



Redistribuição da Misorientação dos Contornos de Grão e das Tensões Residuais de uma Zona Afetada pelo Calor Simulada Termomecânicamente

Giancarlo F. S. Chavez^{1*}, Segen F. Estefen², Tetyana Gurova³, Anatoli Leontiev⁴,
Lincoln S. Gomes⁵ e Suzana B. Peripolli⁵

1 - Departamento de Engenharia de Materiais, Universidad Nacional de San Agustín de Arequipa (UNSA), Av. Independencia S/n, Arequipa código postal 04001, Aqp., Peru.

Email: gsanchezch@unsa.edu.pe

2 - Laboratório de Tecnologia Submarina (LTS), Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ), Rio de Janeiro 21941-901, RJ, Brazil.

3 - Curso de Tecnologia em Construção Naval, Fundação Centro Universitário Estadual da Zona Oeste, Rio de Janeiro 23070-200, RJ, Brazil.

4 - Instituto de Matemática, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro 21941-901, RJ, Brazil.

5 - Inspeção e Integridade, Instituto SENAI de Inovação, Rio de Janeiro 20550-011, RJ, Brazil.

RESUMO

Foi realizado um estudo da migração da misorientação dos contornos de grão e sua relação com as tensões residuais ao longo do tempo por meio de uma simulação termomecânica. Após imediatamente ter finalizado a simulação física da zona afetada pelo calor de soldagem reaquescida intercriticamente, observou-se a variação da misorientação dos contornos de grão através da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e a variação das tensões residuais de soldagem com o equipamento RAYSTRESS. Notou-se que a misorientação dos contornos de grão em um aço ASTM DH36 foi modificada após a simulação termomecânica, que corresponde à variação das tensões residuais medidas ao longo da primeira semana de monitoramento. As mudanças na misorientação indicam que o fenômeno de relaxamento das tensões e as deformações está associado à evolução da misorientação na microestrutura causada pelo procedimento de soldagem. Forma utilizadas as técnicas de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e difração de raios-X.

Palavras-chave: *Tensões residuais de soldagem, misorientação do contorno de grão, discordâncias.*

INTRODUÇÃO

A soldagem é um dos processos de manufatura mais usados para a união de metais. Também é um dos processos que apresenta mais inconvenientes apresenta com relação os problemas metalúrgicos afetando as propriedades mecânicas dos materiais base. Nos últimos tempos vem se estudando intensamente as tensões residuais de soldagem originadas pelos ciclos térmicos de soldagem. A soldagem faz parte dos procedimentos

de fabricação das grandes estruturas, tais como embarcações, inclusive para extração de petróleo, vasos de pressão, dutos de extração de petróleo y gás, etc. As tensões residuais provocadas de origem térmica, acompanhadas das distorções podem causar fraturas nas áreas ao redor da junta soldada sob certas condições de carga por tração ⁽¹⁾. Além disso, problemas de corrosão sob tensão e fadiga também estão relacionados as tensões residuais. Por exemplo, as tensões residuais e a corrosão, que afetam a vida útil dos componentes estruturais trabalhando em altas temperaturas, devem ser consideradas ⁽²⁾. Quando um material apresenta baixos níveis de resistência ao escoamento, as tensões residuais complicam o desempenho da junta soldada, reduzindo sua resistência. Devido à particularidade dos processos de soldagem, as propriedades mecânicas dos materiais das juntas soldadas, especialmente o limite de escoamento, são distribuídas de forma desigual, o que afeta seriamente o desempenho da segurança das juntas soldadas ⁽³⁾.

Ao monitorar diariamente as tensões residuais da solda, com a técnica de difração de raios-X observou-se o efeito de redistribuição das tensões residuais em um período relativamente curto de até duas semanas após o procedimento de soldagem ⁽⁴⁻⁶⁾. Essa redistribuição de tensões residuais, não observada em outros trabalhos de pesquisa, é caracterizada por uma redução dos valores máximos de tensão de cisalhamento e sua uniformidade num período aproximadamente de 2 semanas após a soldagem.

A mudança das tensões residuais muitas vezes é observada só macroestruturalmente. Porem muitas pesquisas relacionam as tensões a grande escala com tensões a pequena escala usando uma visão micro e nanoestruturalmente. As tensões internas estão relacionadas à microestrutura em escala atômica e estão presentes em áreas próximas às discordâncias ⁽¹⁾. Fan et al.⁽⁷⁾ afirmam que o deslizamento de discordâncias é um modo geral de deformação, governando a resistência dos metais, portanto, há uma dependência da taxa de deformação e da densidade de uma discordância com a dinâmica da discordância coletiva. Quando há deformação plástica, a distorção da rede cristalina é aliviada com a formação de discordâncias com certa concentração de discordâncias, com vetor de Burger líquido diferente de zero, que causam mudanças na orientação da rede cristalina ⁽⁸⁾.

Para metais submetidos a deformações moderadas, a densidade de discordâncias aumenta linearmente com a deformação plástica ⁽⁹⁾. Nos aços, a deformação introduz discordância nos contornos de grão com uma pequena misorientação na austenita ⁽¹⁰⁾. O comportamento das discordâncias dentro da microestrutura é heterogêneo ⁽¹¹⁾. Assim, as discordâncias são distribuídas de forma altamente heterogênea, com acúmulo significativo de alta densidade perto dos contornos de grão e densidade relativamente baixa no interior do grão ⁽¹²⁾.

Quando uma deformação é aplicada a um metal, observa-se a presença de contornos de grão de baixo ângulo (LAGB) ⁽¹⁰⁾. As discordâncias livres geradas durante a deformação plástica podem facilmente se reorganizar, levando ao desenvolvimento de contornos de grão de baixo ângulo ⁽¹³⁾. A deformação adicional é possibilitada pela formação de novos contornos de grão de alto ângulo (HAGB) ⁽¹⁴⁾. Humphreys et al.⁽¹⁵⁾ afirmam que os contornos de baixo ângulo são aqueles que são compostos por um arranjo de discordâncias cuja estrutura e propriedades variam dependendo da misorientação, enquanto contornos de alto ângulo são aqueles cuja estrutura e propriedades geralmente não dependem da misorientação. Isso sugere que existe uma relação direta entre o nível de tensão-deformação e a quantidade de contornos de grão, com os contornos de grão, sendo que os contornos de grão de baixo ângulo apresentam maior influência na relação

tensão-misorientação. Nossa hipótese é que o fenômeno de relaxamento das tensões residuais está associado à evolução da misorientação da microestrutura que se desenvolve no material após a finalização do procedimento de soldagem. Este trabalho apresenta a comprovação desta hipótese.

MATERIAIS E MÉTODOS

Os corpos de prova com dimensões 10 x 10 x 71 mm foram fabricadas com o aço ASTM DH36 (Figura 1). A tensão de escoamento do material é de 360 Mpa e a composição química do aço é dada na tabela 1.



Figura 1. Corpo de prova simulado com dimensões de 10 mm × 10 mm × 71 mm apresentando a zona IC CGHAZ que está localizada na parte central da amostra com uma largura de aproximadamente 8 mm.

Tabela 1. Composição química do aço ASTM DH36 em % wt.

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	0.022	0.0106	0.0071

Uma simulação física da influência dos ciclos térmicos de soldagem na microestrutura do metal base foi realizada com o equipamento GLEEBLE 38000[®]. O corpo de prova foi mantido rigidamente preso nas garras do equipamento, conforme a Figura 2. A temperatura foi medida utilizando termopares tipo K soldados por pontos no meio do corpo de prova.

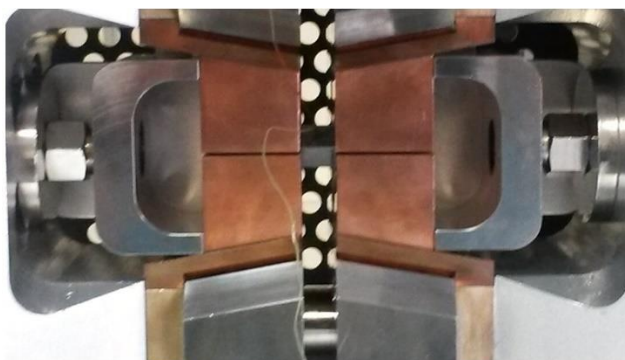


Figura 2. Corpo de prova mantido nas garras do equipamento GLEEBLE 38000[®]

A simulação dos ciclos térmicos de dois passes de soldagem que consiste do seguinte esquema. A região central do corpo de prova foi aquecida até 1350°C com taxa de resfriamento de 450°C/s, e foi mantida nessa temperatura por 0,35s, depois resfriada até 800°C em 20s com taxa de resfriamento de 27,5° C/s e depois para 200°C em 160s com taxa de resfriamento de 3,75°C/s para a simulação do primeiro passe de soldagem. A simulação da segunda passagem envolve o aquecimento de 200°C até a temperatura de pico de 800°C com taxa de resfriamento de 266°C/s com manutenção nessa temperatura

por 0,35s e o próximo resfriamento até 200°C em 160s com taxa de resfriamento de 3,75° C/s seguido de resfriamento a temperatura ambiente, conforme mostrado na Figura 3.

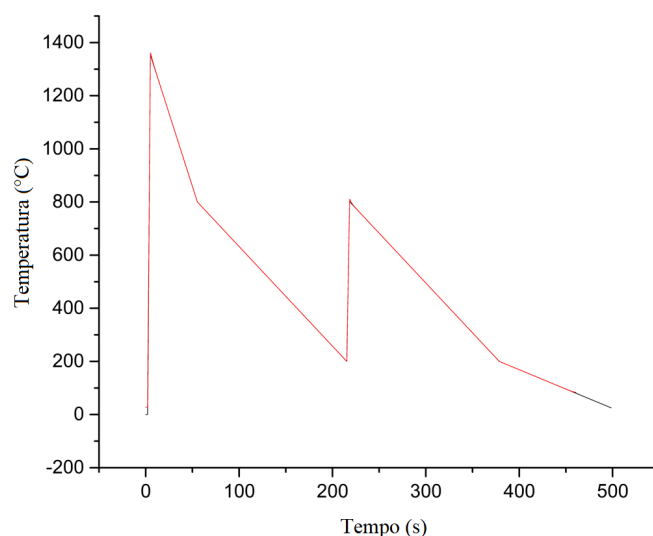


Figura 3. Esquema de simulação dos ciclos térmicos de dois passes de soldagem.

Estes ciclos térmicos foram escolhidos para obter uma microestrutura semelhante a zona afetada pelo calor de granulação grosseira e região intercrítica (IC CGHAZ) próximo à zona de fusão na junta de soldagem multipasse real, simulando dois passes térmicos. No primeiro passe se obteve a granulação grosseira com temperatura pico de 1350°C. A temperatura pico do segundo passe térmico foi tomado entre AC1 = 714°C e AC3 = 847°C, sendo os valores AC1 e AC3 calculados pela fórmula empírica obtida por Andrews ⁽¹⁶⁾, que representam a região intercrítica.

Para aquisição dos dados microestruturais foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI Quanta 450 com filamento de tungstênio e detector automático BRUKER E-FLASH EBSD. O pacote BRUKER ESPRIT 2.0 foi aplicado para processamento de dados. A configuração utilizada para o microscópio tinha uma tensão de aceleração de 23 KV, com um tamanho de passo de 0,72 µm e uma velocidade de indexação (min–max.) de 94,6–97,9%. O corpo de prova simulado termomecânicamente foi mantido no interior da câmara de vácuo do microscópio durante uma semana. As amostras foram preparadas usando lixas de SiC com granulação desde 100 a 1000 para o desbaste grosseiro. O polimento foi realizado com uma suspensão de diamante de 6, 3 y 1 µm, e para o polimento fino se utilizou uma suspensão coloidal de sílica de 0,25 µm.

Os valores da tensão residual foram medidos por meio do equipamento RAYSTRESS, que é um equipamento de raios X portátil que utiliza o método de dupla exposição ^(4,5). O princípio das medições de tensão através do RAYSTRESS usando dupla exposição é mostrado na Figura 4. Duas janelas de cassete capturam as linhas de difração em intervalos 2θ-angulares de 148° a 164°. A inclinação da superfície do corpo de prova de 12° corresponde a medições para corpos de prova de aço usando radiação Cr-Kα e a reflexão {211} com θ₂₁₁=78°. A precisão experimental das medições de tensão é de 10 MPa. A amostra foi mantida na mesma posição de medição durante três semanas que foi todo o período de monitoramento. As medições das tensões foram feitas no centro do corpo de prova na área do IC CGHAZ, e na área localizada a 5 mm do centro do corpo de prova, cuja microestrutura foi identificada como FGHAZ, como se pode ver no corpo de prova da Figura 1. As medições em ambas áreas foram realizadas simultaneamente

usando dois equipamentos RAYSTRESS. As medições foram iniciadas duas horas após o término da simulação do GLEEBLE e realizadas a cada 12 horas.

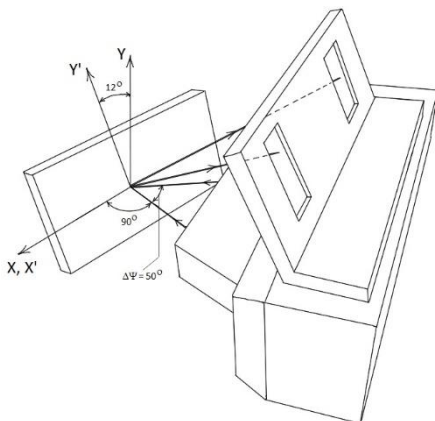


Figura 4. Esquema das medições de tensão usando o equipamento RAYSTRESS.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Microestrutura do Material Base Obtido por Simulação Termomecânica

A microestrutura do material base sem simulação termomecânica obtida com a técnica EBSD é mostrada na Figura 5. A Figura 5-a mostra as imagens de pólo inverso (IPF) indicando as direções cristalográficas apresentadas pela ferrita, austenita, bainita superior e cementita. Uma direção dominante não é observada, pois orientações do tipo [001], [101], [111] e [210] estão presentes em toda a microestrutura. Na Figura 5-b pode ser observada uma estrutura predominantemente ferrítica. As regiões escuras representam o produto de bandeamento do tratamento termomecânico da chapa (Figura 5-c), que é composta por fases pertencentes a bainita, austenita e cementita, conforme mostrado na Figura 5-b. Essas fases também podem ser observadas em certas seções dos contornos de grão, mas em menor quantidade. As zonas coloridas das micrografias EBSD nas Figuras 5-a, 5-b e 5-c contendo as fases cementita, bainita e austenita estão relacionadas com a zona perlítica e de contorno de grão da Figura 5-d. Assim, pode-se indicar que nas áreas com bandeamento do material base podemos encontrar austenita retida que pode estar formando o constituinte Martensita-Austenita (MA). O microconstituente MA com diferentes morfologias localiza-se principalmente nos contornos de grãos austeníticos anteriores, nas ripas de outras fases e raramente no interior dos grãos ⁽¹⁷⁾. De acordo com o trabalho de Moeinifar et al. ⁽¹⁸⁾ o diâmetro médio dos microconstituintes MA, em seu maior tamanho, é em média 0,93µm. Os blocos MA podem ter um tamanho aproximado de 3 a 5 µm, de acordo com Davis e King ⁽¹⁹⁾ ou 1 µm de acordo com You et al. ⁽²⁰⁾.

As soluções zero, pretas nas Figuras 5-b e 5-c podem representar a martensita do microconstituente MA, menor que 1 µm de tamanho. Além do fato de que a EBSD pode não ter microestruturas indexadas menores do que o tamanho do passo colocado antes da indexação, microestruturas como martensita que não estão presentes no banco de dados EBSD também não são indexadas. Stuart Wright ⁽²¹⁾ (Comunicação pessoal, 2015) menciona que a martensita não pode ser indexada usando EBSD, a martensita apresenta uma estrutura tetragonal centrada no corpo (bct), mas apenas ligeiramente tetragonal. Portanto, o EBSD não pode identificar com segurança essa tetragonalidade; a razão c/a é simplesmente muito próxima de 1, então nenhuma informação foi inserida no banco de

dados para identificar a martensita. Nowell et al.⁽²²⁾, geralmente realizam essa indexação como estrutura cúbica de corpo centrado de ferrita (bcc) e depois usam várias abordagens para tentar diferenciar martensita da ferrita com base em argumentos topográficos.

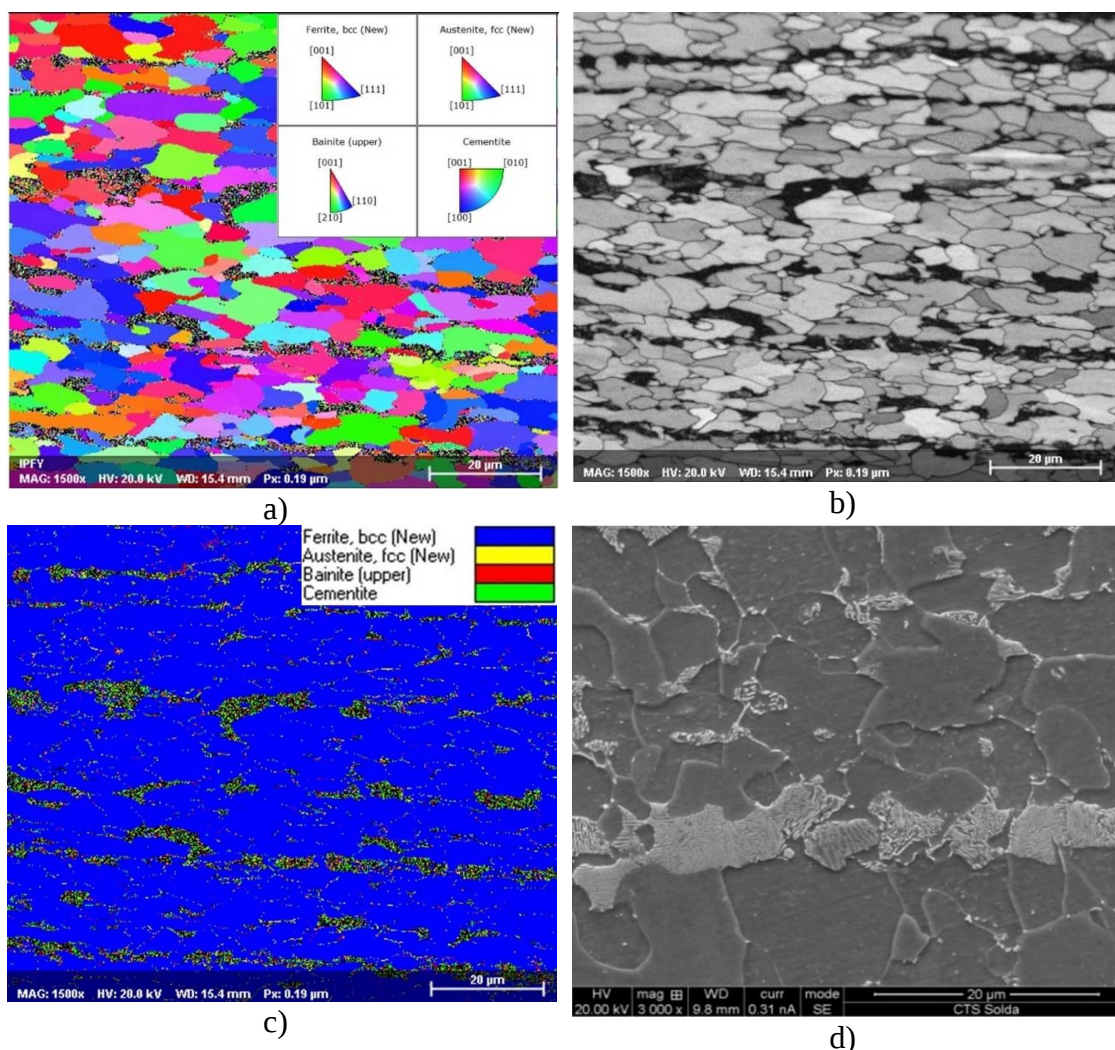


Figura 5. Micrografias do material base obtidas com EBSD, aumento de 1500X a) Inverse Pole Figure (IPF) normal ao eixo Y; b) Mapa de padrões de qualidade; c) Mapa de distribuição de fases; d) Micrografia com microscopia eletrônica, aumento de 3000X.

Microestrutura IC CGHAZ Simulada Termomecanicamente

A microestrutura da parte central da amostra termomecanicamente simulada (Figura 1) é uma microestrutura que pertenceria a uma região real de multipasse de soldagem, denominada IC CGHAZ, que é observada na Figura 6. Na figura de polo inverso (Figura 6-a) há uma predominância de orientações cristalográficas de [101] que é observada para a ferrita e a austenita, orientações de [110] para a bainita superior e de [010] para a cementita. Nas Figuras 6-a e 6-b, dentro dos grãos austeníticos iniciais, observam-se fases em forma de ripas alongadas orientadas segundo direções cristalográficas [110] e [210] pertencentes a uma estrutura bainítica. O mapa de fases da Figura 6-c indica que 95,2% pertence à fase ferrítica. Se observarmos a Figura 6-d podemos ver que a microestrutura pertence a uma estrutura bainítica na forma de blocos com fases escuras entre as ripas de bainita, fases que pertencem a austenita e a cementita conforme indicado pelo mapa de fases da Figura 6-c. Aços com baixo teor de carbono apresentam cementita na matriz

como segunda fase dispersa ⁽²³⁾, devido ao excesso de solubilidade de carbono na ferrita. Em uma IC CGHAZ de um aço EH36 Tsay et al. ⁽²⁴⁾ observaram microestruturas como a bainita inferior com carbonetos entre a bainita superior e com austenita retida. Quando a temperatura máxima de aquecimento está entre AC3 e AC1, a austenita reaquecida se decompõe em ferrita widmanstatten, bainita e microfases consistindo de martensita e austenita retida ⁽²⁵⁾. Hutchinson et al. ⁽²⁶⁾ obtiveram, por simulação física, grandes grãos de ferrita poligonal delineando os contornos de grão austeníticos iniciais e microestruturas bainíticas com partículas finas de cementita.

Na Figura 6-c, são vistos pontos pretos representando 1,37% de soluções zero, que são padrões não indexados que podem indicar microconstituintes MA, precipitados, carbonetos ou segundas fases que estão localizados nos limites de grão austeníticos iniciais e fases escuras de menor tamanho dentro dele. Não foi possível obter padrões Kikuchi de boa qualidade dos carbonetos devido às suas descontinuidades com alta densidade de discordâncias nas interfaces ⁽²⁷⁾. Essas áreas pretas são regiões de maior densidade de discordâncias e altas tensões residuais introduzidas pelas diferenças significativas no coeficiente de expansão térmica entre as partículas de reforço e a matriz, resultando em um forte campo de discordâncias ao redor dos precipitados ⁽²⁸⁾. Esses deslocamentos são regiões de maior desorientação que são difíceis de indexar e, portanto, aparecem como manchas pretas não indexadas ⁽²⁹⁾.

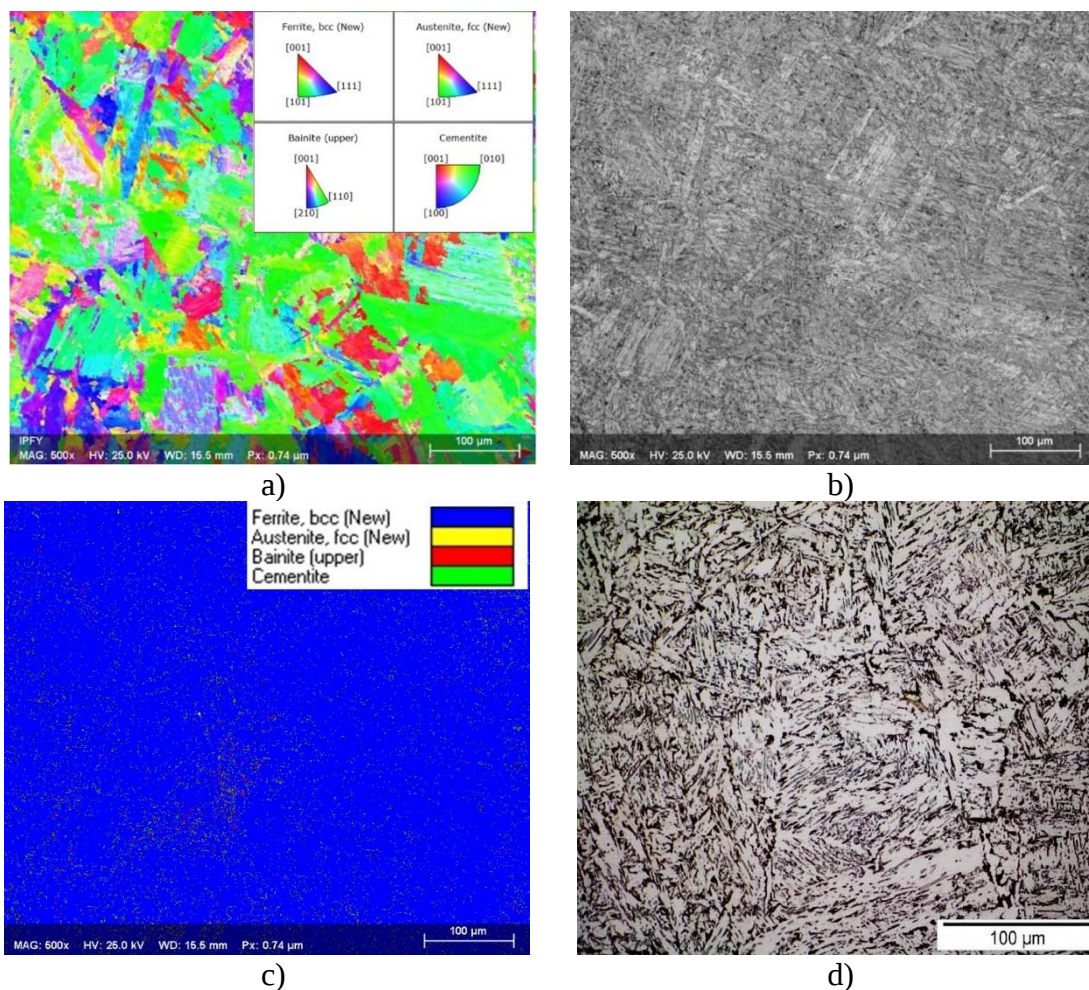


Figura 6. Micrografias do IC CGHAZ obtidas com EBSD: a) Figuras de polo inverso (IPF) normais ao eixo Y, b) Mapa de padrões de qualidade (PQ), c) Mapas de distribuição de fases. d) Micrografia de microscopia óptica. Aumento de 500X.

Redistribuição da Tensão Residual

A Figura 7 apresenta os resultados das medições de tensões residuais realizadas na região IC CGHAZ do corpo de prova durante os 21 dias de monitoramento. O sinal “-” denota a tensão de compressão. As medidas foram realizadas no sentido longitudinal. Embora o estado de tensão no conjunto seja definido como um valor tensorial, essas medidas são suficientes para o objetivo deste trabalho de detectar a mudança do estado de tensão residual na região analisada.

Observamos uma diminuição da tensão residual de compressão na área do IC CGHAZ durante o tempo de monitoramento. Este processo não é monotônico e apresenta algumas oscilações. A estabilização no processo de redistribuição de tensões começa a partir da segunda semana. O período de estabilização de duas semanas é normalmente observado na soldagem real ⁽⁴⁻⁶⁾.

Na Figura 7 observamos que, nos primeiros dias de monitoramento, as tensões residuais compressivas medidas no sentido longitudinal na área do IC CGHAZ têm um valor de 195 MPa e quatro dias depois esse valor passa a ser 160 MPa, ou seja, o valor absoluto de tensão residual diminui do primeiro para o quarto dia de observação. O estudo da variação da orientação cristalográfica e do gradiente de deformação local para a previsão de alívio de tensão é crucial ⁽²⁷⁾. Muitos estudos mostraram uma boa correlação entre o grau de desorientação e a deformação macroscópica no material ⁽³⁰⁾. Nos itens a seguir, descreveremos como a fração dos valores de misorientação varia do primeiro ao quarto dia após a execução da simulação da zona afetada pelo calor, bem como as tensões residuais calculadas com o método de difração de raios-X.

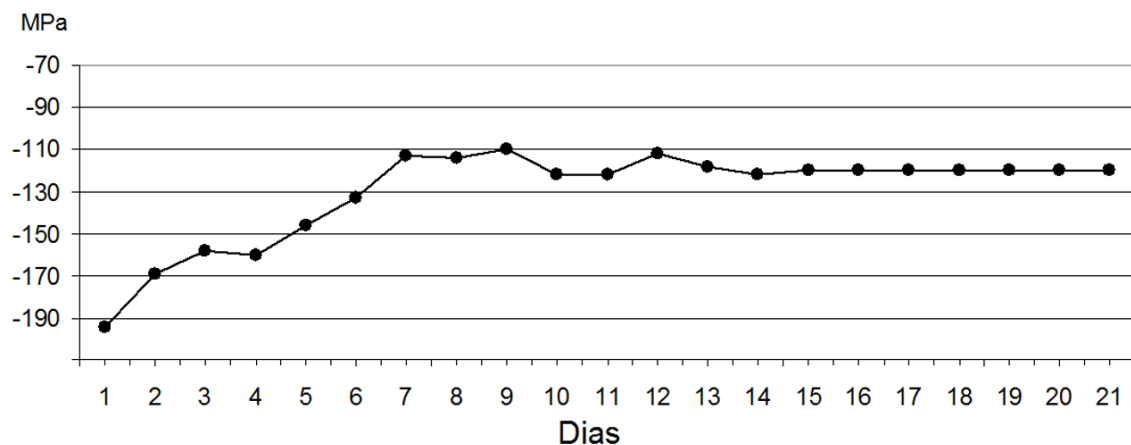


Figura 7. Mudança da tensão residual com o tempo, correspondente às tensões residuais medidas na região do IC CGHAZ.

Redistribuição da Misorientação na Microestrutura

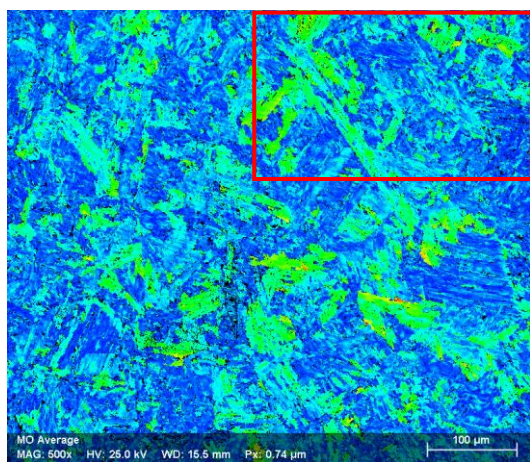
Redistribuição GAM

Os mapas de misorientação média de grãos (GAM) mostram os valores de misorientação média correlacionados obtidos em um grão específico ^(31,32). Isso significa que cada medida contida em um grão recebe o mesmo valor de misorientação local, mas os valores variam de grão para grão ⁽⁸⁾. Esta é uma maneira típica de mostrar mudanças de orientação

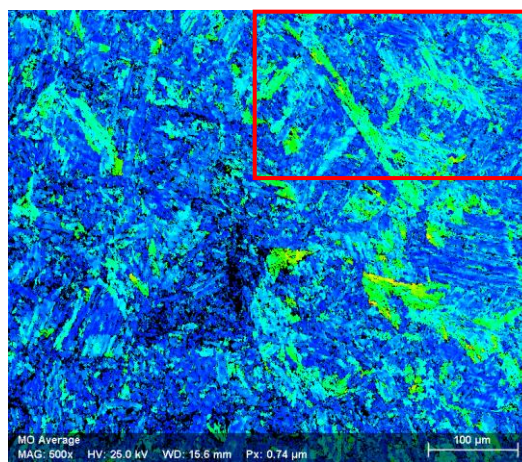
dentro do grão. Segundo HOU, J. et al.⁽³³⁾ as regiões próximas à zona de fusão, como as de grão grosseiro, apresentam altos valores de GAM. A recristalização está relacionada aos LAGBs e esses valores podem ser obtidos usando mapas GAM⁽³⁴⁾. Quando os valores GAM obtidos sobre muitos grãos de uma área digitalizada são calculados, eles foram correlacionados com valores macroscópicos de deformação plástica⁽³⁵⁾.

De acordo com estudos de Wright et al.⁽⁸⁾, a deformação residual se manifesta como uma variação na orientação da rede e Han et al.⁽³⁶⁾ indicam que com o aumento da deformação há um aumento na densidade dos contornos de grão de baixo ângulo. Gradientes de orientação podem ser correlacionados com discordâncias geometricamente necessárias (GNDs), que são geradas para acomodar incompatibilidades locais em parâmetros cristalográficos^(8,37) e gradientes de orientação estão relacionados à deformação plástica⁽³⁸⁾. O desenvolvimento de misorientação dentro do grão pode ser atribuído à alta densidade de discordâncias⁽³⁹⁾. Regiões com altas concentrações de LAGB correspondem a áreas de alta densidade de discordâncias⁽⁴⁰⁾.

As Figuras 8 e 9 mostram os resultados obtidos pelo GAM, com uma mudança na fração de valores de misorientação observados do primeiro para o quarto dia de observação. Na Figura 8-a pode ser visto no quadrado de cor vermelha que os ângulos de misorientação que estão entre os valores de 12 a 15° mudam para valores de 5 a 10° na Figura 8-b (de acordo com o padrão de cores GAM) e assim por todo o mapa de misorientação. Na Figura 9 podemos ver que a fração dos valores de GAM para 2° aumenta do primeiro para o quarto dia e de 4° a fração dos valores de GAM diminui do primeiro para os quatro dias de observação. Como mencionado acima, essas mudanças de misorientação estão relacionadas a uma mudança na concentração de discordâncias ao longo do tempo. A diminuição da misorientação obtida com GAM e as tensões residuais mostram claramente o efeito do papel da microestrutura no comportamento mecânico das juntas soldadas⁽²⁹⁾. Pesquisas relacionadas ao GAM indicam que esses valores são influenciados pelo tamanho do passo⁽³⁵⁾, para a pesquisa realizada o tamanho do passo permaneceu constante durante os 4 dias de observação. Em altas deformações, devido a grãos altamente mal orientados e à formação de estruturas de discordância submicrônicas, é crucial escolher o tamanho correto do passo⁽³⁷⁾. Para a observação durante os 4 dias dentro da câmara de vácuo SEM, foi utilizado o mesmo tamanho de passo, descartando que isso tenha influenciado na mudança nos valores de misorientação da microestrutura termomecânicamente simulada.



a)



b)

Figura 8. Misorientação média de grão (GAM), (a) Mapa GAM de monitoramento do primeiro dia e (b) Mapa GAM de monitoramento do quarto dia. EBSD 500X.

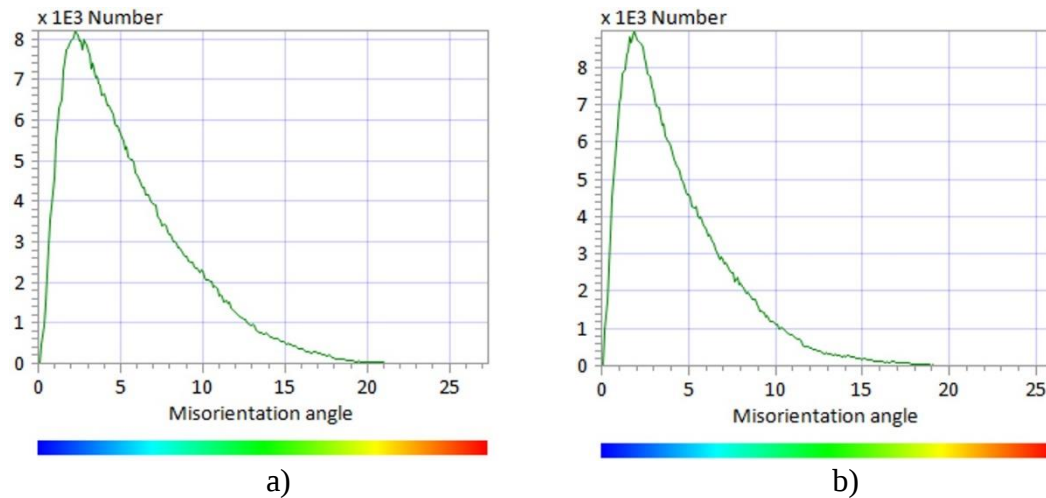
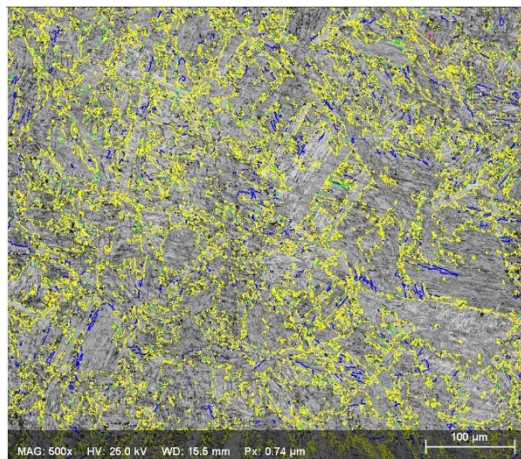


Figura 9. Mudanças GAM na área do IC CGHAZ durante os quatro dias de monitoramento, a) Primeiro dia de monitoramento e b) Quarto dia de monitoramento.

Redistribuição dos limites de grão

A Figura 10-a mostra os limites de grão de alto ângulo (HAGB) em amarelo e os limites de grão de baixo ângulo (LAGB) em azul. A Figura 10-b mostra uma fração maior de valores dos HAGB desde 50° a 60° do que a fração de LAGB desde 5° a 15° . Os HAGBs têm mais mobilidade do que LAGBs devido a uma maior densidade de discordâncias e uma grande quantidade de energia armazenada ⁽¹⁵⁾. De acordo com Tsuchiyama et al. ⁽⁴¹⁾ os HAGBs apresentam mobilidade e força motriz suficientemente grandes para a migração. Os LAGBs exibem mobilidade porque suas propriedades dependem da densidade de discordâncias ⁽¹⁵⁾. Nestes mapas podemos determinar a presença dos HAGB e os LAGB que mudam durante o período de monitoramento e são observados com os mapas de misorientação média de grão da Figuras 8 e 9.



a)

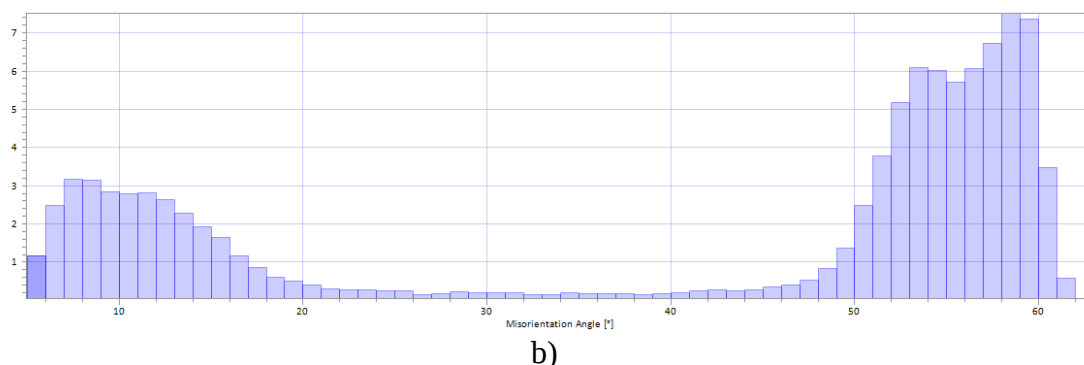


Figura 10. a) Mapas de contorno de grão, b) Fração da misorientação.

CONCLUSÃO

Observou-se que há uma redistribuição das tensões residuais assim como há uma redistribuição da misorientação na área do IC CGHAZ, após quatro dias de realização da simulação termomecânica. No caso das tensões residuais, observa-se uma diminuição nas tensões compressivas residuais, e para valores de misorientação, há um aumento nos valores da fração para 2° de misorientação em GAM. Observando que essas alterações de misorientação não foram decorrentes de nenhuma alteração no tamanho do passo ao utilizar a técnica EBSD. Pode-se dizer que os contornos de grão de alto ângulo e os contornos de grão de baixo ângulo apresentam um movimento de discordâncias com o passar dos dias, que está relacionado à mudança de valores das tensões residuais, que se estabilizam após duas semanas.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio financeiro da bolsa PRH03 Petrobras [Giancarlo F. Sanchez Chavez], do Conselho Nacional de Pesquisa (CNPq) - Projetos de Pesquisa 456319/2013-1, PQ 305338/2013-7 [Estefen S.F.], e Bolsa nº 124550/2018-5 [Gurova T.] e da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio de Janeiro (FAPERJ) [Gurova T.] e E-26/202.600/2019(246899) [Estefen S.F.]. Os autores agradecem ao Dr. Stuart I. Wright da EDAX-TSL Company por seus comentários sobre análise de microestrutura usando técnicas de EBSD. Agradecimentos especiais ao Instituto SENAI do Rio de Janeiro e à Empresa GURTEQ por fornecer o uso do GLEEBLE, SEM-EBSD e RAYSTRESS para realizar este trabalho de pesquisa.

REFERÊNCIAS

1. MASUBUCHI, K. Analysis of Welded Structures Residual Stresses, Distortion, and Their Consequences, 1st ed.; Cambridge, UK: Pergamon Press; 1980.
2. PILLAI, R.; CHYRKIN, A.; QUADAKKERS, W.J. Modeling in High Temperature Corrosion: A Review and Outlook. *Oxid. Met.* v. 96, p. 385–436, 2021.
3. BI, Y.; YUAN, X.; LV, J.; BASHIR, R.; WANG, S.; XUE, H. Effect of Yield Strength Distribution Welded Joint on Crack Propagation Path and Crack Mechanical Tip Field. *Materials.* v.14, p. 4947, 2021.
4. ESTEFEN, S.F.; GUROVA, T.; WERNECK, D.; LEONTIEV, A. Welding stress relaxation effect in butt-jointed steel plates. *Mar. Struct.* v. 29, p. 211–225, 2012.
5. GUROVA, T.; ESTEFEN, S.F.; LEONTIEV, A.; OLIVEIRA, F.A.L. Welding residual stresses: A daily history. *Sci. Technol. Weld. Join.* v. 20, p. 616–621, 2015.

6. GUROVA, T.; ESTEFEN, S.F.; LEONTIEV, A.; BARBOSA, P.T.; OLIVEIRA, F.A.L. Time-dependent redistribution behavior of residual stress after repair welding. *Weld. World*. v. 61, p. 507–515, 2017.
7. FAN, H.; WANG, Q.; EL-AWADY, J.A.; RAABE, D.; ZAISER, M. Strain rate dependency of dislocation plasticity. *Nat. Commun.* v. 12, p. 1845, 2021.
8. WRIGHT, S.I.; NOWELL, M.M.; FIELD, D.P. A review of strain analysis using electron backscatter diffraction. *Microsc. Microanal.* v. 17, p. 316–329, 2011.
9. KUNDU, A.; FIELD, D.P. Geometrically Necessary Dislocation Density Evolution in Interstitial Free Steel at Small Plastic Strains. *Metall. Mater. Trans. A*. v. 49, p. 3274–3282, 2018.
10. FURUHARA, T.; CHIBA, T.; KANESHITA, T.; WU, H.; MIYAMOTO, G. Crystallography and Interphase Boundary of Martensite and Bainite in Steels. *Metall. Mater. Trans. A*. v. 48, p. 2739–2752, 2017.
11. TOMOTA, Y.; OJIMA, M.; HARJO, S.; GONG, W.; SATO, S.; UNGÁR, T. Dislocation densities and intergranular stresses of plastically deformed austenitic steels. *Mater. Sci. Eng. V.743*, p. 32–39, 2019.
12. ZHANG, S.; LIU, W.; WAN, J.; MISRA, R.; WANG, Q.; WANG, C. The grain size and orientation dependence of geometrically necessary dislocations in polycrystalline aluminum during monotonic deformation: Relationship to mechanical behavior. *Mater. Sci. Eng. A*. v. 775, p. 138939, 2020.
13. LI, J.-S.; CHENG, G.-J.; YEN, H.-W.; YANG, Y.-L.; CHANG, H.-Y.; WU, C.-Y.; WANG, S.-H.; YANG, J.-R. Microstrain and boundary misorientation evolution for recrystallized super DSS after deformation. *Mater. Chem. Phys.* v. 246, p. 122815, 2020.
14. LEHTO, P. Adaptive domain misorientation approach for the EBSD measurement of deformation induced dislocation sub-structures. *Ultramicroscopy*. v. 222, p. 113203, 2021.
15. HUMPHREYS, J.; ROHRER, G.S.; ROLLETT, A. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 3rd ed.; The Netherlands Amsterdam: Elsevier, 2017.
16. ANDREWS KW. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*. v. 203, p. 721-727, 1965.
17. SANCHEZ CH. G. F., Physical simulation and characterization on heat affected zones of API 5L grade X80 steels. 2011, 247p. Tese (Mestrado em engenharia Metalurgica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo - Brasil.
18. MOEINIFAR S. S., KOKABI A.H., MADAAH HOSSEINI H.R.. Role of Tandem Submerged Arc Welding Thermal Cycles on Properties of the Heat Affected Zone in X80 Microalloyed Pipe Line Steel. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 211. p. 368-375, 2011.
19. DAVIS, C. L, KING, J. E. Cleavage Initiation In the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone: part II. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 27. p. 3019-3029, 1996.
20. YOU Y., SHANGA C., CHEN L., Subramanian S. Investigation on the crystallography of the transformation products of reverted austenite in intercritically reheated coarse grained heat affected zone. *Materials and Design*, v. 43, p. 485-491, 2013.
21. WRIGHT, S.I.; EDAX TSL, California USA. Comunicação pessoal, 2015.
22. NOWELL, M. M.; WRIGHT, S. I.; CARPENTER, J. O. Differentiating ferrite and martensite in steel microstructures using electron backscatter diffraction. *Proceedings from the Materials Science & Technology Conference*, Pittsburgh, Pennsylvania, p. 933-943, 2009.
23. COLPAERT, H. *Metallography of Steels: Interpretation of Structure and the Effects of Processing*, 1st ed.; OH, USA: ASM International; Materials Park, 2018.
24. TSAY, L.W.; CHERN, T.S.; GAU, C.Y.; YANG, J.R. Microstructures and fatigue crack growth of EH36 TMCP steel weldments. *Int. J. Fatigue*. v. 21, p. 857–864, 1999.
25. BHADESHIA, H.K.D.H.; SVENSSON, L.-E.; GRETOFT, B. A Model for the Development of Microstructure in Low-Alloy Steel (Fe-Mn-Si-C) Weld Deposits. *Acta Met.* v. 33, p. 1271–1283, 1985.

26. HUTCHINSON, W.B.; KOMENDA, J.; ROHRER, G.S.; BELADIC, H. Heat affected zone microstructures and their influence on toughness in two microalloyed HSLA steels. *Acta Mater.* v. 97, p. 380–391, 2015.
27. MASOUMI, M.; ECHEVERRI, E.A.A.; TSCHIPTSCHIN, A.P.; GOLDENSTEIN, H. Improvement of wear resistance in a pearlitic rail steel via quenching and partitioning processing. *Sci. Rep.* v. 9, p. 7454, 2019.
28. ZHANG, Y.; SABBAGHIANRAD, S.; YANG, H.; TOPPING, T.D.; LANGDON, T.G.; LAVERNIA, E.J.; SCHOENUNG, J.; NUTT, S.R. Two-Step SPD Processing of a Trimodal Al-Based Nano-Composite. *Metall. Mater. Trans. A.* v. 46, p. 5877–5886, 2015.
29. JAYASHREE, P.K.; BASU, R.; SHARMA, S.S. An electron backscattered diffraction (EBSD) approach to study the role of microstructure on the mechanical behavior of welded joints in aluminum metal matrix composites. *Mater. Today Proc.* v. 38, p. 490–493, 2021.
30. UNNIKRISHNAN, R.; NORTHOVER, S.M.; JAZAERI, H.; BOUCHARD, P.J. Investigating plastic deformation around a reheat-crack in a 316H austenitic stainless steel weldment by misorientation mapping. *Procedia Struct. Integr.* v. 2, p. 3501–3507, 2016.
31. WRIGHT, S.I. Quantification of recrystallized fraction from orientation imaging scan. In: *Proceedings of the 20th International Conference on Textures of Materials*, Montreal, QC, Canada, 9–13 August 1999; Szpunar, J.A., Ed.; NRC Research Press: Ottawa, ON, Canada, 1999; pp. 104–109.
32. ALLAIN-BONASSO, N.; WAGNER, F.; BERBENNI, S.; FIELD, D.P. A study of the heterogeneity of plastic deformation in IF steel by EBSD. *Mater. Sci. Eng. A.* v. 548, p. 56–63, 2012.
33. HOU, J.; SHOJI, T.; LU, Z.; PENG, Q.; WANG, J.; HAN, E.-H.; KE, W. Residual strain measurement and grain boundary characterization in the heat-affected zone of a weld joint between alloy 690TT and alloy 52. *J. Nucl. Mater.* v. 397, p. 109–115, 2010.
34. MIRZADEH, H.; CABRERA, J.M.; NAJAFIZADEH, A.; CALVILLO, P.R. EBSD study of a hot deformed austenitic stainless steel. *Mater. Sci. Eng. A.* v. 538, p. 236–245, 2012.
35. GUGLIELMI, P.O.; ZIEHMER, M.; LILLEODDENA, E.T. On a novel strain indicator based on uncorrelated misorientation angles for correlating dislocation density to local strength. *Acta Mater.* v. 150, p. 195–205, 2018.
36. HAN, J.H.; JEE, K.K.; OH, K.H. Orientation rotation behavior during in situ tensile deformation of polycrystalline 1050 aluminum alloy. *Int. J. Mech. Sci.* v. 45, p. 1613–1623, 2003.
37. SUBEDI, S.; POKHAREL, R.; ROLLET, A.D. Orientation gradients in relation to grain boundaries at varying strain level and spatial resolution. *Mater. Sci. Eng. A.* v. 638, p. 348–356, 2015.
38. KAMAYA, M.; WILKINSON, A.J.; TITCHMARSH, J.M. Measurement of plastic strain of polycrystalline material by electron backscatter diffraction. *Nucl. Eng. Des.* v. 235, p. 713–725, 2005.
39. JIANG, J.; BRITTON, T.B.; WILKINSON, A.J. Measurement of geometrically necessary dislocation density with high resolution electron backscatter diffraction: Effects of detector binning and step size. *Ultramicroscopy.* v. 125, p. 1–9, 2013.
40. GOTTSTEIN, G.; SHVINDLERMAN, L.S. *Grain Boundary Migration in Metals: Thermodynamics, Kinetics, Applications*, 2nd ed.; Boca Raton, NY, USA: Taylor and Francis Group, 2010.
41. TSUCHIYAMA, T.; NATORI, M.; NAKADA, N.; TAKAKIS, S. Conditions for Grain Boundary Bulging during Tempering of Lath Martensite in Ultra-low Carbon Steel. *ISIJ Int.* v. 50, p. 771–773, 2010.