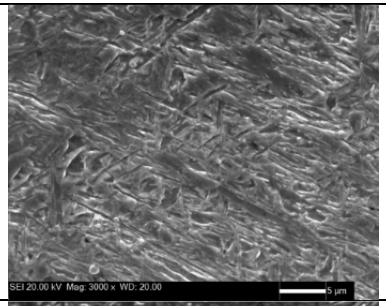
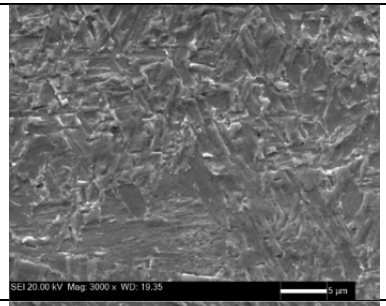
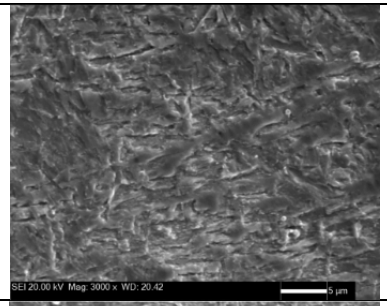
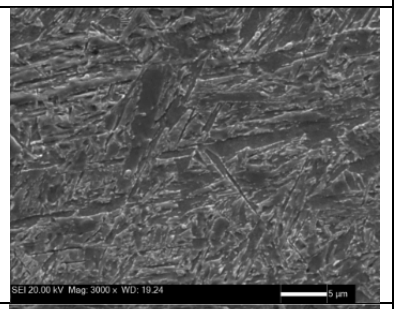
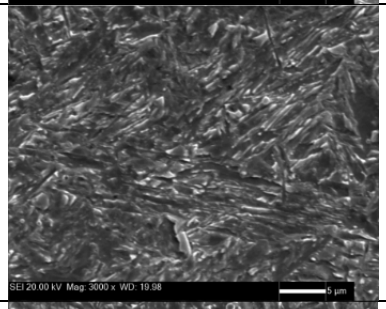
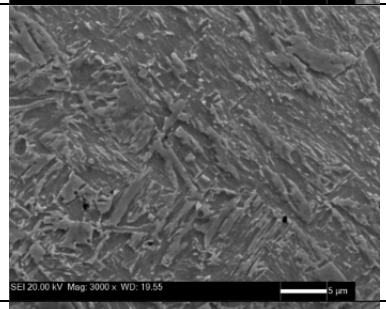
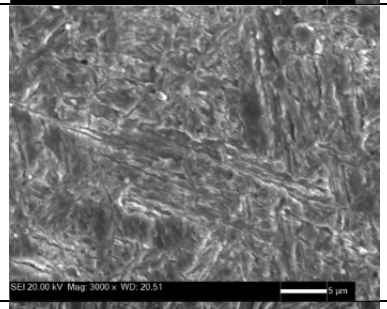
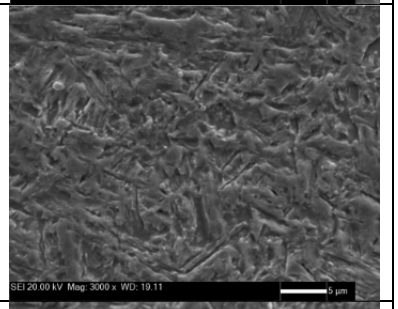
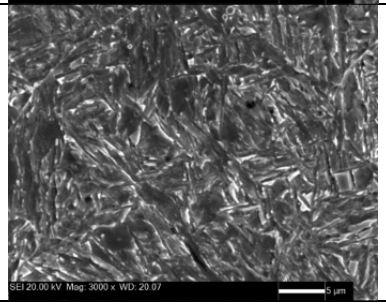
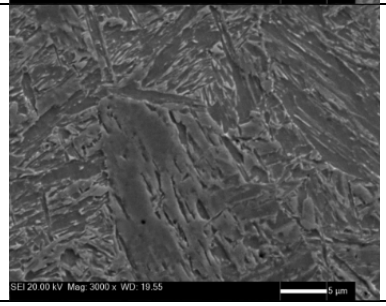
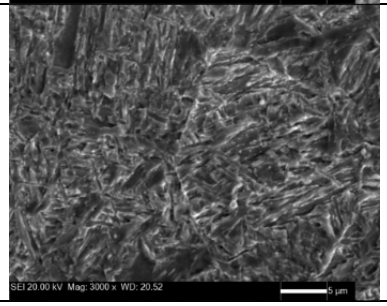
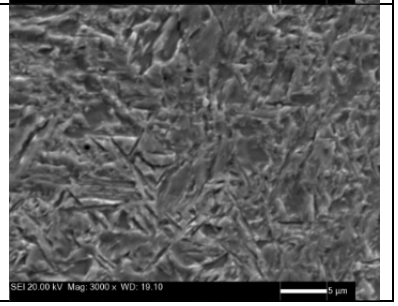
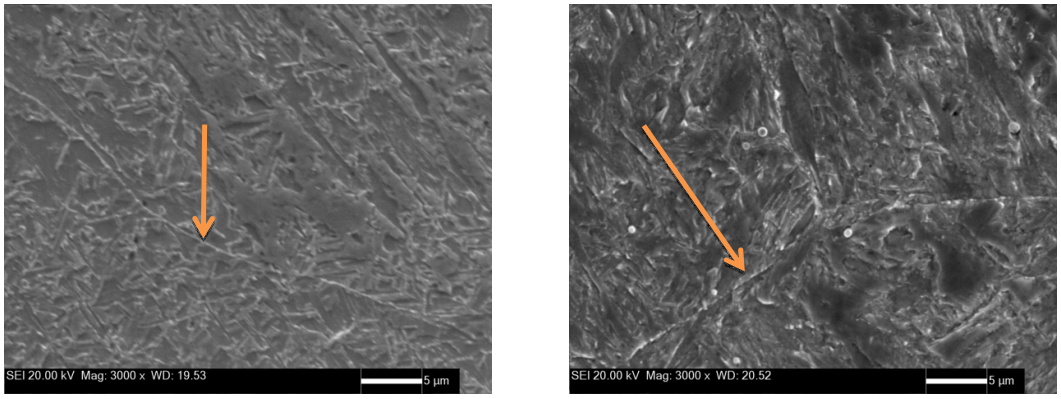
Região	Condição			
	CS	TTPS – 580	TTPS – 600	TTPS - 620
Último passe (10,9s)				
Colunar (18,5s)				
Reaquecida				

Figura III.9 - Microestrutura do metal de solda quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.

A análise microestrutural não permitiu uma definição precisa das razões pelas quais a tenacidade ao impacto apresenta comportamento diferente do esperado.

No entanto, uma análise adicional no metal de solda (Figura III.10), permitiu evidenciar a ocorrência de precipitação de carbonetos no contorno de grão das amostras tratadas nas temperaturas de 580 °C e 600 °C, o que justificaria a menor tenacidade destas condições (COUTO et al. 2014, GOMES et al. 2012, GOMES et al. 2013, PINHEIRO et al. 2015 e VOGAS et al. 2013). Nota-se ainda que embora com uma queda em relação ao estado como soldado, a execução do TTPS a 600 °C promove a obtenção de resultados superiores aos verificados com TTPS a 580 °C, inclusive permitindo atender aos requisitos para o aço grau R4 (Figura III.7). Este é um resultado importante, já que a literatura registra ser o tratamento a 600°C o mais indicado para o procedimento de soldagem deste aço (GOMES et al. 2012, 2013, JORGE et al. 2007, 2011, 2013, LINS JUNIOR et al. 2014, SUMAM et al. 2004). Já em relação ao valor de tenacidade mais baixo em comparação com outros trabalhos técnicos (COUTO et al. 2014, GOMES et al. 2012, 2013, JORGE et al. 2007, 2011, 2015, KARLSSON et al. 2015, KEEHAN et al. 2010, LORD et al. 1999, PINHEIRO et al. 2013 e VOGAS et al. 2012, 2013), as Figuras III.11 e III.12, mostram a ocorrência de constituintes microestruturais que segundo a literatura (BADESHIA et al. 2007, KARLSSON et al. 2004, 2011, KEEHAN et al. 2006, 2006a, 2007, SOUZA et al. 2005) seriam reconhecidamente responsáveis por baixa tenacidade do metal de solda.



(a) (b)

Figura III.10 – Ocorrência precipitação no contorno de grão indicada pelas setas. (a) TTPS – 580 °C e (b) TTPS – 600 °C. Ataque: Nital 2%.

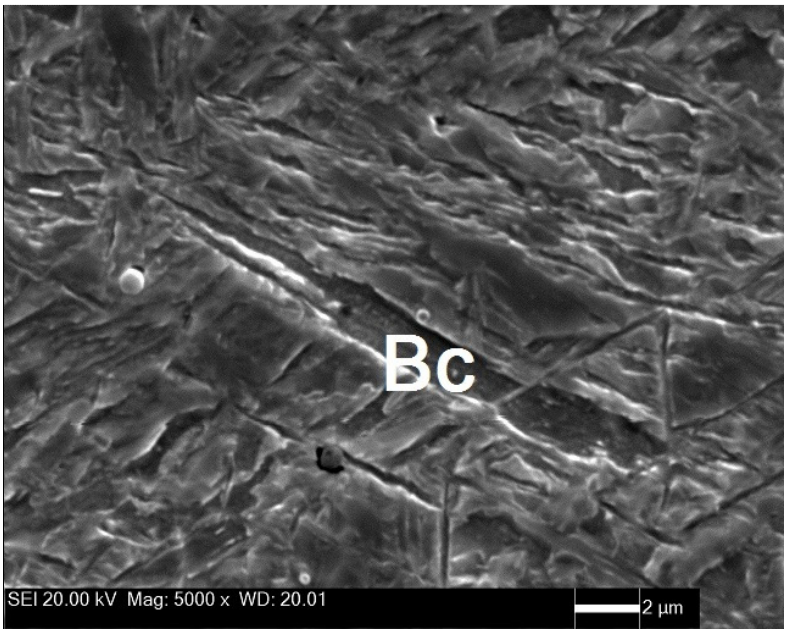


Figura III.11 – Detalhe de bainita grosseira (Bc) no metal de solda no estado como soldado. Ataque: Nital 2%.

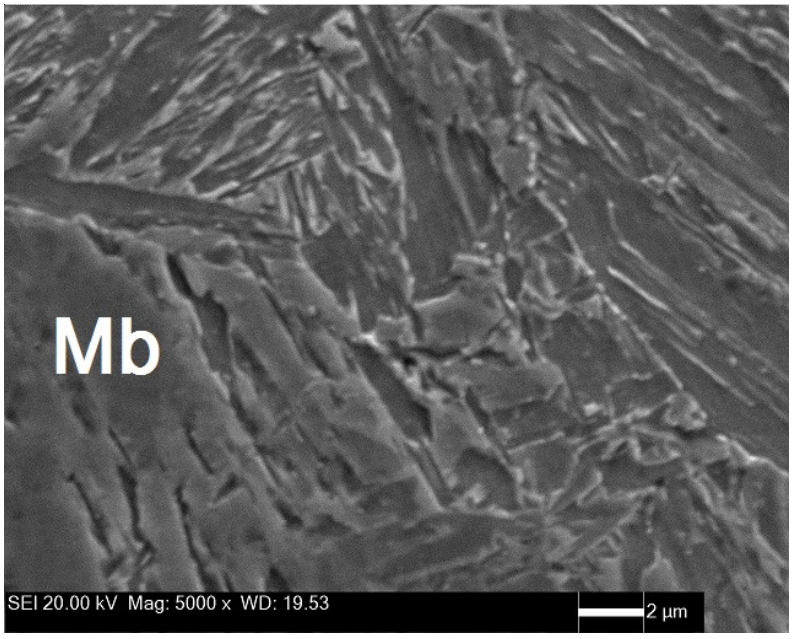


Figura III.12 – Detalhe de martensita de baixa tenacidade (Mb) no metal de solda tratado termicamente a 580 °C. Ataque: Nital 2%.

CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos no presente trabalho, permite-se concluir:

a) O metal de solda obtido apresentou uma microestrutura constituída de martensita e bainita, com predominância da primeira;

b) A baixa tenacidade observada pode estar relacionada à ocorrência de constituintes grosseiros observados no metal de solda;

c) O TTPS realizado a 580°C provocou uma redução da tenacidade devido à precipitação de carbonetos nos contornos de grão;

d) O tratamento térmico realizado a 600°C por 1 hora, usualmente utilizado para soldagem do grau R4, propiciou valores de tenacidade ao impacto adequados para esta aplicação.

SUGESTÕES

Para continuidade do presente trabalho, permite-se sugerir:

a) Realizar análise por microscopia eletrônica de transmissão para caracterização precisa das fases associadas à baixa tenacidade;

b) Realizar análise por microscopia eletrônica de transmissão para identificação dos precipitados que ocorrem após o TTPS e;

c) Avaliar um consumível alternativo para soldagem do aço grau R4.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABS Guide for certification of Offshore Mooring Chain, Section 3, Accessories, 1999.

AMERICAN BUREAU OF SHIPPING, Rules for Materials and Welding, Part 2, Houston, 2012.

AMERICAN WELDING SOCIETY, Specification for low alloy steel electrodes for shielded metal arc welding , AWS 5.5, USA, 1996.

ASTM A370-07. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, American Society of Testing Materials, ASTM International, 2007.

BHADESHIA, H. K. D. H.; "Strong ferritic–steel welds", *Materials Science Forum*, v.539–543, pp. 6-11, 2007.

COUTO, J.L.S., JORGE, J.C.F. e SOUZA, L.F.G.; "Influência da composição química nas propriedades mecânicas de metais de solda de alta resistência", *Anais do LXIX Congresso Internacional da ABM*, pp. 1-13, São Paulo, SP, Brasil, julho, 2014.

EN 1011-2, Welding — Recommendations for welding of metallic materials — Part 2: Arc welding of ferritic steels, Brussels, 62p, 2003.

EVANS, G. M.; "The Effect of Nickel on the Microstructure and Proprieties of C-Mn All-Weld Metal Deposits", *Welding Research Abroad*, XXVII, 1991.

FARAGASSO, SM., SOUZA, L.F.G., BOTT, I.S., JORGE, J.C.F.; "Evaluation of mechanical properties and microstructures of extra high strength steel weld metal for use in mooring equipment", *Proceedings of the 37th National Congress on Welding*, pp. 1–10, São Paulo, 2011.

GOMES, A.J.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; "Estudo de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência com Diferentes Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem", *Anais do XXXVIII Congresso Nacional de Soldagem-CONSOLDA*, pp.1-12, Ouro Preto, Minas Gerais, outubro, 2012.

GOMES, A.J.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; "Propriedades mecânicas de metal de solda de aço de extra alta resistência para reparos de componentes de amarração de plataformas", *Anais do VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, pp.1-10, Penedo, Itatiaia, Rio de Janeiro, Brasil, maio, 2013.

GOMES, A.J.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. E BOTT,I.S.; "Estudo comparativo de metais de solda de aços de extra alta resistência para utilização em componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo", *In: Anais do LXVII Congresso Internacional da ABM*, pp. 806-818, Rio de Janeiro, Brasil, julho/agosto, 2012.

GOMES, A.J.M.; JORGE, J.C.F; SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; "Influence of Chemical Composition and Post Welding Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals", *Materials Science Forum*, v.758, pp. 21-32, 2013.

HARRISON, P.; FARRAR, R.; "Microstructural Development and Toughness of C-Mn and CMn-Ni Weld Metals Part 1 – microstructural Development", *Metal Construction*, v. 19, n. 7, pp. 392R – 399R, julho, 1987.

HOEKSTRA, S., BURG, M. A.M.S. and OUDEN, G.; "Microstructure and Noth Toughness of ferritic weld Metal", *Metal Construction*, v. 18(12), pp. 772-775, 1986.

International Association of Classification Societies, W22, *Offshore Mooring Chain*, June, 2011.

JORGE, J.C.F., FARAGASSO, S.M., SOUZA, L.F.G. and Bott, I.S.; “Effect of post-welding heat treatment on the mechanical and microstructural properties of extra high-strength steel weld metals, for application on mooring equipment”, *Welding International*, v. 29, n.7, p. 521–529, 2015.

JORGE, J.C.F., SOUZA L.F.G., SANTOS FILHO O.R., SANTOS FILHO A.M.F. and BOTT I.S.; “Influence of chemical composition and post weld heat treatment on the microstructural and mechanical properties of high strength steel weld metals”, *In Proceedings of 33rd Brazilian Welding Congress - XXXIII CONSOLDA*, pp. 1-10, Caxias do Sul, Brazil, 2007.

JORGE, J.C.F.; FARAGASSO, S.M.; SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Efeito do Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Utilização em Equipamentos de Ancoragem”, *Soldagem e Inspeção*, v.18, n 2, pp. 137-148, 2013.

JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; BOTT, I.S.; “Estudo de metais de solda de aço de extra alta resistência para utilização em componentes de ancoragem de plataformas de petróleo. Parte I: Propriedades Mecânicas”, *XXVII Congresso Nacional de Soldagem*, pp. 1-10, 2011.

KANG, B. Y.; KIM , H. J.; HWANG, S. K., “Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low-carbon Weld Metals”, *ISIJ International*, v. 40(12), p.1237–1245, 2000.

KARLSSON, L. and BHADESHIA, H.K.D.H.; “Some European Developments in Welding Consumables”, *Journal of the Japan Welding Society*, v. 80, n. 1, pp. 110-119, 2011.

KARLSSON, L., KEEHAN, E., ANDREN, H.O. and BHADESHIA, H.K.D.H.; “Development of high strength steel weld metals – potential of novel high-Ni compositions”, *I. Proceeding of the Eurojoin*, v. 50, pp. 1-8, 2004.

KARLSSON, L., SVENSSON,L.E and HURTIG, K.; “Influence of dilution on properties of high strength steel weld metals”, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, n. 5, p. 62-70, 2015.

KEEHAN, E. et al.; “New developments with C-Mn-Ni High-Strength Steel Weld Metals, Part A– Microstructure”, *Welding Journal*, v. 85, n. 9, pp. 200s-210s, 2006.

KEEHAN, E., KARLSOON, L., ANDREN, H.O.; “Influence of C, Mn and Ni contents on microstructure and properties of strong steel weld metals. Part I. Effect of nickel content”, *Sci Technol Weld Join,* pp.1–8, 2006.

KEEHAN, E., KARLSOON, L., ANDREN, H.O.; “Influence of C, Mn and Ni ontents on microstructure and properties of strong steel weld metals. Part II. Impact toughness gain from manganese reductions”, *Sci Technol Weld Join,* pp. 9–18, 2006.

KEEHAN, E., KARLSOON, L., ANDREN, H.O.; “Influence of C, Mn and Ni contents on microstructure and properties of strong steel weld metals. Part III. Increased strength from carbon additions”, *Sci Technol Weld Join,* pp. 19–24, 2006.

KEEHAN, E. et al.; “Microstructural Characterization of As-deposited and Reheated weld Metal – High Strength steel Weld Metals”, *IIW Doc. IX-2187-06*, 2006.

KEEHAN, E., KARLSSON, L., BHADESHIA, H.K.D.H and THUVANDER, M.; “Electron backscattering diffraction study of coalesced bainite in high strength steel weld metals”, *Materials Science and Technology*, v. 24, n.10, p.1183-1188, 2008.

KEEHAN, E., ZACHRISSON, J. and KARLSSON, L., “Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal”, “Science and Technology of Welding and Joining”, v. 15, n. 3, pp. 233-238, 2010.

KEEHAN, E.; *Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals*, Ph.D Dissertation, Chalmers University of Technology and Göteborg University, Göteborg, Sweden, 2004.

KEEHAN, E.; KARLSSON, L. E.; ANDRÉN, H.O.; “Influence of C, Mn and Ni contents on microstructure and properties of strong steel weld metals, Part I – Effect of nickel content”, *Science and Technology of Welding and Joining*, v.11, n.1, pp.1-8, 2006.

KEEHAN, E.; KARLSSON, L. E.; ANDRÉN, H.O.; “Influence of C, Mn and Ni contents on microstructure and properties of strong steel weld metals, Part II - Impact toughness gain from manganese reductions”, *Science and Technology of Welding and Joining*, v.11, n.1, pp.9-18, 2006.

LINS JUNIOR, A.S.; JORGE, J.C.F. e SOUZA, L.F.G.; “Avaliação das propriedades mecânicas de metal de solda de aço de alta resistência obtido pelo processo GMAW para aplicação em componentes de sistemas de ancoragem”, *Anais do LXIX Congresso Internacional da ABM*, pp. 1-12, São Paulo, SP, Brasil, julho, 2014.

LORD, M.; JENNINGS, G.; “Effect of interpass temperature on properties of high-strength weld metals”, *Svetsaren*, Sweden, v.54, n. 1-2, pp.53-58, Jan, 1999.

MIL 22200-1F, *Electrodes, welding, mineral covered, iron-powder, low hydrogen medium and high tensile steel , as welded or stress-relieved weld application*, USA, 1981.

MOSCIARO, H. B. e JORGE, J. C. F.; “Propriedades Mecânicas de Reparos Por Soldagem de Aço Fundido de Alta Resistência”, *in: Encontro nacional de tecnologia da soldagem*, 210, pp. 307-317, Caxias do Sul, 1995.

PINHEIRO, M.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades de metal de solda de alta resistência obtidos por arame tubular tipo metal cored”, *In: Anais do LXVII Congresso Internacional da ABM*, pp. 1323-1333, Rio de Janeiro, Brasil, julho/agosto, 2012.

PINHEIRO, M.M.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G. e BOTT, I. S.; “Efeito do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades de metal de solda de alta resistência obtidos por arame tubular tipo metal cored”, *Anais do VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, pp.1-11, Penedo, Itatiaia, Rio de Janeiro, Brasil, maio, 2013.

RAMIREZ, J.E.; “Examining the Mechanical Properties of High-Strength Steel Weld Metals”, *Welding Journal*, v. 88, n. 1, pp. 32-38, USA, 2009.

SALVADOR, L. S., JORGE, J. C. F., BOTT, I. S.; “Efeito da Composição Química e Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas Propriedades de Metais de Solda de Alta resistência para Aplicação em Estruturas Offshore”, *in: Encontro nacional de tecnologia da soldagem*, 210, pp. 337-351, Caxias do Sul, 1995.

SOUZA, L.F.G., BOTT, I.S., JORGE, J.C.F., GUIMARÃES, A.S. e PARANHOS, R.P.R.; “Microstructural analysis of a single pass 2.25% Cr–1.0% Mo steel weld metal with different manganese contents”, *Materials Characterization*, v. 55, p.19-27, 2005.

SUMAM, J.A., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Efeito de tratamentos térmicos pós-soldagem nas propriedades de aço fundido de elevada resistência para sistemas de ancoragem de plataformas marítimas”, *Revista Soldagem & Inspeção*, v. 9, n.4, pp.205-212, Dez, 2004.

SURIAN, E., RISSONE, N.M., SVOBODA, H.G., DE VEDIA, L.A.; “SMAW, FCAW and SAW High-Strength Ferritic Deposits: The Challenge Is Tensile Properties”, *Welding Journal*, v. 89, nº 3, pp. 54-64s, USA, 2010.

SURIAN, E.S.; DE VEDIA, L.A.; "All-weld-metal design for AWS E10018M, 11018M and 12018M type electrodes", *Welding Journal*, v. 78, n. 6, pp. 217s-228s, USA, 1999.

SVENSSON, L.E.; “Consumables for Welding High Strength Steels”, *Svetsaren, A welding review published by The Esab Group*, v. 54, n. 1–2, pp. 29-33, 1999.

SVENSSON, L.E.; “Microstructure and Properties of High Strength Weld Metals”, *Materials Science Forum*, v. 539-543, pp. 3937-3942, 2007.

TALAS, S.; “The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals”, *Materials & Design*, v. 31, pp. 2649-2653, 2010.

VAN DER MEE, V.; NEESEN, F.; “Development of High Strength Steel Consumables from Project to Product; 2nd International Symposium on High Strength Steel”, *Stiklestad, Verdal*, pp. 23-24. April, 2002.

VOGAS, P.V.B.D.; JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Influência do Preaquecimento e Tratamento térmico Pós-Soldagem nas Propriedades de Metal de Solda de Alta Resistência obtido pelo Processo Arame Tubular”, *In: Anais do XXXVIII Congresso Nacional de Soldagem - CONSOLDA*, pp. 1-12, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil, outubro, 2012.

VOGAS, P.V.B.D.; JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. E BOTT, I.S.; “Efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades de metal de solda de alta resistência obtidos por arame tubular tupo flux cored”, *In: Anais do LXVII Congresso Internacional da ABM*, pp. 374-387, Rio de Janeiro, Brasil, julho/agosto, 2012.

VOGAS, P.V.B.D.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Avaliação de propriedades mecânicas de metal de solda de alta resistência obtido por processo de arame tubular para tipo flux cored para soldagem de amarras de aço de ancoragem de plataformas de petróleo”, *Anais do VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, pp.1-10, Penedo, Itatiaia, Rio de Janeiro, Brasil, maio, 2013.

WIDGERY, D. J.; KARLSSON, L.; MURUGANANTH, M.; KEEHAN, E.; “Approaches to the development of High Strength Weld Metals”, *Proceedings 2nd Int. Symposium on High Strength Steel*, Norway, 2002.

ZHANG, Z. e FARRAR,R.; “Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of CMn- Ni Weld Metals", *Welding Journal*, v. 76, n. 5, pp. 183s – 196s, 1997.