

AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO ASTM 743 CA6NM

Samuel Ceron¹, 148953@upf.br;
Vinícios Elieser Araldi², vinicios.elieser@gmail.com
João Bagetti³, joao.bagetti@unoesc.edu.br
Vagner Alves Guimarães⁴, vagner@upf.br

¹Universidade de Passo Fundo (UPF)

²Universidade do Oeste de Santa Catarina (UNOESC)

³Universidade do Oeste de Santa Catarina (UNOESC)

⁴Universidade de Passo Fundo (UPF)

Resumo: O aço ASTM 743 CA6NM é amplamente utilizado na fabricação de componentes para turbinas hidráulicas, em especial os rotores Francis. O processo de soldagem empregado na fabricação tem fundamental importância na confiabilidade estrutural dos rotores, bem como no seu tempo de vida em operação, pois a junta soldada deve resistir a todas às solicitações mecânicas impostas aos rotores durante a operação. Dentro deste contexto, a presente pesquisa foi delineada por meio de um estudo planejado, a fim de avaliar o desempenho mecânico de três diferentes concepções de juntas soldadas que podem ser aplicadas na fabricação de rotores, analisando as alterações microestruturais em cada condição de estudo e correlacionando com os resultados dos ensaios mecânicos, bem como os mecanismos de falha encontrados. Ao final do trabalho, conclui-se que todas as condições de estudo apresentaram resultados satisfatórios. Nos ensaios de fadiga, os resultados obtidos revelam que a qualidade do material fundido pode interferir significativamente na vida em fadiga das condições de estudo propostas neste trabalho, uma vez que as rupturas ocorreram preferencialmente nas falhas do material de base fundido.

Palavras-chave: Aço ASTM 743 CA6NM. Rotores Francis. Soldagem. Desempenho Mecânico.

1. INTRODUÇÃO

O aço ASTM 743 CA6NM é amplamente utilizado na fabricação de rotores de turbinas hidráulicas em função das suas propriedades como boa resistência mecânica, resistência ao impacto em baixas temperaturas, à corrosão, ao desgaste e a sua boa soldabilidade. Em operação os rotores estão sujeitos a tensões cíclicas elevadas a partir da operação de início e parada em função do impacto da água nas pás, e tensões com elevado número de ciclos, devido à flutuação hidráulica e ciclos de vibração que ocorrem na rotação nominal. Estes também estão sujeitos a impactos de partículas sólidas como pedras, madeiras e outros resíduos que podem estar presentes no fluxo de água. Desta forma, o processo de soldagem durante a fabricação tem fundamental importância na confiabilidade estrutural dos rotores, bem como no seu tempo de vida em operação, pois a junta soldada deve resistir a todas às solicitações mecânicas impostas aos rotores durante a operação.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Na luta contínua para a redução de custos e aumento de eficiência, os projetistas se aproximam dos limites da integridade estrutural da turbina hidráulica. Os principais desafios encontrados são a fadiga, a corrosão, a corrosão sob tensão, a cavitação e os danos por erosão. Falha em estruturas devido à fadiga de carga ocorrem geralmente em áreas de concentração de tensões de tração. Décadas de experiência em operação têm demonstrado que rotores de turbinas hidráulicas desenvolvem fissuras de fadiga em áreas onde as concentrações de tensão e defeitos do material coincidem (HUTH, 2005).

Desenvolvidos na década de 1960, em pesquisas onde se buscava um novo tipo de aço para a fabricação de rotores de turbinas hidráulicas, os aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM) tornaram-se uma alternativa interessante diante da limitada soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais (AIMC), que possuem elevada susceptibilidade à fissuração a frio e exigem rigorosas medidas preventivas durante a soldagem. Diante disso, chegou-se a um aço com menor teor de C e adição de 4 a 6% de Ni, o AIMM (CASAS, HENKE e NOVICKI, 2009).

A soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos utilizando metais de adição similares exige cuidados especiais a fim de evitar a ocorrência de trincas a frio. Além disto, recomenda-se a realização de tratamento térmico para alívio de tensões posterior à soldagem com o objetivo de garantir uma boa tenacidade da região soldada. A utilização de metais de adição da classe austenítica é restrita às regiões de componentes com baixa solicitação mecânica em função da menor tensão de escoamento destes em comparação à classe martensítica (HENKE, 2010).

Em função dos ciclos térmicos originados pelos sucessivos cordões de preenchimento em soldas do aço ASTM 743 CA6NM com metais de adição similares, como por exemplo, o arame de aço inoxidável martensítico com especificação ER 410 NiMo, os cordões de solda da região superior apresentam um aspecto microestrutural diferenciado dos cordões

localizados nas regiões intermediária e inferior da junta soldada. Por meio da análise micrográfica destas regiões, verifica-se que os cordões de solda das regiões inferior e intermediária, apresentam uma microestrutura mais refinada, em comparação com os últimos cordões depositados na região superior. Essa característica indica que a sequência de passes realizados influencia na microestrutura final da junta soldada, onde os passes subsequentes refinam a microestrutura dos passes anteriores devido ao ciclo térmico (GOUVEIA, PUKASIEWICZ, et al., 2013).

O refino da microestrutura ocorre em função do reaquecimento a temperaturas acima de 800°C. Verifica-se nesta temperatura, a formação de uma região monofásica austenítica γ , que em virtude das elevadas taxas de resfriamento que ocorrem durante o processo de soldagem, promovem o refino da microestrutura em comparação aos últimos cordões depositados e ao metal de base (GOUVEIA, PUKASIEWICZ, et al., 2013).

Estudos realizados revelaram que a resistência ao crescimento de trincas por fadiga do aço ASTM 743 CA6NM soldado com o metal de adição ER 410NiMo é influenciada pela microestrutura. Constatou-se que a microestrutura mais refinada do metal de adição proporciona taxas mais elevadas de propagação da trinca em relação à zona afetada termicamente e ao metal de base, onde a microestrutura é mais grosseira. Este efeito causado pela microestrutura também proporciona uma morfologia da falha diferente em cada uma destas regiões, sendo plana na região do metal de adição e irregular no metal de base (TRUDEL, LÉVESQUE e BROCHU, 2014).

As imperfeições na microestrutura de materiais fundidos tornam-se áreas de maior concentração de tensão, o percentual de perda de propriedade torna-se maior quando a exigência de resistência é maior. Um exemplo importante é a diminuição da resistência à fratura quando inclusões estão presentes em ligas de maior resistência e menor ductilidade. Similar degradação de propriedades é observada em testes que refletem taxas de deformação lentas, rápidas ou cíclicas, tais como fluência, impacto e teste de fadiga (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

A análise das causas de fraturas pode ser feita por intermédio de interpretação e caracterização morfológica da superfície de fratura, a qual é capaz de revelar a história dos eventos que precederam a falha (STROHAECKER, LIMBERGER, et al., 2010).

As fraturas em ligas metálicas podem ocorrer por meio da propagação da trinca de forma transgranular, rompendo a seção transversal do grão, ou de modo intergranular, propagando-se por meio dos contornos dos grãos. Independente do caminho a ser seguido da fratura, existem basicamente quatro modos de fratura: fratura dútil (dimples), fratura frágil (clivagem), fadiga e falta de coesão. Cada um destes modos tem uma aparência da superfície de fratura característica e um mecanismo de propagação (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O aço inoxidável martensítico fundido utilizado neste trabalho foi produzido conforme a norma ASTM 743 Grau CA-6NM. O material foi fundido em placas com dimensões de 150 mm x 300 mm, com uma espessura final de 16 mm após a usinagem. A composição química do aço encontra-se na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço ASTM 743 CA6NM
Composição (% em peso)

Norma	Grau	C		Mn		Si		P		S		Cr		Ni		Mo	
		Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
ASTMA 743	CA6NM	-	0,06	-	1,00	-	1,00	-	0,04	-	0,03	11,50	14,00	3,50	4,50	0,40	1,00

No processo de soldagem, foram utilizados dois tipos de metal de adição: aço inoxidável austenítico AISI 309L e o aço inoxidável martensítico AISI 410, ambos com Ø1,2mm. O objetivo em utilizar estes dois metais de adição foi avaliar o efeito nas propriedades mecânicas da junta ao utilizar um aço macio e dútil como o austenítico em conjunto com o metal de adição martensítico, que possui dureza mais elevada e menor ductilidade. A soldagem das chapas para posterior remoção dos corpos de prova foi realizada em três condições diferentes, sendo a avaliação do desempenho mecânico destas o objeto de estudo deste trabalho. Os principais critérios para definição das condições propostas foram:

- ✓ Avaliar o efeito da utilização do metal de adição austenítico quando depositado no passe de raiz;
- ✓ Avaliar o efeito do metal de adição austenítico aplicado sobre o chanfro da junta soldada, semelhante ao aplicado em procedimentos de reparo;
- ✓ Avaliar o desempenho da junta soldada com deposição somente do metal de adição martensítico.

A Tabela 2 apresenta um resumo das quatro condições propostas e as principais variáveis envolvidas:

Tabela 2. Resumo das variáveis das condições de estudo propostas

Condição	Metal Base	Metal de Adição Ø 1,2mm			TTPS
		Raiz	Preenchimento	Amanteigamento	
1	ASTM 743 CA6NM	ER309LSi	ER410NiMo	Não	Sim
2		ER410NiMo	ER410NiMo	ER309LSi	Sim
3		ER410NiMo	ER410NiMo	Não	Sim

Os parâmetros do processo de soldagem aplicado em todas as condições estão descritos na Tab. (3).

Tabela 3. Parâmetros de soldagem

Cobre-junta / Material	Cerâmico
Método de goivagem	Esmerilhamento
Processo de soldagem / Tipo	MIG - GMAW / Semiautomático
Tipo de junta	Topo "X"
Posição de soldagem	1G
Tipo de Corrente / Polaridade	Contínua / CC+
Modo de transferência	Spray
Velocidade	34 cm/min
Corrente (A)	140 (ER309LSi)
	240 (ER410NiMo)
Tensão (V)	23,5 (ER309LSi)
	27,5 (ER410NiMo)
Gás de proteção	CO ₂ e Ar (WHITE MARTINS, STARGOLD PREMIUM)
Vazão do gás	15 L/min
Distância do bico / peça	20 mm
Diâmetro do bocal	16 mm
Largura máx. do passe	14mm
Temperatura de pré-aquecimento	100 ≤ 150
Temperatura entre passes	100 ≤ 150

O tratamento térmico pós-soldagem realizado foi um recozimento subcrítico para alívio de tensões. A taxa de aquecimento e de resfriamento foi de 50°C/h. O ciclo de tratamento térmico adotado para os corpos de prova foi o mesmo praticado na fabricação de rotores de turbinas, buscando assim reproduzir a condição de fabricação real. A temperatura de patamar ficou em 620 ±10°C durante 2 horas e o ciclo total durou aproximadamente 13 horas.

Para o registro e análise das imagens ópticas, foi utilizado um esteromicroscópio binocular, da marca ZEISS, modelo STEMI 2000-C com aumento de 6,5 a 50x. A documentação microscópica com o reagente Villela's ocorreu por meio de um microscópio óptico da marca ZEISS, modelo Axio Scope A1, com capacidade de aumento de 50 a 1000X e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) TESCAN modelo VEGA LM3, com capacidade de ampliações na ordem de 300000X, ambos da Universidade de Passo Fundo (UPF).

As medições de microdureza foram realizadas conforme a norma ASTM E384 (1999) e obtidas por meio de um microdurômetro da marca SHIMADZU, modelo HMV-G 20ST. A carga aplicada foi de 300 gf com uma distância de 0,4 mm entre os pontos de medição. O ensaio foi realizado no laboratório de ensaios mecânicos da UPF.

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram fabricados conforme a norma ASME IX (2013), QW 462.1

O ensaio de dobramento lateral transversal é um ensaio requerido na qualificação de procedimentos de soldagem, sendo que os corpos de prova foram fabricados seguindo as recomendações conforme a Norma ASME IX 2013, QW-161 e QW-161.1

Os ensaios de fadiga foram realizados seguindo as orientações da norma ASTM E466 (1996). Em função da capacidade da máquina utilizada nos ensaios, foi definido utilizar a seção lateral da chapa soldada como a largura dos corpos de prova, pois seria necessária uma redução de espessura considerável para utilizar a face da solda como a largura do corpo de prova, o que descaracterizaria a solda das condições de estudo e, consequentemente, alterando os resultados. A Figura 1 ilustra a análise que foi feita para definir a forma construtiva dos corpos de prova, onde foi previsto somente a remoção de material necessário para criar a área reduzida.

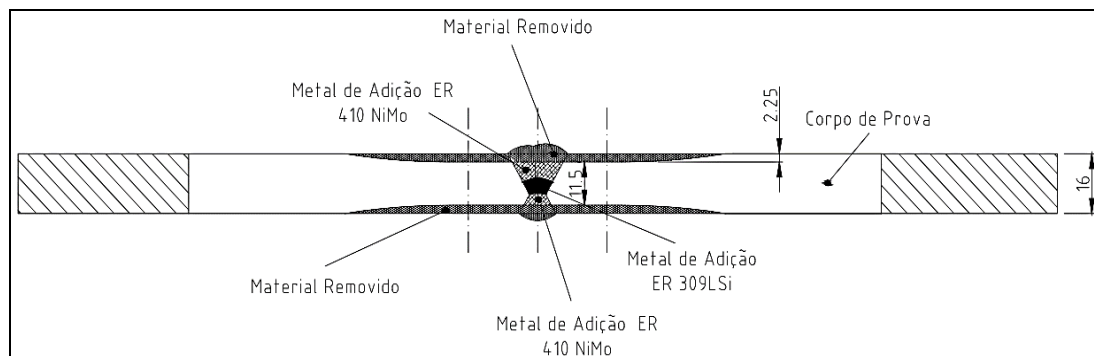


Figura 1. Análise do Corpo de Prova de Fadiga

No presente trabalho, optou-se por utilizar os parâmetros utilizados no cálculo da vida em fadiga para as condições de cargas extremas durante o trabalho dos rotores, ou seja, paradas bruscas e o disparo em rotações acima do nominal. As tensões consideradas para as condições normais em trabalho não foram utilizadas, uma vez que provavelmente atingiriam uma vida infinita, impossibilitando uma análise comparativa. Os parâmetros de ensaios estão indicados na Tab. (4):

Tabela 4. Parâmetros Ensaio de Fadiga

Tensão (MPa)	Força (kg)	Frequência	Número de Ciclos Esperado (mínimo)
380	2000	10Hz	14768

Os ensaios de fadiga foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos da Universidade de Passo Fundo, UPF. O equipamento utilizado foi uma Máquina de Ensaios Universal, fabricada pela SHIMADZU, modelo EHF-EB100kN-20L com acionamento hidráulico e capacidade de ensaio para 100kN.

A análise estatística dos experimentos foi realizada por meio do programa estatístico Minitab® 17, aplicando a análise de variância (ANOVA) com o método de Tukey.

4. RESULTADOS

Os resultados para os ensaios propostos serão apresentados nos itens a seguir.

4.1. Análise Macrográfica

Por meio da análise macrográfica, foi possível analisar a formação da junta soldada, sendo constatado que em todas as amostras houve penetração total da solda, presença da zona termicamente afetada (ZTA) e a formação de linhas em forma de colar que separam as camadas da solda. A Figura 2A apresenta a macrografia referente à condição 1, onde é possível identificar o metal de adição austenítico ER309L no centro da solda, os passes subsequentes com o metal de adição martensítico ER410NiMo, bem como a diluição entre passes dos dois metais de adição.

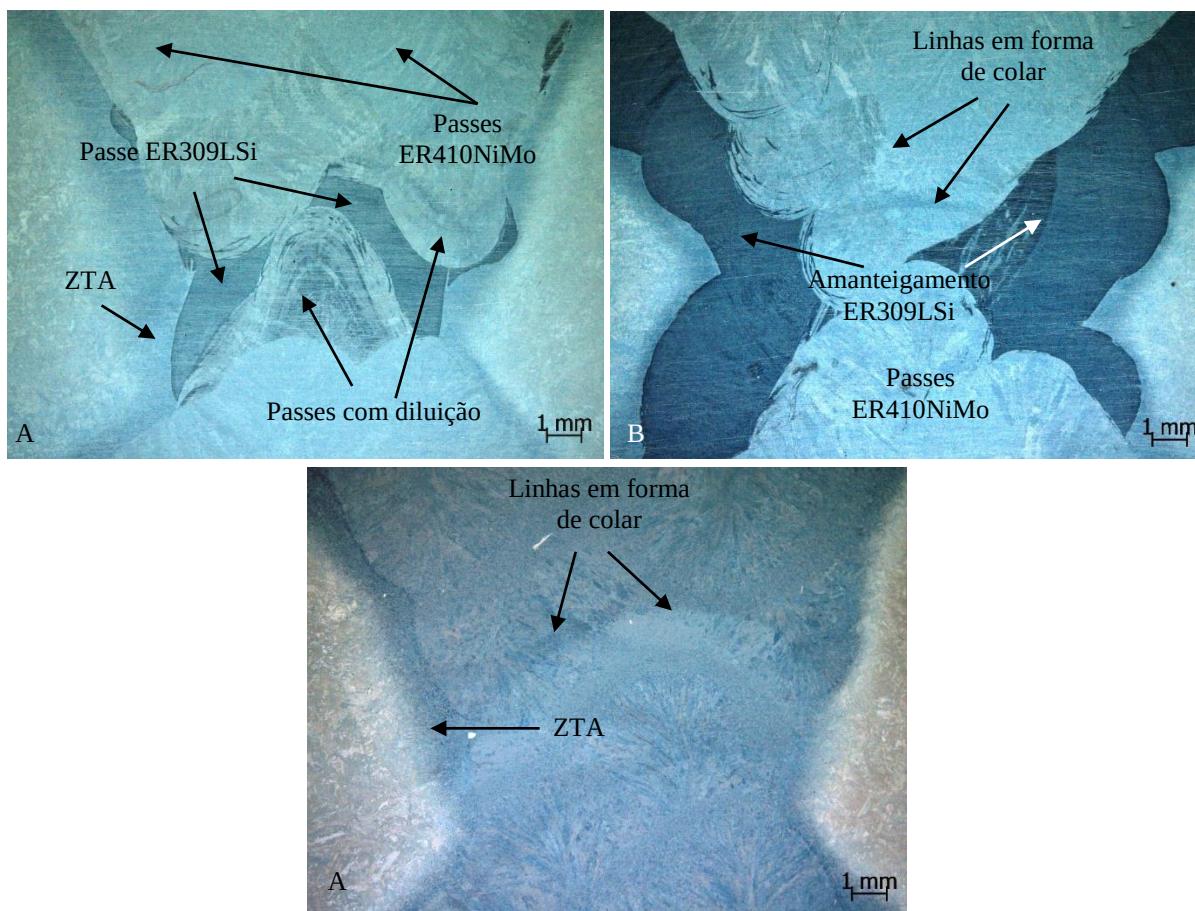


Figura 2. Macrografia do centro da junta soldada na condição 1, (A) região central e (B) região superior

Na condição 2, foi constatado que o amanteigamento com metal de adição austenítico ER309L realizado no chanfro da junta atingiu o objetivo criar uma camada que separa o metal de base do metal de adição martensítico ER410NiMo Fig. (2B). A formação das linhas em forma de colar na condição 3 é mais evidente do que nas demais condições devido ao maior número de passes do metal de adição martensítico ER410NiMo, conforme pode ser observado na Fig. (3C).

4.2. Microdureza Vickers

Por intermédio da medição do perfil de microdureza, foi possível avaliar e comparar os valores de dureza no metal de base, na ZTA e do metal de adição para as diferentes condições de estudo. A Figura 3A apresenta o perfil de microdureza da condição 1, onde a linha amarela representa a linha dos pontos de medição. Pode-se observar o aumento da dureza na região da ZTA em relação ao metal de base, chegando a valores acima de 400 HV_{0,4}. No metal de adição, ocorre uma pequena redução da dureza nos passes martensíticos diluídos com o passe de raiz austenítico e uma significativa redução nas regiões do metal de adição austenítico, chegando a valores de 268 HV_{0,4}. Estes resultados já eram esperados, visto que o aço inoxidável austenítico possui uma dureza menor que o aço martensítico.

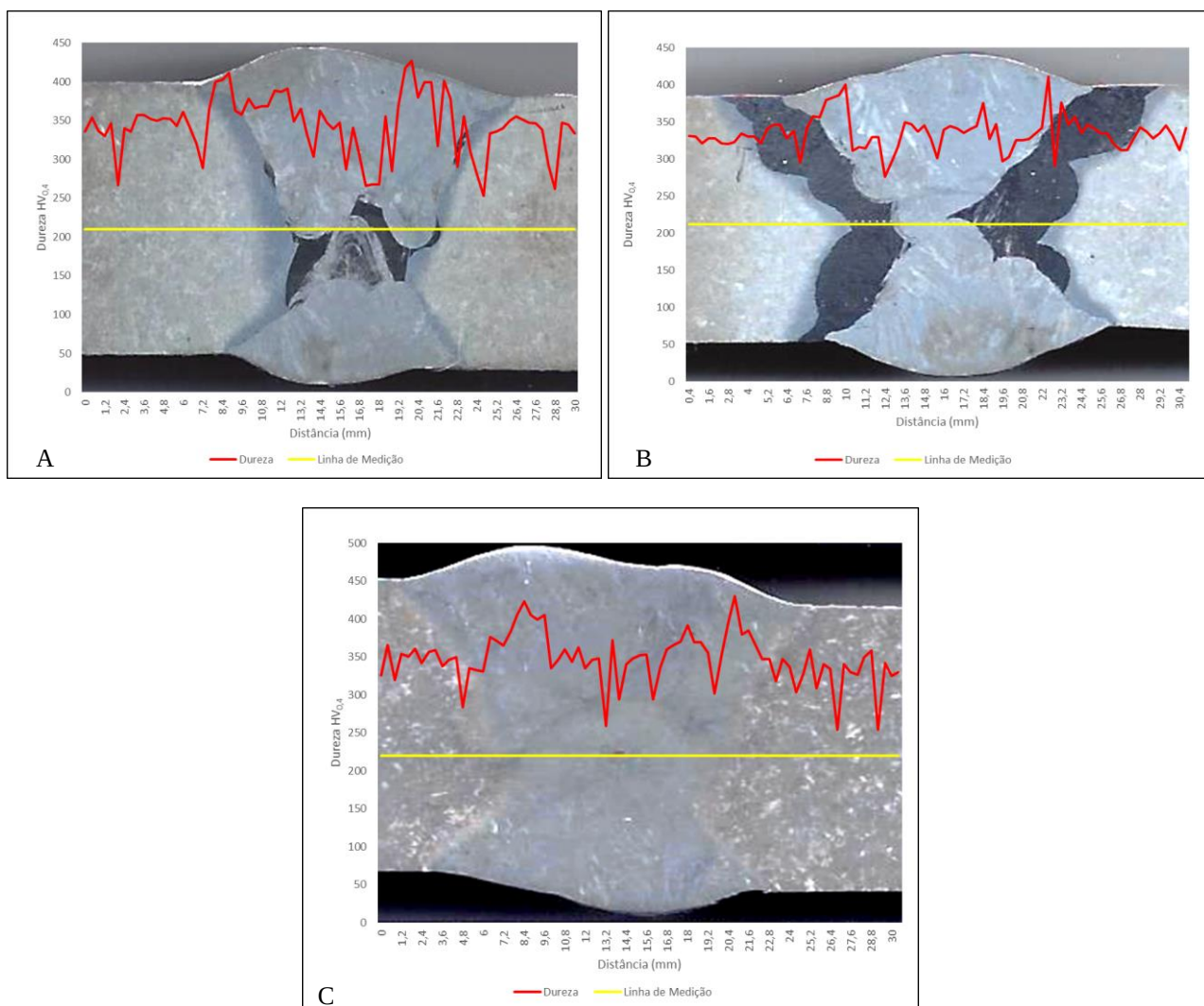


Figura 3. Perfil de microdureza

A Figura 3B apresenta os valores obtidos para a condição 2, o comportamento foi semelhante ao da primeira condição, com um aumento da dureza na ZTA e uma redução na região da junta com amanteigamento do metal de adição austenítico, bem como nos passes diluídos entre o metal de adição martensítico e o austenítico. O perfil de microdureza da condição 3, em comparação com as condições 1 e 2, revela valores de dureza maiores tanto na ZTA quanto metal de adição, o que se deve ao fato desta condição apresentar somente o metal de adição martensítico que por si só já possui uma dureza mais elevada. Além disso, a energia do processo de soldagem é maior, aumentando também o tamanho da ZTA e os valores de dureza nesta região, conforme pode ser constatado na Fig. (3C).

Em função dos ciclos térmicos originados pelos sucessivos passes de solda, também se pode observar por meio da análise micrográfica um aspecto diferenciado entre os passes localizados na região superior, intermediária e na raiz da

junta soldada. A Figura 4 apresenta as diferenças entre a microestrutura e os valores do perfil de microdureza. Analisando a microestrutura do cordão intermediário, observa-se um refino dos grãos em relação ao cordão superior. Esta mudança fica ainda mais evidente ao analisar a microestrutura do cordão de raiz, onde se percebe uma estrutura muito mais refinada que a dos cordões subsequentes.

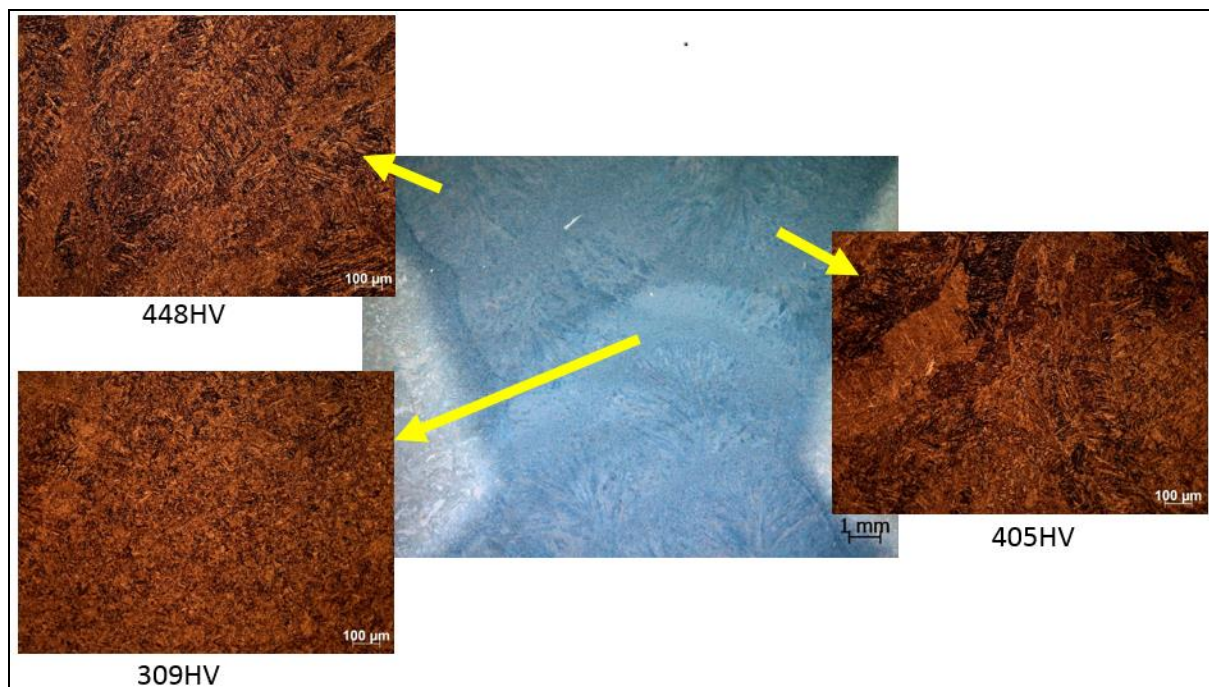


Figura 4. Refino da microestrutura em função dos passes subsequentes (ataque Vilella's, micrografias com aumento de 100X)

Esse refino da microestrutura ocorre por meio do reaquecimento do cordão de solda a temperaturas acima de 800°C em função da deposição dos passes subsequentes, o que promove o revenimento do material de adição.

4.3. Ensaios de Tração

Os resultados dos ensaios de tração estão expostos na Tab. (4). A análise estatística feita por meio do método de Tukey revelou que para a tensão máxima e o alongamento todas as condições são estatisticamente iguais. Já, para a tensão de escoamento, o resultado estatístico indicou um melhor desempenho para a condição 3, seguida pelas condições 1 e por último a condição 2.

Tabela 5. Resultados dos ensaios de tração

Condição	Tensão de Escoamento (MPa)		Tensão Máxima (MPa)		Alongamento (%)	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
1	788,2	26,6	897,0	32,1	13,4	0,7
2	769,6	34,5	890,4	22,6	8,14	0,91
3	852,1	32,7	951,8	24,7	11,97	1,38
4	834,5	29,9	947,5	65,2	8,3	7,2

O menor valor na tensão de escoamento para a condição 2 pode ser explicado pela menor resistência do metal de adição austenítico em relação ao martensítico. Conforme pode ser visualizado na Fig. (5), as rupturas dos corpos de prova desta condição ocorreram na região do amanteigamento do chanfro. Já, o menor alongamento desta condição, não era esperado, contudo pode ter ocorrido em função de um estado triaxial de tensões causado pela restrição na deformação da junta soldada em função da diferença de materiais na região do chanfro, região onde ocorreu a ruptura.

Apesar de a análise estatística indicar pouca diferença entre as amostras, exceto para a tensão de escoamento, algumas considerações sobre os resultados do ensaio de tração devem ser mencionadas:

- ✓ A ruptura de todos os corpos de prova da condição 1 ocorreram no metal de base, ou seja, fora da solda e da ZTA;
- ✓ A condição 2 apresentou a ruptura de todos os corpos de prova na região do amanteigamento do chanfro, no metal de adição austenítico;
- ✓ A condição 3 apresentou um corpo de prova que rompeu no meio da solda, os demais romperam no metal de base.

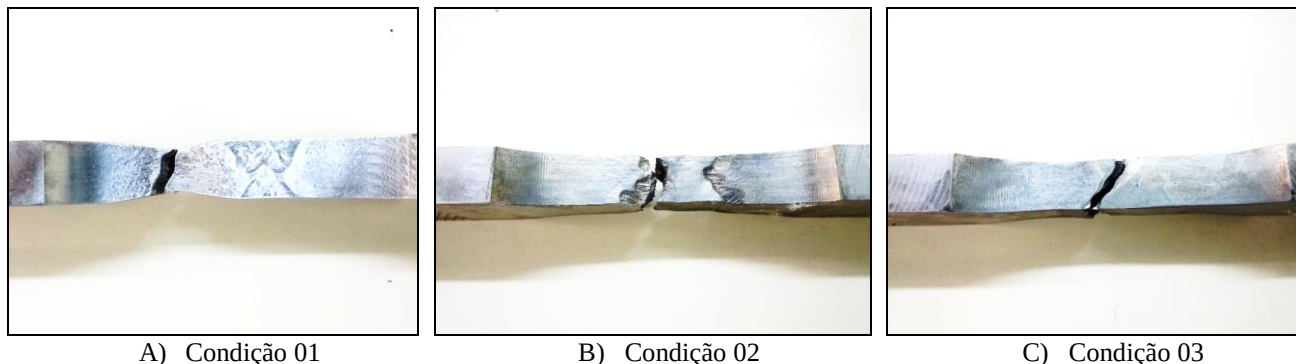


Figura 5. Análise da região de ruptura dos corpos de prova de tração

4.4. Ensaio de Dobramento Lateral Transversal à Solda

O ensaio de dobramento lateral à solda apresentou resultados satisfatórios e muito importantes para a análise do desempenho mecânico das condições propostas, sendo que todas as fissuras que apareceram nas juntas dobradas estavam dentro dos níveis aceitáveis pela norma ASME IX QW-163.

4.5. Fadiga

Para os ensaios de fadiga a análise estatística utilizando o método de Tukey, constatou que as condições de estudo não apresentam diferenças estatisticamente significativas nos resultados, o que significa que as condições são estatisticamente iguais para este ensaio.

Os corpos de prova de todas as condições apresentaram uma significativa variabilidade nos resultados, o que está diretamente relacionado aos defeitos de fundição, pois estes atuam como concentradores de tensão e acabam reduzindo o número de ciclos que o material pode suportar (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998). A Figura 6 apresenta o gráfico com a média e o desvio padrão obtidos nos ensaios de fadiga.

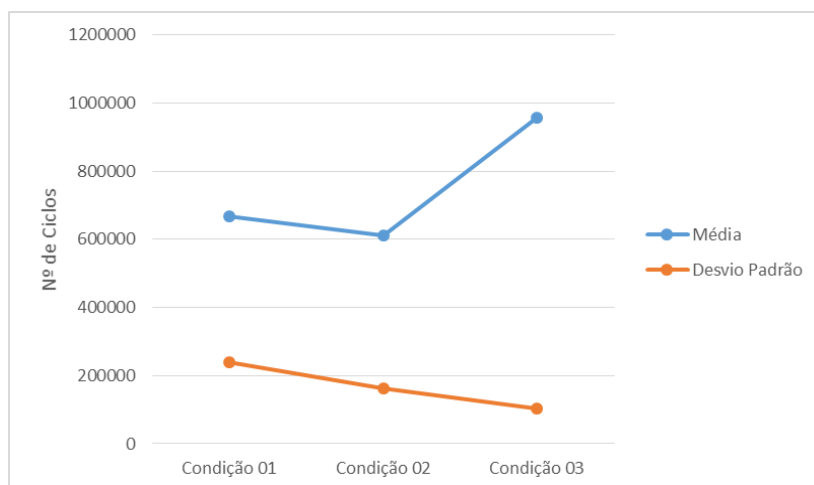


Figura 6. Gráfico dos resultados dos ensaios de fadiga

Todas as condições de estudo apresentaram amostras que romperam fora da região da solda, ou seja, no material de base. Por meio da análise macrográfica utilizando o esteromicroscópio e da análise microscópica com o microscópio eletrônico de varredura (MEV), foi possível identificar os pontos de nucleação da trinca e constatar que a fratura na região do material de base está relacionada com defeitos na microestrutura do material, vazios e bolhas provenientes do processo de fundição, sendo que estes defeitos atuam como concentradores de tensão (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

Nas Figura 7, 8 e 9 é possível observar as fractografias de uma amostra de cada condição que apresentaram a fratura no material de base. A origem da trinca está identificada com uma seta, e as demais imagens correspondem à ampliação da região de origem e da respectiva falha do material fundido.

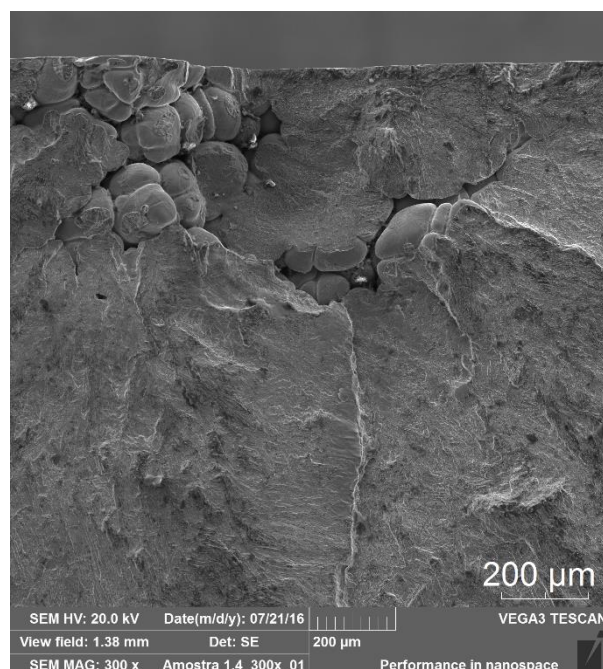
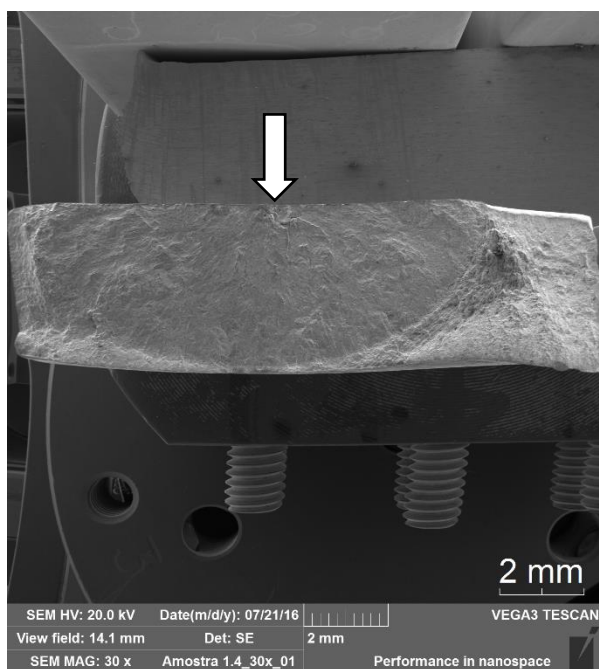


Figura 7. Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 1

As fraturas de todas as amostras que romperam nesta região possuem superfícies relativamente planas e as nervuras radiais que apontam para a origem da trinca formam um leque (CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012).

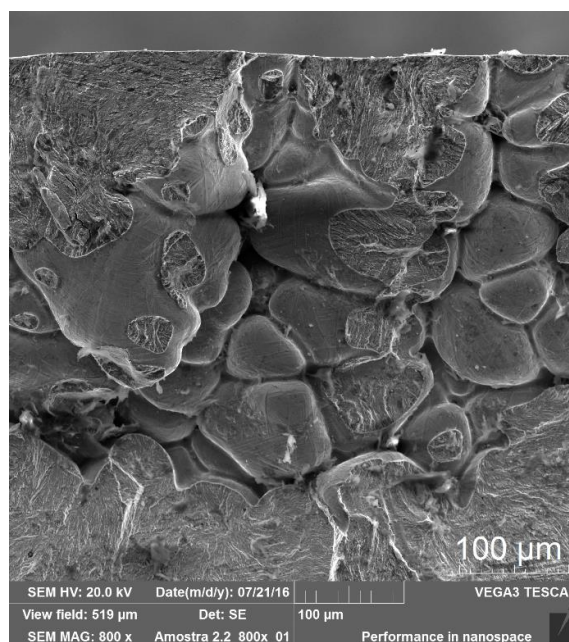
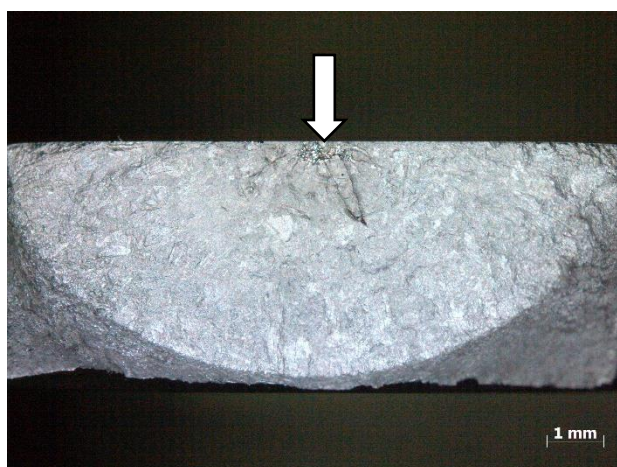


Figura 8. Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 2

Também se pode observar nestas imagens, que a área de propagação estável da trinca, neste caso a zona fibrosa em formato de “leque”, representa boa parte da seção transversal dos corpos de prova, o que indica um modo de fratura dúctil. Analisando o mecanismo de fratura na região de falha rápida, ou área final, também foi identificado um mecanismo de falha dúctil.

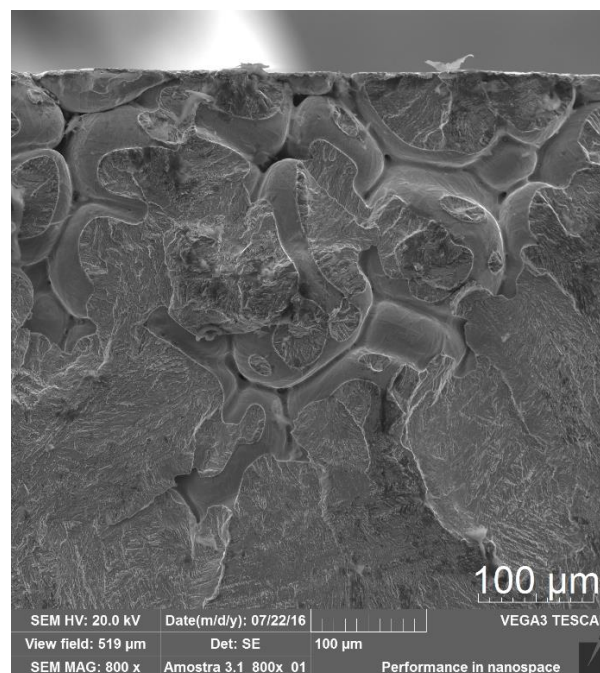
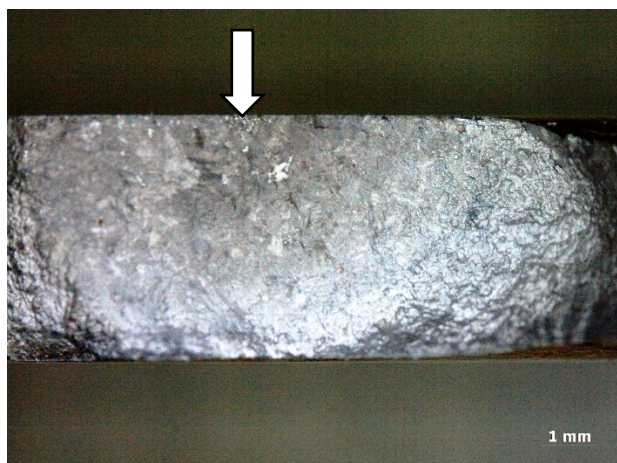


Figura 9. Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 3

Além da fratura no material de base, algumas amostras romperam na região da solda em função de falhas na microestrutura do metal de adição. Em um dos corpos de prova da condição, foi encontrada uma inclusão na região de origem da trinca, conforme pode ser observado na Fig. (10). Esta condição também apresentou uma redução da área de propagação estável da trinca, o que significa que houve uma redução da ductilidade em relação ao material de base.

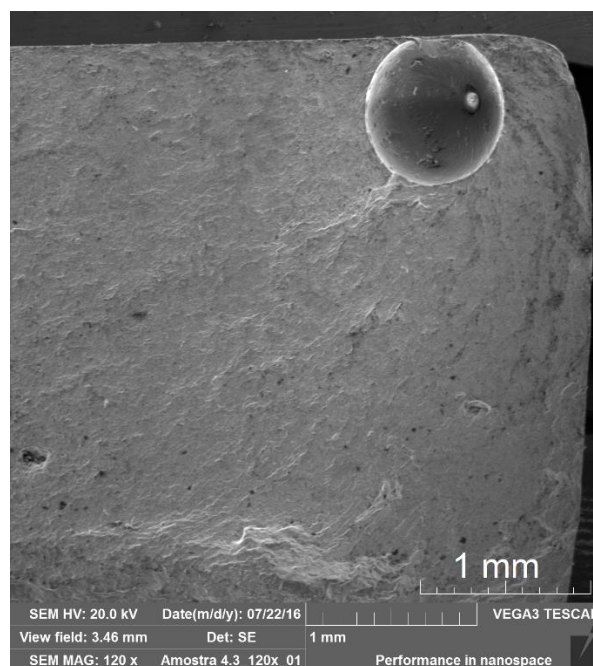
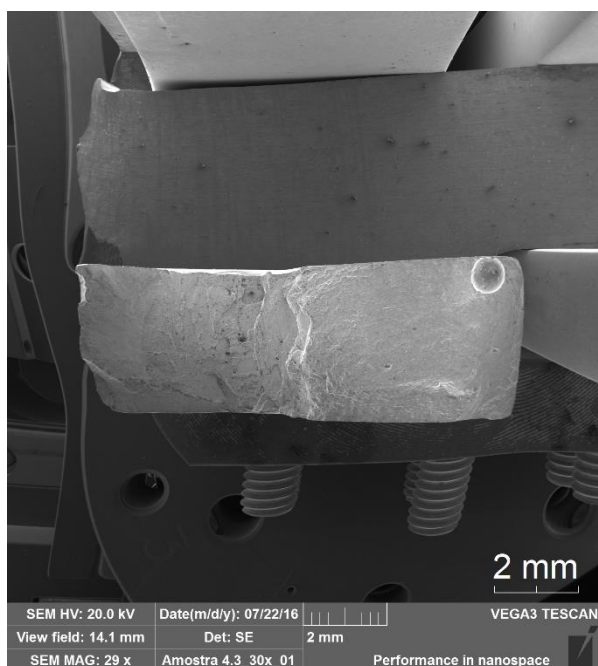


Figura 10. Análise fractográfica de fadiga na solda condição 4

5. CONCLUSÕES

Ao final dos ensaios, conclui-se que a condição 1 apresentou os melhores resultados, seguida pelas condições 2 e 3. A análise do perfil de microdureza comprovou o aumento da dureza na região da ZTA de todas as amostras, assim como uma dureza no metal de adição semelhante ao material de base nas condições 1, 2 e 3, comprovando a eficiência do tratamento térmico e o revenimento entre passes. Nos ensaios de tração, constatou-se que a condição 1 de estudo apresentou melhores resultados, pois nenhuma das amostras rompeu na região da solda. Os ensaios de dobramento lateral à solda apresentaram resultados satisfatórios atendendo aos requisitos de qualificação conforme a norma ASME IX QW-163. Já os resultados obtidos para o ensaio de fadiga revelam que a qualidade do material fundido pode interferir significativamente na vida em fadiga de peças fabricadas com o aço fundido utilizado neste estudo, inclusive em casos de peças com uniões soldadas, como os rotores de turbinas, pois as rupturas ocorreram preferencialmente nas falhas do material de base fundido. Também se constatou que todas as amostras atingiram o número de ciclos mínimo para as condições severas de trabalho de um rotor Francis, que era de 14768 ciclos.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem toda a equipe dos laboratórios da Universidade de Passo Fundo, pelo auxílio na execução dos ensaios, à Universidade do Oeste de Santa Catarina, pelo projeto de pesquisa em parceria que custeou a compra da matéria-prima dos corpos de prova, e à empresa HISA Grupo WEG por conceder os recursos para a soldagem dos corpos de prova.

7. REFERÊNCIAS

- American Society for Metals, 1998, “ASM Metals Handbook: Casting”, Volume 15.
- American Society of Mechanical Engineers, 2013, “ASME IX Boiler and Pressure Vessel Code, Divisão IX Welding, Braising, and Fusing Qualifications”.
- American Standard for Testing and Materials, 1996, “Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials”, ASTM E466-96.
- American Standard for Testing and Materials, 1999, “Standard test method for microindentation hardness of materials”, ASTM E384-99.
- American Standard for Testing and Materials, 2006, “Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion”, ASTM A 743/A 743M – 06.
- Casas, W.J.P.; Henke, S.L.; Novicki, N., 2009, “Fracture toughness of CA6NM alloy, quenched and tempered, and of its welded joint without PWHT”, Welding International, v. 23, n. 3, p. 166-172.
- Gouveia, R. R. et al, 2013, “Interpass temperature influence on the microstructure, impact toughness and fatigue crack propagation in ASTM A743-CA6NM GTAW welded joints”, Soldagem & Inspeção, v. 18, n. 2, p. 127-137.
- Henke, S. L., 2010, “Efeito da soldagem plasma pulsada na microestrutura e resistência à fadiga de um aço inoxidável supermartensítico”, Tese de Doutorado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, UFPR. Curitiba, Paraná, Brasil.
- Huth, H.-J., 2005, “Fatigue design of hydraulic turbine runners”, Tese de Doutorado. Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and Technology. Thondheim, Norway.
- Strohaecker, T. R., 2010, “Mecânica da Fratura”, Porto Alegre - RS: UFRGS.
- Trudel, A.; Lévesque, M.; Brochu, M., 2014, “Microstructural effects on the fatigue crack growth resistance of a stainless steel CA6NM weld”, Engineering Fracture Mechanics, v. 115, p. 60-72.

Title: Evaluation of the mechanical performance of welded joints of steel ASTM 743 CA6NM

Samuel Ceron¹, 148953@upf.br;
Vinícios Elieser Araldi², vinicios.elieser@gmail.com
João Bagetti³, joao.bagetti@unoesc.edu.br
Vagner Alves Guimarães⁴, vagner@upf.br

¹University of Passo Fundo (UPF)

²University of the west of Santa Catarina (UNOESC)

³University of the west of Santa Catarina (UNOESC)

⁴University of Passo Fundo (UPF)

Abstract: The ASTM 743 CA6NM steel is widely used in making components for hydraulic turbines, in particular Francis rotors. The welding process, which is used in the manufacture, is of fundamental importance in the structural reliability of the rotors, as well as in their lifetime in operation, since the welded joint must resist to all the mechanical stresses imposed on the rotors during operation. In this context, this survey was outlined through a planned study, in

order to evaluate the mechanical performance of three different concepts of welded joints that can be applied in the manufacture of rotors, analyzing the microstructural changes in each study condition and correlating with the results of mechanical tests, as well as with found failure mechanisms. At the end of the work, all the study conditions presented satisfactory results.. In the fatigue tests, the obtained results show that the quality of the molten material can interfere significantly in the life in fatigue of conditions proposed in this study, because the ruptures occurred preferably in the failure of molten base material.

Keywords: ASTM 743 CA6NM steel. Francis rotors. Welding. Mechanical performance.