

EFEITO DE MUDANÇAS DA MICROESTRUTURA APÓS A SOLDAGEM

CON-2106-1346

Resumo: Soldagem é uma das operações amplamente utilizada na indústria e é um dos principais processos tecnológicos na construção naval. Processos metalúrgicos durante soldagem provocam tensões residuais em peças soldadas. Tensões residuais de soldagem, principalmente tensões de tração, podem afetar a vida útil e integridade dos componentes soldados. Recentemente foi observado um efeito de redistribuição das tensões residuais de soldagem num período de até duas semanas após o término do processo de soldagem. Existe hipótese que esta redistribuição das tensões está associada a mudança na microestrutura que ocorre no material após do processo de soldagem. Para provar esta hipótese, uma simulação física dos ciclos térmicos do processo de soldagem com equipamento GLEEBLE foi realizada para amostras do aço ASTM DH36. Através da técnica de microscopia eletrônica de varredura associada a técnica de difração de elétrons retroespalhados (MEV-EBSD) foi observada a variação da misorientação dos grãos e mudanças na microestrutura do material nos primeiros dias após soldagem, acompanhada de redistribuição das tensões residuais.

Palavras-chave: soldagem, microestrutura, misorientação, tensões residuais

1. INTRODUÇÃO

Soldagem é uma das operações amplamente utilizada na indústria e é um dos principais processos tecnológicos na construção naval. É utilizada em todas as etapas de fabricação do navio, desde a junção das chapas navais, fabricação dos sub-blocos e blocos, até a sua montagem final.

É quase inevitável alteração no estado das tensões mecânicas após a soldagem por causa das tensões residuais de soldagem. Surgimento das tensões residuais de soldagem é um processo complexo que envolve vários fatores. Entre as fontes de tensões residuais de soldagem distinguem a contração no resfriamento de regiões diferentemente aquecidas e plastificadas durante a operação de soldagem, o resfriamento superficial mais intenso e a transformação de fase, sendo assim, o estado das tensões residuais provenientes da soldagem é de natureza complexa.

Recentemente foi observado um efeito de redistribuição das tensões residuais de soldagem, no material depositado e no material base, num intervalo de tempo relativamente curto após o término do processo de soldagem (Gurova *et al.* 2012). Há hipótese que este fenômeno está associado às mudanças na microestrutura que ocorrem no material após o processo de soldagem (Gurova *et al.* 2015). Processos de cristalização e de deformação dão origem às discordâncias. Ambos os processos acontecem durante soldagem. Desta maneira, surge acúmulo das discordâncias. Orientação dos contornos dos grãos está sujeita às mudanças durante esta acumulação das discordâncias e pode apresentar flutuações de alguns graus, mesmo dentro do mesmo grão, (El Shawish, 2012). Assim, é esperado que acumulação das discordâncias altera a distribuição de orientações dos grãos e ângulo da misorientação dos contornos dos grãos. Existe uma relação bem explícita entre nível das tensões residuais presentes no material e misorientação, (Costa *et al.* 2007). Para baixos ângulos, os corpos de prova com maiores níveis de tensões em módulo apresentam maior porcentagem de misorientação. Para altos ângulos, o comportamento observado é o oposto. O processo de mudança da microestrutura é considerado como origem dos processos de formação das tensões residuais em cerâmicas policristalinas, (Vedula *et al.* 2001). Durante a formação da microestrutura, fronteiras com alta mobilidade e energias são suscetíveis a serem

eliminadas, alterando desse modo as orientações da rede cristalina e misorientação dos contornos dos grãos. Para os filmes finos de silício policristalino foi observado relaxamento das tensões durante geração das combinações dos extensos defeitos ativos, tais como discordâncias e contornos dos grãos, (Sarau *et al.* 2006).

Para provar nossa hipótese, uma simulação física dos ciclos térmicos do processo de soldagem foi realizada utilizando a simulação física termo-mecânica (GLEEBLE). Amostras foram manufaturadas do aço ASTM DH36 amplamente utilizado na indústria naval. A finalidade era criar uma área com microestrutura similar a da região intercrítica reaquescida (IRGG) da área termicamente afetada (ZTA) de granulação grosseira (GG) da solda real de múltiplos passes.

Através da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD - Electron Backscatter Diffraction), nesta área foram observadas uma variação da misorientação dos contornos dos grãos e mudanças na microestrutura do material nos primeiros dias após a soldagem, acompanhada de redistribuição das tensões residuais de soldagem.

2. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS E TÉCNICAS UTILIZADAS

Os ensaios foram realizados com amostras de tamanho 10x10x71 mm manufaturados de aço ASTM DH36. Composição química do aço está apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço ASTM DH36

C%	Mn%	Si%	Al%	S%	P%	Nb%	V%	Cr%	Cu%	N%
0.141	1.49	0.179	0.393	0.0102	0.0224	0.0322	0.0429	0.0220	0.0106	0.0071

Simulação física dos ciclos térmicos do processo de soldagem foi realizada utilizando equipamento GLEEBLE 38000. Cada amostra foi rigidamente fixada nas garras do equipamento, Fig. 1. A temperatura foi medida com termopar de tipo K soldada no meio da amostra.

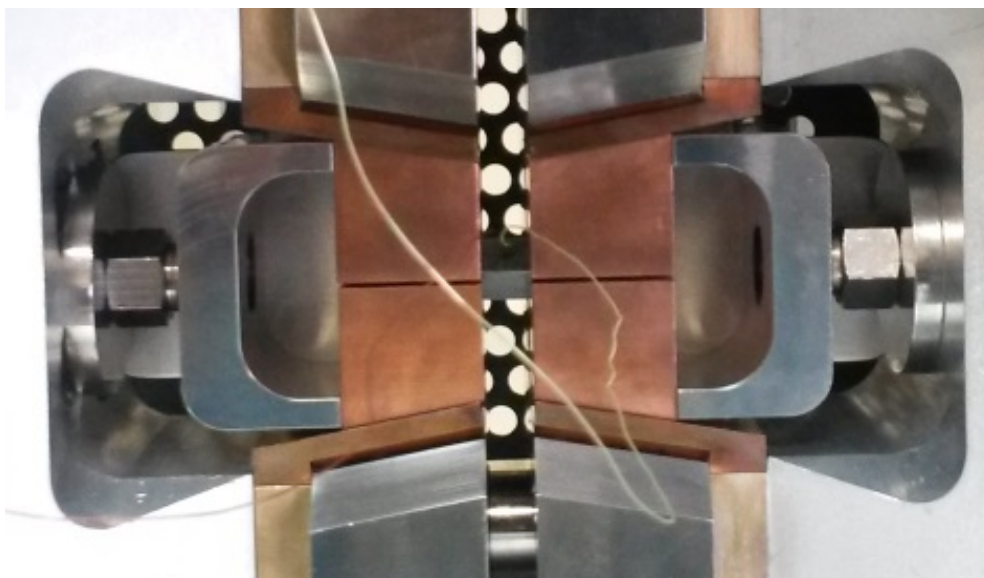


Figura 1. Amostra (no centro da imagem) fixada no equipamento GLEEBLE

Simulação dos ciclos térmicos da soldagem com dois passes foi realizada conforme seguinte esquema. Parte central da amostra foi levada à temperatura de 1350 °C, permaneceu com esta durante 0.35 s, foi resfriada até 800 °C em 50 s e depois até 200 °C em 100 s para simular o primeiro passe da solda. Em seguida foi aquecida novamente até 800 °C e resfriada conforme apresentado na Fig. 2.

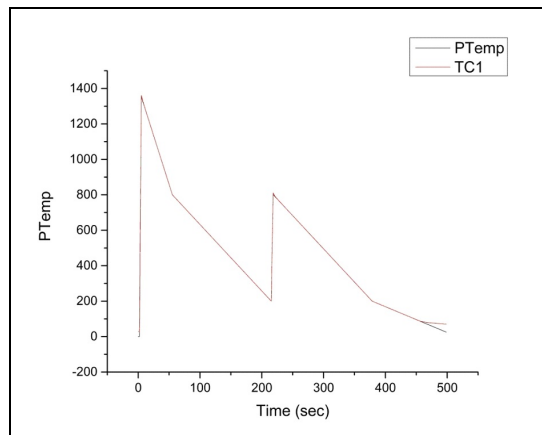


Figura 2. Esquema de simulação dos ciclos térmicos da soldagem em dois passes.
PTemp: perfil do ciclo térmico programado; TC1: perfil do ciclo térmico real

O regime de reaquecimento foi escolhido com propósito de conseguir, após os ciclos térmicos, a estrutura simular da microestrutura da região intercrítica reaquecida (IRGG) da área termicamente afetada (ZTA) de granulação grosseira (GG) da solda real de múltiplos passes, sendo temperatura de pico de reaquecimento no segundo passe do ciclo térmico entre $A_{C1} = 714^{\circ}\text{C}$ e $A_{C3} = 847^{\circ}\text{C}$. Os valores A_{C1} e A_{C3} foram calculados pela fórmula empírica proposta em (Andrews, 1965). Microestrutura da área obtida na parte central da amostra está apresentada na Fig. 3, e está compatível com microestrutura da região intercrítica de grão grosseiro da ZTA da solda de múltiplos passes.

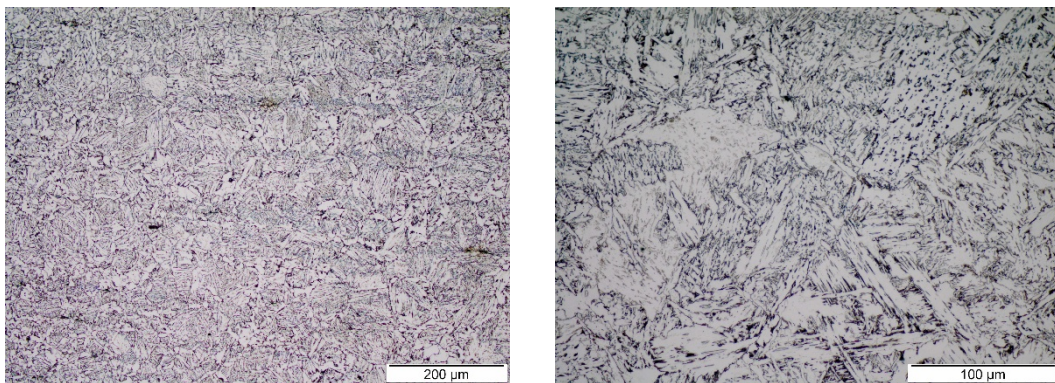


Figura 3. Microestrutura da superfície na parte do meio da amostra após simulação realizada no GLEEBLE:
a) 200X e b) 500X

Para serem analisadas através da técnica EBSD, as amostras foram polidas com papel lixa de diferentes graus, pasta de diamante e emulsão sílica. Mapeamento da microestrutura foi realizado utilizando microscópio eletrônico de varredura (MEV) Quanta 450 da FEI com filamento de tungstênio, operado com 20kV e equipado com detector EBSD completamente automatizado E-FLASH da BRUKER.

A análise de EBSD foi realizada através do monitoramento durante uma semana, enquanto a amostra estava permanecendo na mesma posição dentro da câmara de vácuo do MEV. Monitoramento foi realizado durante cinco dias no período de uma semana, sempre no mesmo horário, com tempo de escaneamento de aproximadamente 45 minutos. Primeiro monitoramento foi feito duas horas após a simulação do ciclo térmico. Mapeamento foi realizado sobre área $73,728 \times 63,648 \mu\text{m}$ utilizando passo de $1 \mu\text{m}$ e ampliação de 2000X. No processamento dos dados foi utilizado pacote ESPRIT 2.0 da BRUKER. Foram analisados misorientação para cada fase, quantidade dos grãos e seu tamanho médio assim com feita identificação das fases cristalinas.

Duas amostras foram utilizadas para monitoramento da redistribuição das tensões residuais. Tensões residuais foram medidas através do método de difração de raios-X utilizando para cada amostra um equipamento portátil RAYSTRESS. Equipamento RAYSTRESS emprega o método de exposição dupla (Gurova *et al.* 2012; Gurova *et al.* 2015). O esquema de medição das tensões utilizando RAYSTRESS está apresentado na Fig. 4. Duas janelas no cassete permitem captar partes das linhas difratadas no intervalo angular de 2θ de 148° a 164° . A amostra tem ângulo de inclinação de 12° que corresponde ao medição no aço utilizando como radiação de Cr-K_{α} e plano de difração $\{211\}$ com $\theta_{211} = 78^{\circ}$. A precisão da medição do valor absoluto da tensão por equipamento utilizado é de $\pm 10\text{MPa}$.

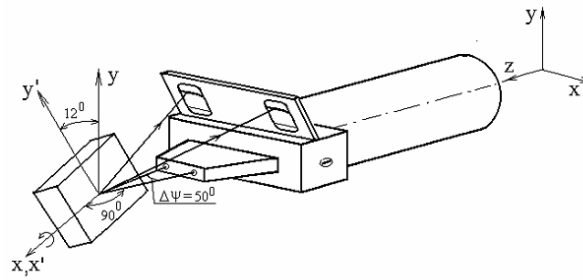


Figura 4. Esquema de medição de tensões com o equipamento portátil RAYSTRESS

Cada amostra foi mantida na mesma posição de medição durante todo período de monitoramento. Para primeira amostra, as medições foram realizadas na área localizada no centro da amostra, o que corresponde região intercritica reauecida (posição 1) e numa posição a 5 mm do centro (posição 2), Fig. 5. As medições começaram duas horas após o termino da simulação com GLEEBLE e continuaram a cada 12 horas durante três semanas.

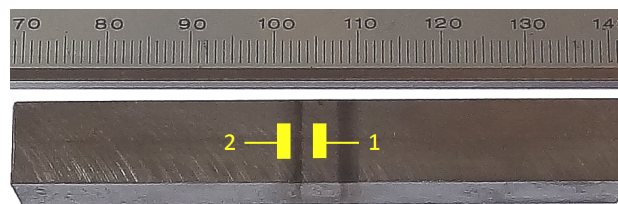


Figura 5. Localização das áreas de medição dos valores absolutos da tensão residual na amostra simulada: 1 - região intercritica reauecida, 2 - área próxima ao região intercritica reauecida. Escala de referencia em mm. Distancia entre as áreas - 5mm

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Tensões Residuais

Os gráficos na Fig. 6 mostram valores das tensões residuais medidas na superfície das amostras nas posições 1 e 2 para cada dos 21 dias de monitoramento. Sinal "-" indica tensões de compressão. Direção de medição é longitudinal em relação ao comprimento da amostra.

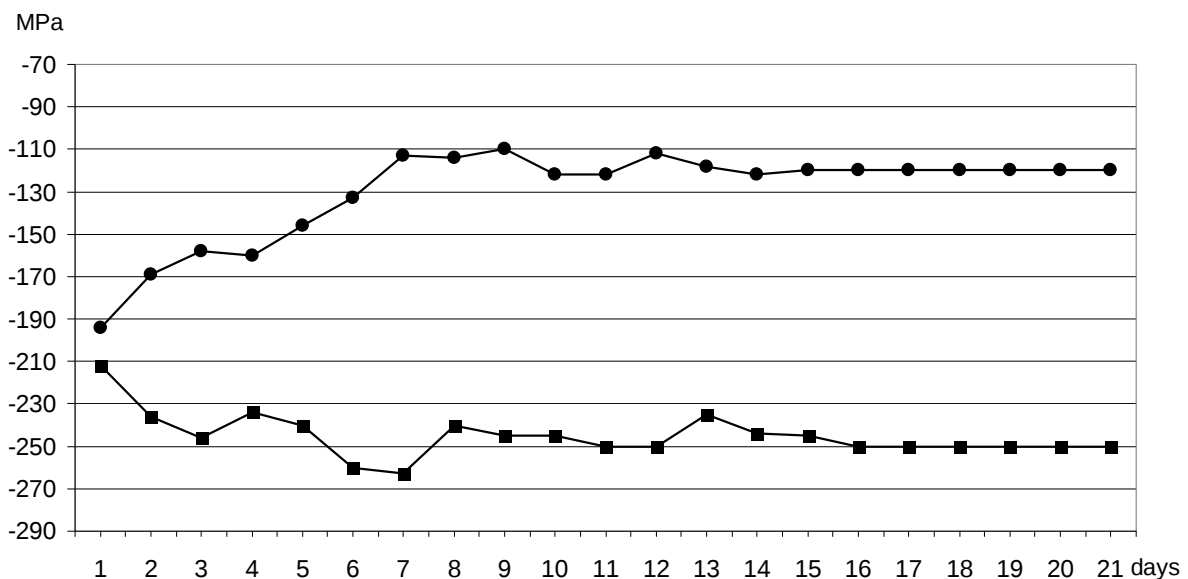


Figura 6. Variação dos valores absolutos das tensões residuais de soldagem com tempo. Direção da medição longitudinal em relação a amostra. Gráfico com ● indica medições na área 1; gráfico com ■ indica medições na área 2.

Observa-se diminuição dos valores da tensão de compressão na área de medição 1 acompanhada pelo crescimento dos valores das tensões de compressão na área de medição 2. Esta variação não é uniforme e sofre oscilações no tempo. Diferença inicial entre os valores nas áreas 1 e 2 é de 20 MPa e a diferença final é de 130 MPa. Estabilização no processo de redistribuição das tensões acontece a partir da segunda semana. Este período de duas semanas normalmente é observado nas medições realizadas nos corpos soldados reais (Gurova *et al.* 2012; Gurova *et al.* 2015).

3.2. Misorientação

Figura 7 mostra resultados da distribuição dos ângulos da misorientação nos contornos de grãos em três dias diferentes durante monitoramento semanal para fase de bainita e austenita retida.

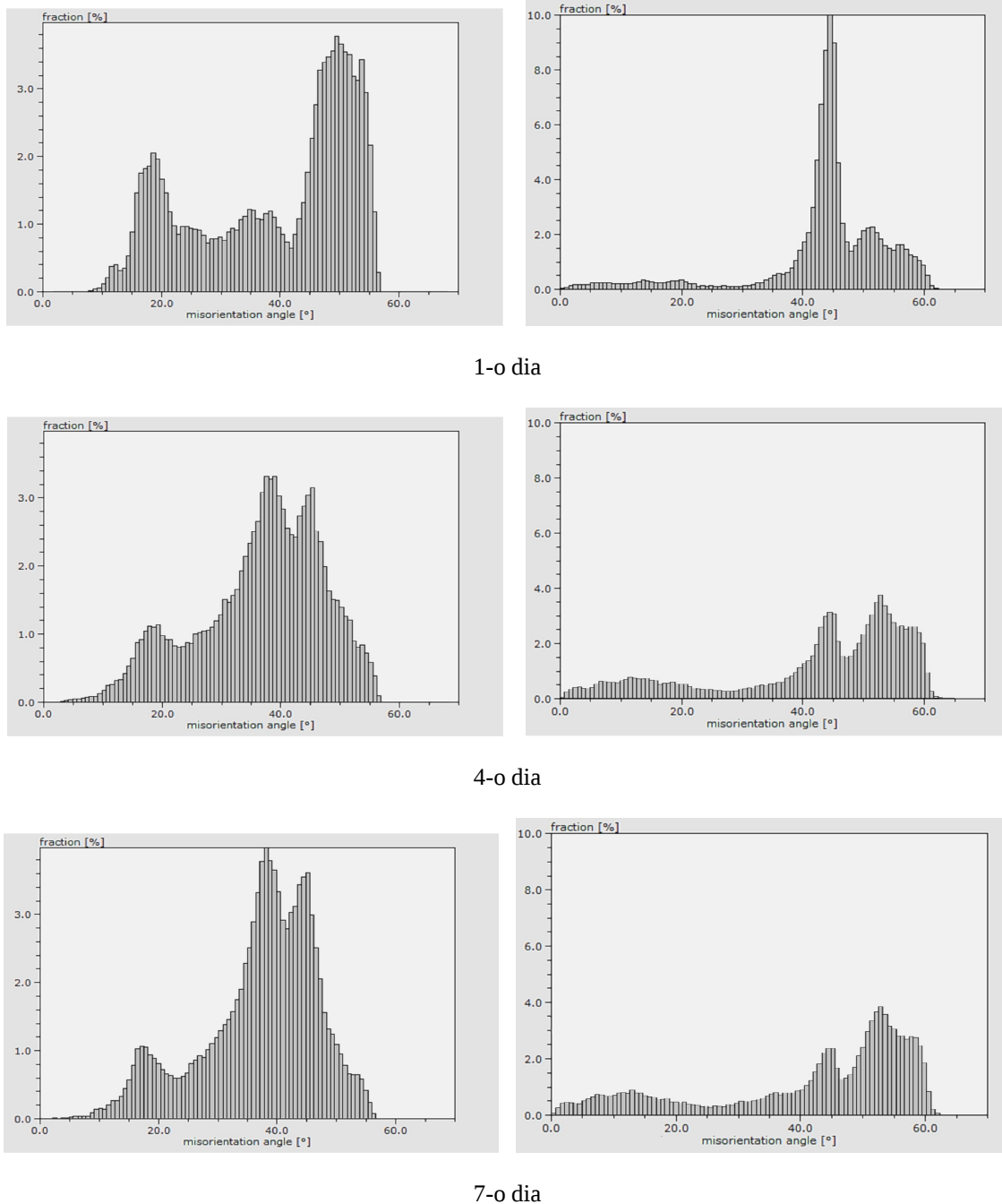


Figura 7. Mudança com tempo da distribuição da misorientação das fases bainita superior (à esquerda) e austenita retida, fcc (à direita) nos ângulos 0° - 60°

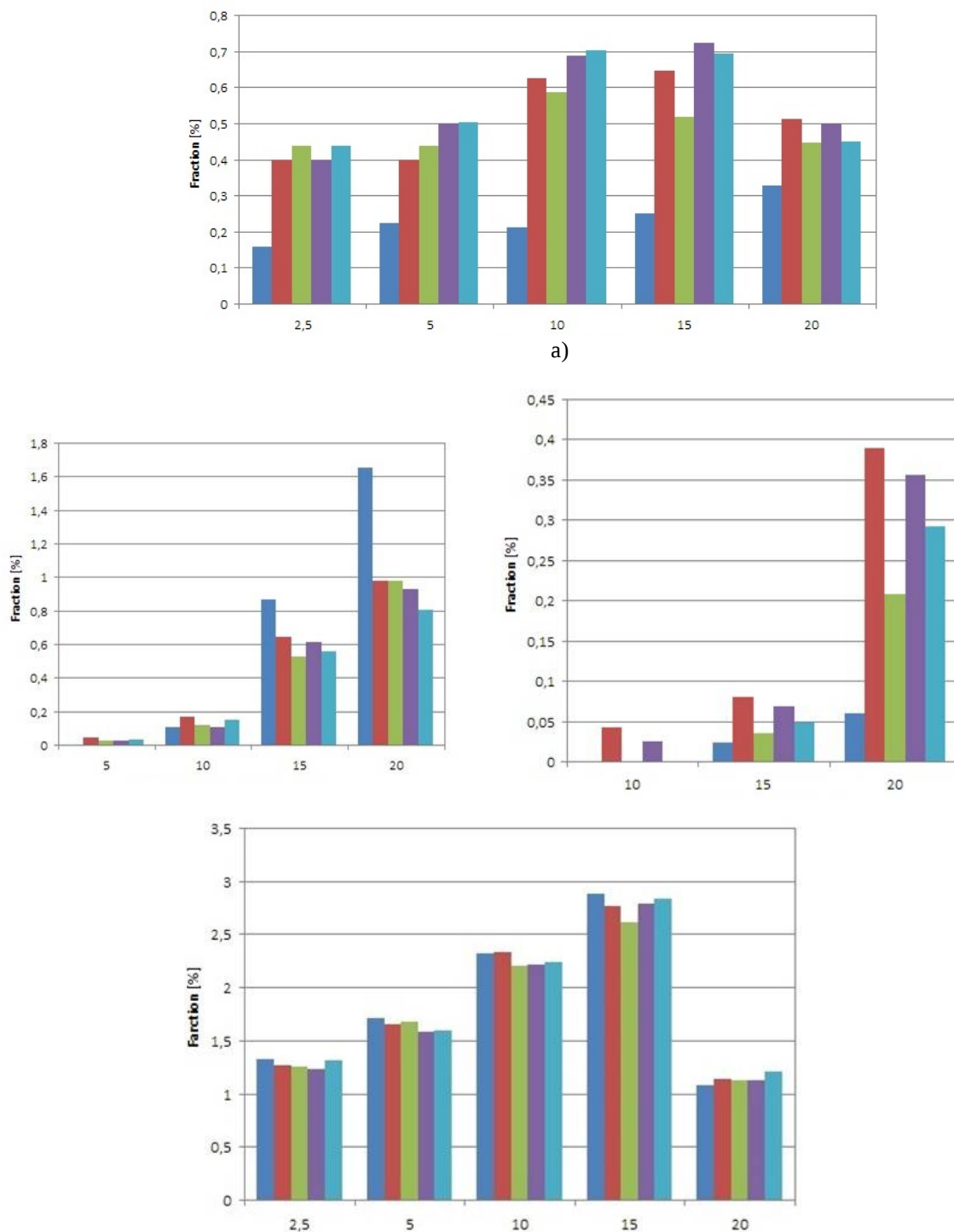


Figura 8. Misorientação para baixos ângulos em cinco dias de monitoramento por fases a) austenita retida, fcc; b) bainita superior; c) cementita e d) ferrita, ccc. Legenda: azul - 1-o dia; vermelho - 3-o dia; verde - 5-o dia; roxo - 6-o dia; azul claro - 7-o dia

Alguns autores observam que há uma relação entre o nível de tensões presentes no material e os ângulos de misorientação. Para baixos ângulos, os corpos de prova com maiores níveis de tensões em módulo apresentam maior porcentagem de misorientação, (Han *et al.* 2003). Para altos ângulos, o comportamento observado é o oposto (Costa *et al.* 2007) ou eles indicam recozimento (Ranjbarodeh *et al.* 2012).

Nossos resultados mostram porém relação diferente para fases diferentes, Fig. 8. Lembra-se que análise microestrutural apresentada foi realizada no ponto que corresponde ao ponto 1 da medição das tensões residuais. Decaimento do valor absoluto da tensão residual (em módulo) medida na direção longitudinal da amostra está acompanhado de diminuição da porcentagem de misorientação para baixos ângulos ($< 20^\circ$), crescimento da porcentagem de misorientação para ângulos próximos a 40° e sua diminuição para ângulos próximos a 50° para fase bainita. Para fase austenita retida observa-se comportamento oposto da redistribuição da porcentagem de misorientação,

especificamente, sua diminuição para ângulos próximos a 40° e ligeiro aumento para ângulos menores que 20°. Para cementita observe-se crescimento da porcentagem de misorientação para os ângulos entre 15° e 35°, assim como, entre 50° e 60° e sua diminuição para os ângulos entre 35° e 50°. As variações na fase ferrita, embora estando presentes, não mostram alguma tendência explícita.

3.3. Grãos

Tabela 2 apresenta quantidade e tamanho médio dos grãos para cinco dias de monitoramento. Observa-se que a quantidade de grãos na área controlada aumenta durante toda semana. Tamanho médio dos grãos diminui nos seis primeiros dias de 10.3µm para 8.08µm e cresce no ultimo dia até 9.48 µm.

Tabela 2. Quantidade e tamanho médio dos grãos

Grãos	1-o dia	4-o dia	5-a dia	6-o dia	7-o dia
Quantidade	238	291	291	312	348
Tamanho médio (µm)	10.3	8.29	8.32	8.08	9.48

Figura 9 mostra distribuição das frações dos tamanhos dos grãos em quatro dias diferentes na primeira semana.

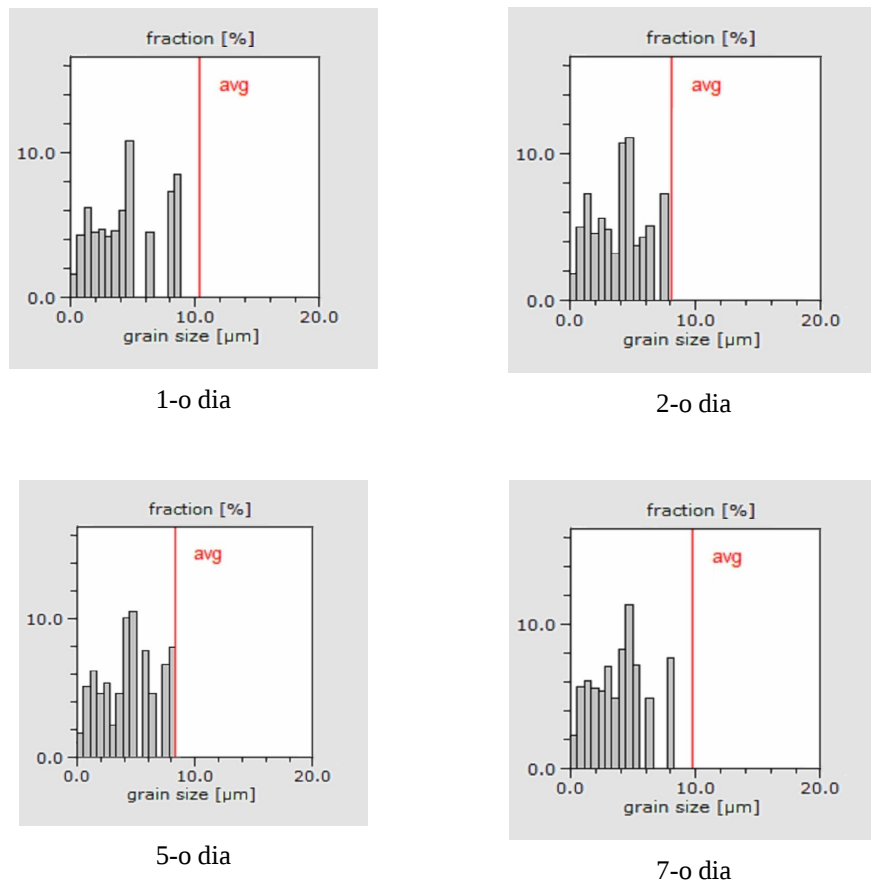


Figura 9. Distribuição das frações dos tamanhos dos grãos em diferentes dias após simulação com GLEEBLE

3.4. Fases

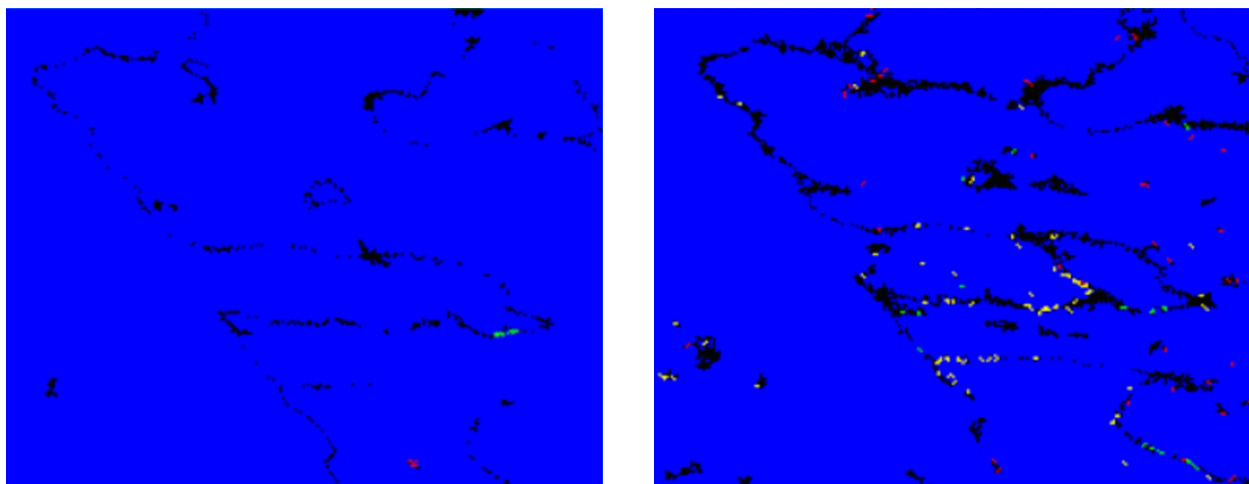
Tabela 3 apresenta resultados de análise da composição das fases em cinco dias da primeira semana após a simulação.

Tabela 3. Distribuição das fases

Fase	1-o dia	4-o dia	5-a dia	6-o dia	7-o dia
	Total %	total %	total %	total %	total %
Ferrita, ccc	98.0	96.8	96.4	95.0	92.9
Austenita retida, fcc	.047	.145	.140	.154	.171
Bainita superior	.013	.171	.148	.231	.264
Cementita	.003	.048	.036	.053	.048
Soluções zero	1.89	2.84	3.24	4.51	6.63

Observa-se que percentual da ferrita diminui e percentual das outras fases cresce de forma continua durante toda semana. Maior variação para austenita, bainita e cementita acontece entre primeiro e quarto dia do monitoramento, o seja, na primeira parte do período de observação. Percentual da ferrita diminui de 98% para 92.9%, o que pode ser relacionado com aparecimento das outras fases.

Figura 10 apresenta o mapa da distribuição das fases. Podemos observar surgimento e crescimento continuo das fases de austenita, bainita e cementita.



1-o dia

7-o dia

Figura 10. Mapa da distribuição das fases. Azul - ferrita, ccc; amarelo - austenita retida, fcc; vermelho - bainita superior; verde - cementita, preto - soluções zero (pontos não indexados)

Observa-se o crescimento do percentual das soluções zero, ou seja, dos pontos na área do escaneamento onde não foi possível classificar (indexar) a fase. Provavelmente, este fato está relacionado ao surgimento da fase martensítica ou da microestrutura dupla fase (constituente M-A). Segundo observações do Dr. Stuart I. Wright (comunicação pessoal, 2015), a fase martensítica não pode ser indexada utilizando técnica de EBSD, pois esta possui uma estrutura tetragonal de corpo centrado, ligeiramente distorcida e a EBSD não consegue indexar estruturas tetragonais com confiabilidade. Inclusive por isso a martensita não aparece nos resultados da análise.

Constituente M-A está presente na região intercrítica da ZTAGG, como podemos observar na Fig. 11. De cor branca aparece constituinte M-A localizada nos contornos de sub grãos na região intercrítica da ZTAGG do aço DH36 da solda real.

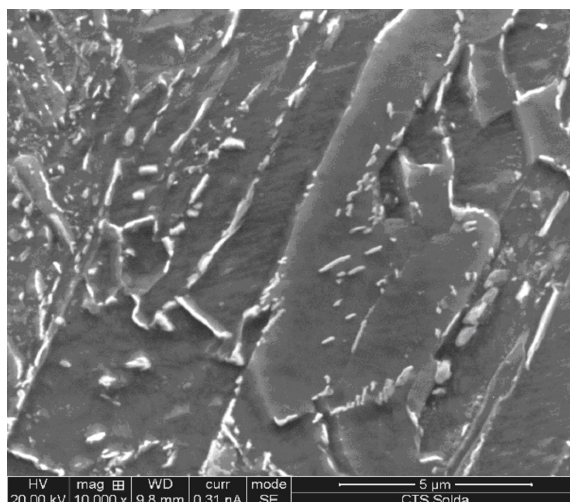


Figura 11. Constituinte M-A na região intercrítica da ZTAGG

4. CONCLUSÕES

Resultados apresentados acima provam que efeito de redistribuição das tensões residuais, observado após soldagem, está relacionado à mudança na estrutura cristalina de no mínimo na área intercrítica do ZTA, simulada neste trabalho. Esta mudança da microestrutura envolve mudança dos ângulos de misorientação para cada fase, da quantidade e tamanho dos grãos e das fases. Destacamos que o fato da microestrutura apresentar mudanças após o processo da soldagem ainda não foi estudado, nem observado na literatura.

5. AGRADECIMENTOS

Segundo autor agradece apoio financeiro da Petrobras S.A. através do programa PRH-03 das bolsas de doutorado. Os autores são gratos ao Dr. Stuart I. Wright da empresa EDAX-TSL (E.U.A.) pelos seus importantes comentários sobre análise prática de microestrutura com método EBSD. Agradecemos também ao Instituto SENAI de Tecnologia Solda do Rio de Janeiro e empresa GURTEQ pela disponibilização de uso dos equipamentos GLEELE, MEV-EBSD e RAYSTRESS para execução deste trabalho.

6. REFERÊNCIAS

- Andrews K. W., 1965, "Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures", Journal of the Iron and Steel Institute, pp. 721-727.
- Costa A. D. S. B., Abreu H. F. G., Miranda H. C., Costa R. C. S., Teixeira L. e Philipov S., 2007, "Comparação entre os Níveis de Tensões Residuais e a Engenharia do Contorno de Grão para Tubulações Utilizadas em Sistemas de Hidrodessulfurização" in 4th Congress on P&D Oil and Gas, Campinas, Brasil.
- El Shawish S., Cizelj L. and Simonovski I., 2012, "Misorientation Effects in an Anisotropic Plasticity Finite Element Model of a Polycrystalline Under Tensile Loading", In 21st International Conference Nuclear Energy for New Europe, Ljubljana, Slovenia, pp. 602.1–602.8.
- Gurova T., Estefen, S. F., Werneck, D.S. and Leontiev, A., 2012, "Welding Stress Relaxation Effect in Butt-Jointed Steel Plates", Marine Structures, Vol. 29 pp. 211-225.
- Gurova T., Estefen, S. F., Leontiev, A. and De Oliveira, F. A. L., 2015, "Welding Residual Stresses: A Daily History", Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 20, pp. 616-621.
- Han, J. H., et al., 2003, "Orientation Rotation Behavior During in Situ Tensile Deformation of Polycrystalline 1050 Aluminum Alloy", International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 45, pp. 1613–1623.
- Ranjbarodeh, E., et al., 2012, "EBSD Characterization of the Effect of Welding Parameters on HAZ of AISI409", Journal Mining and Metallurgy, Vol. 48, pp. 115–121.
- Sarau G., Becker M., Bochmann A., Gawlik A., Andrä G. and Christiansen S., 2009, "Evolution of Residual Stress and its Relation to Microstructure in Multicrystalline Silicon thin Film Solar Cells on Glass Prepared by Combined Laser Crystallization and Solid Phase Epitaxy", in 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Hamburg, Germany, pp. 2494–2499.
- Vedula V. R., Glass S. J., Saylor D. M., Rohrer G. S., Carter W. C., Langer S. A. and Fuller Jr. E. R., 2001, "Residual-Stress Predictions in Polycrystalline Alumina", J. Am. Ceram. Soc., Vol. 84, pp. 2947–2954.

7. RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

MICROESTRUTURE CHANGES AFTER WELDING

Abstract. *Welding is widely used in steel manufactured products and is one of the main technological operations in shipbuilding. Metallurgical processes during welding produce residual stresses in different zones of the welded parts. Welding residual stresses, particularly tensile stresses, can significantly impact the reliability and the integrity of the welded components. Our recent works report the effect of residual stress redistribution in a relatively short, up to two weeks, period after the welding procedure. The hypothesis that the observed stress relaxation phenomenon is associated to the microstructure evolution that occur in the material after the end of the welding procedure was proposed. To prove this hypothesis a physical simulation of the influence of the welding thermal cycles on the base metal of ASTM DH36 type steel with GLEEBLE equipment was performed. Using SEM EBSD technique the variation of grain boundary misorientation and changes in the microstructure accompanied by the residual stresses redistribution in the first days after welding were.*

Keywords: *welding, microstructure, misorientation, residual stresses.*