

## Investigação microestrutural de uma blindagem metálica

### Microstructural investigation of a metallic armor

Suzane de Sant' Ana Oliveira<sup>1</sup>, Karollyne Gomes de Castro Monsorens<sup>1</sup>, Anderson Oliveira da Silva<sup>1</sup>, Pedro Guilherme Passalini<sup>1</sup>, Gêssica da Silva Nicolau<sup>1</sup>, Ricardo Pondé Weber<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Seção de Engenharia de Materiais, SE-8/IME, Praça Gen. Tibúrcio, 80, Urca, CEP: 22290-270, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

e-mail: susan.oliver@hotmail.com, karollyne\_sadalla@hotmail.com, anderson.q.ao@gmail.com, pedroguilhermesp2@hotmail.com, gessica.nicolau@hotmail.com, rpweber@ime.eb.br

---

#### RESUMO

O aço ainda é o material mais utilizado na produção de blindagens balísticas, especialmente blindagens de uso militar. Estes materiais quando submetidos a tratamentos térmicos adequados, permitem a melhora do seu desempenho enquanto blindagem balística. Os tratamentos térmicos de têmpera e revenido permitem obter a microestrutura martensítica revenida com elevada dureza sem perda na tenacidade, propriedades antagonísticas para os aços e fundamentais para uma blindagem. Entretanto, a escolha da composição química do aço e/ou tratamentos térmicos inadequados podem gerar microestruturas que prejudiquem as propriedades mecânicas acima mencionadas. Este trabalho teve como objetivo apresentar a análise do aparecimento de microestruturas que afetem a resistência do material da blindagem balística após o tratamento térmico de têmpera e revenido em temperaturas de revenimento de 310 °C; 425 °C e 610 °C. A microestrutura do material utilizado neste trabalho, após os tratamentos térmicos foi investigada por meio de microscopia eletrônica e ótica, bem como por difração de raios X, indicando mudanças microestruturais no material estudado relevantes para as propriedades balísticas. Os tratamentos de revenido apresentados neste trabalho com temperaturas mais elevadas não alcançaram a dureza mínima estabelecida, em norma, para um material balístico.

**Palavras-chave:** Blindagem metálica. Tratamento térmico. Análise metalográfica.

---

#### ABSTRACT

Steel is still the most used material in the production of ballistic armor, especially military armor. These materials, when subjected to appropriate heat treatments, allow the improvement of their performance as ballistic shielding. The quenching and tempering heat treatments allow to obtain the tempered martensitic microstructure with high hardness without loss in toughness, antagonistic properties for the steels and fundamental for a shield. However, the choice of the chemical composition of the steel and / or inadequate heat treatments can generate microstructures that impair the mechanical properties mentioned above. This work aimed to present the analysis of the appearance of microstructures that affect the resistance of the ballistic shield material after the heat treatment of quenching and tempering at tempering temperatures of 310 °C; 425 °C and 610 °C. The microstructure of the material used in this work, after the thermal treatments, was investigated by means of electron and optical microscopy, as well as by X-ray diffraction, indicating microstructural changes in the studied material relevant to the ballistic properties. The tempering treatments presented in this work with higher temperatures did not reach the minimum hardness established, as a rule, for a ballistic material

**Keywords:** Metallic armor. Thermal Treatments. Metallographic analysis.

## 1. INTRODUÇÃO

Devido aos avanços tecnológicos na área de materiais, existem diferentes tipos de blindagens balísticas, a saber, metálicas (aços e não-ferrosos), não metálicas (cerâmicas e polímeros) e conjugadas (compósitos e reativos) [1-5].

Embora as últimas opções permitam obter um excelente desempenho, principalmente com relação ao peso devido à baixa densidade dos materiais envolvidos quando comparados ao material metálico, as blindagens metálicas, para os mais altos níveis de proteção, continuam sendo as mais utilizadas, pois possuem uma boa relação custo benefício quando comparadas as outras. As blindagens reativas, por exemplo, por serem compostas por explosivos, só podem ser acionadas uma única vez e necessitam serem reprocessadas [6-11].

Um mesmo aço pode obter, através do tratamento térmico, diferentes microestruturas, otimizando desta forma o desempenho balístico para cada nível de proteção desejado. Os níveis de proteção mais elevados necessitam das mais altas durezas bem como de uma excelente tenacidade para quebrar a ponta e absorver a energia cinética do projétil, reduzindo os estilhaços causados no impacto. Para a obtenção destas propriedades antagônicas nos aços, é necessária a produção de martensita revenida. Já em níveis de proteção mais baixos, uma microestrutura bainítica é o suficiente para a obtenção da proteção. Além disso, estes materiais podem ser unidos através do processo de soldagem. Porém, nas zonas de fusão e naquelas afetadas pelo aporte de calor da soldagem, a mudança microestrutural, bem como a produção de inclusões não metálicas, pode diminuir o desempenho local [12, 14].

Na maioria dos casos de blindagens balísticas, a proteção é alcançada com uma microestrutura de martensita revenida [15, 16].

A análise dinâmica do processo de impacto balístico mostra que o interior do material sofre propagação de ondas de tensão com alta amplitude, bem como altas taxas de deformação, que estão intimamente relacionadas às propriedades mecânicas do material [16, 17].

Os tratamentos térmicos para estes aços que a princípio devem gerar a microestrutura martensítica revenida, podem também produzir ferrita, austenita e bainita, dependendo dos parâmetros dos tratamentos térmicos utilizados.

A microestrutura ferrítica, por exemplo, possui baixa dureza e resistência à tração. A bainita, assim como a martensita, possui elevada dureza sem perda de tenacidade; podendo atuar plenamente em blindagens. Já a austenita, embora apresente resistência mecânica e tenacidade, quando retida durante o tratamento térmico, pode agir como um ponto de fragilidade, diminuindo o desempenho balístico [14, 18-22].

A temperatura do tratamento térmico de revenimento, após a têmpera, pode produzir os seguintes estágios [21, 22]:

- primeiro (até 250 °C): tem-se a precipitação do carboneto  $\epsilon$ ;
- segundo (de 200 a 300 °C): decomposição da austenita retida e formação de ferrita e cementita com aspectos de bainita;
- terceiro (de 200 a 350 °C): perda da tetragonalidade da martensita;
- quarto (de 350 a 700 °C): coalescimento da cementita (torna-se esferoidal), redução da densidade de discordância (recuperação) e recristalização (ferrita equiaxial).

Além disto, os elementos de liga em aços especiais podem causar determinados efeitos durante o revenimento, como é o caso de ligas que possuem entre 1 e 2% de Si. Nessas ligas, o carboneto  $\epsilon$  é estabilizado e sua transformação em cementita pode ser atrasada, quando tratados até 400 °C [13].

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Material

O material estudado é um aço de alta dureza, produzido por Siderúrgicas nacionais em parceria com o Exército Brasileiro (EB), a fim de compor a Nova Família de Blindados sobre Rodas (NFBR), segundo a norma MIL-DTL-46100E. Este aço, denominado HHA (High Hardness Armor steel) possui a seguinte composição química: C  $\leq 0,32\%$ ; Mn 0,80-1,10%; P 0,020%; S 0,005%; Si 0,80-1,10 %; Ni 0,25-0,75 %; Cr 0,325-0,475%; Ti  $\leq 0,10\%$ ; Cu 0,013%; Al  $\leq 0,10\%$ ; e Fe.

O projeto da NFBR forneceu uma chapa do aço HHA com as seguintes dimensões: 500 x 500 x 8 mm, tratada termicamente por meio de têmpera, a aproximadamente 910 °C, e revenido a 310 °C.

## 2.2 Métodos

Por meio de corte a laser foram obtidas 3 amostras retangulares, com aproximadamente 150 mm x 70 mm, sendo estas retratadas termicamente por meio de têmpera e revenido. O tratamento de têmpera foi realizado a 910 °C por 10 minutos, com resfriamento em salmoura agitada nas três amostras. Em seguida cada uma delas sofreu um tratamento de revenido por 1 hora nas seguintes temperaturas: 310 °C, 425 °C e 610 °C.

### 2.2.1 Análise metalográfica

As análises metalográficas das três amostras tratadas termicamente, uma em cada condição, foram realizadas seguindo procedimentos tradicionais de preparação (lixa e polimento), e suas microestruturas foram registradas por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura, nas condições com e sem ataque químico com o reagente Nital 2%.

A amostra sem ataque químico foi avaliada de acordo com a norma ASTM-E45, a fim de identificar quaisquer inclusões não metálicas. Após o ataque, avaliou-se a microestrutura produzida pelos tratamentos térmicos realizados.

### 2.2.2 Ensaio de dureza Rockwell C

Após a investigação metalográfica foram realizadas três medidas de dureza Rockwell C em cada amostra, a fim de identificar possíveis mudanças na resistência mecânica do material causadas pelas diferentes temperaturas de revenido.

A norma MIL-DTL-46100E condiciona a dureza do material balístico a no mínimo um valor de 48 HRC.

### 2.2.3 Análise por difração de raios X

A análise por difração de raios X foi realizada no modo passo-a-passo no intervalo angular de 47° a 140°, com incrementos de 0,02° e tempo de contagem de 0,05 s por passo. O refinamento do difratograma sucedeu-se com o auxílio do programa X'Pert HighScore Plus, a fim de caracterizar a microestrutura por meio da identificação dos picos refinados e fichas ICDD (International Centre for Diffraction Data) [2, 18,19].

## 3. RESULTADOS

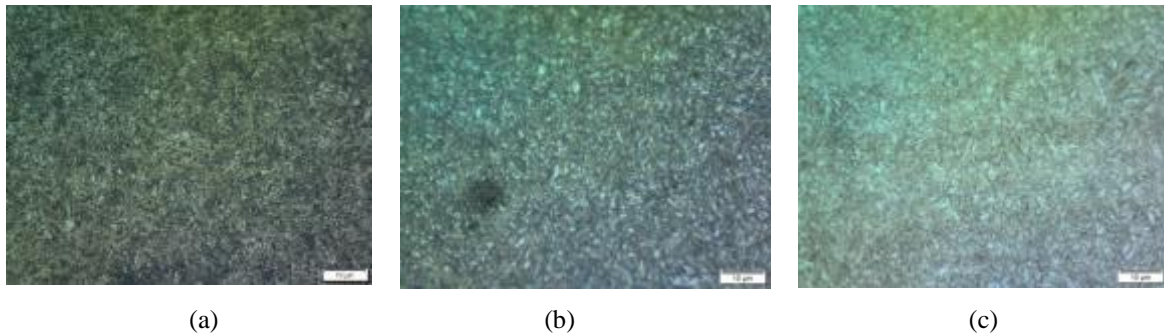
A Figura 1 apresenta as microfotografias dos três tratamentos térmicos de revenido antes do ataque químico.



**Figura 1:** Microfotografias das amostras sem ataque químico. Em (a) revenido a 310 °C, (b) 425 °C e (c) 610 °C por 1 h.

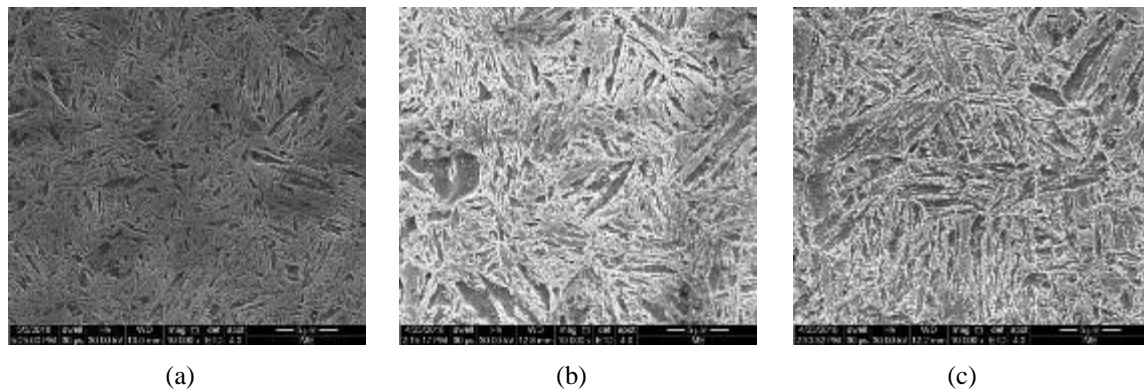
A análise das microfotografias permitiu identificar inclusões não metálicas do tipo óxido globulares. Esse tipo de inclusão é indesejável por ser um dos fatores que podem contribuir para a anisotropia das propriedades mecânicas do material, devido à sua função concentradora de tensão, que atua como iniciador de trinca [15, 23]. Uma conclusão desta observação é a necessidade da realização de uma refusão no processamento do aço.

A Figura 2 apresenta as microfotografias óticas após o ataque com o reagente Nital 2%, identificando martensita revenida por meio de sua morfologia típica em formato de ripas, função da quantidade de carbono do aço [20, 21].



**Figura 2:** Microfotografia do aço HHA, após ataque com Nital 2%. Em (a) revenido a 310 °C, (b) 425 °C e (c) 610 °C.

A fim de confirmar a microestrutura observada, realizou-se uma análise por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), conforme apresentado na Figura 3.



**Figura 3:** Microfotografia do aço HHA revenido em (a) 310 °C, (b) 425 °C e (c) 610 °C.

As amostras analisadas por meio de MEV, além de confirmarem a microestrutura de martensita revenida, mostram o surgimento de uma nova fase, possivelmente ferrítica, principalmente nas amostras a 425 e 610 °C. Uma das características que sugerem a presença desta nova fase é a observação de vazios na matriz, indicando que existem regiões com dureza inferior que foram mais suscetíveis ao ataque ácido [21].

A hipótese do surgimento de ferrita nos tratamentos de revenido com temperaturas mais elevadas foi confirmada pelo ensaio de dureza Rockwell C realizado em cada amostra, apresentando os seguintes resultados: 52 HRC (310 °C), 47 HRC (425 °C) e 37 HRC (610 °C). Observa-se destes resultados que o material que sofreu o tratamento de revenido nas temperaturas de 425 e 610 °C, não alcançaram a dureza mínima requerida pela norma.

Uma análise por espectroscopia por dispersão de energia (EDS - *Energy Dispersive Spectroscopy*) foi realizada complementarmente em alguns pontos dessas amostras, as quais apresentaram, majoritariamente, a presença do Titânio, conforme mostrado na Figura 4.

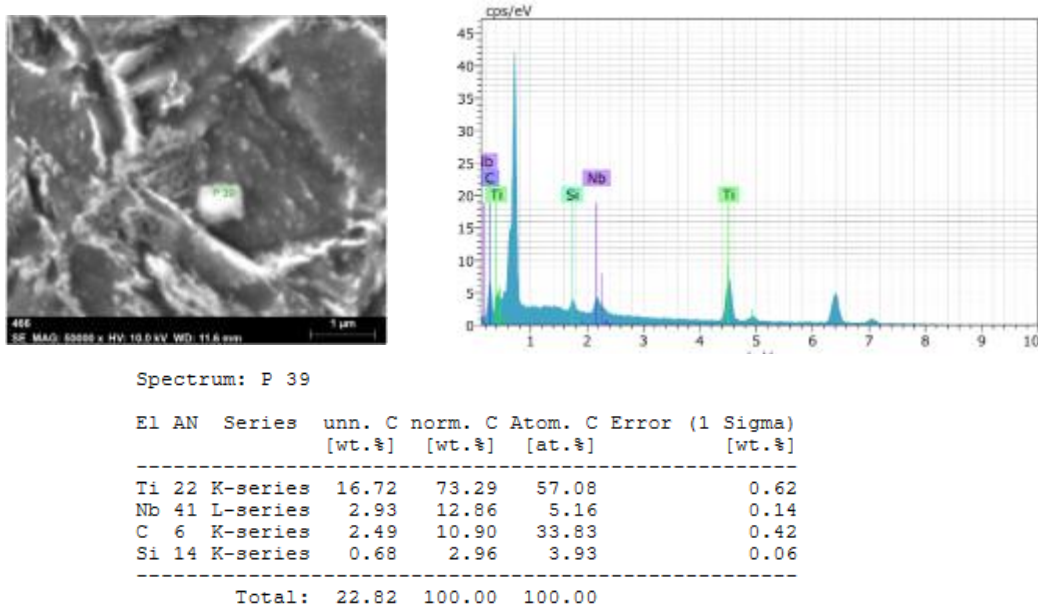


Figura 4: EDS do ponto 39 de uma das amostras tratadas.

Esta observação de Nb e Ti, induziu a uma análise de difração de raios X com o objetivo de aprofundar o estudo.

A Figura 5 apresenta o difratograma da amostra revenida a 310 °C por 1 h.

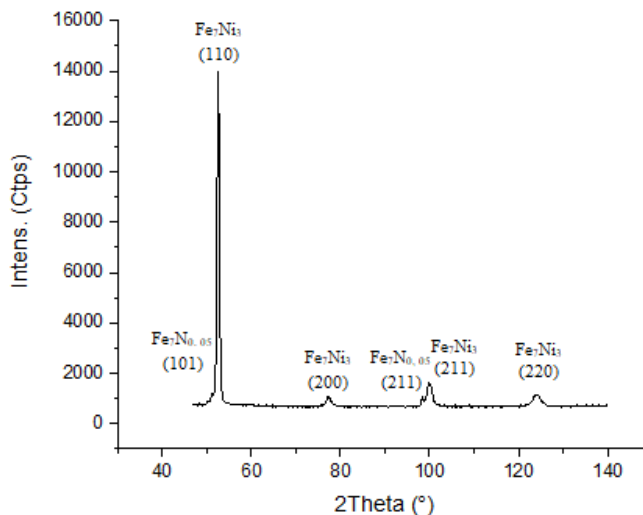
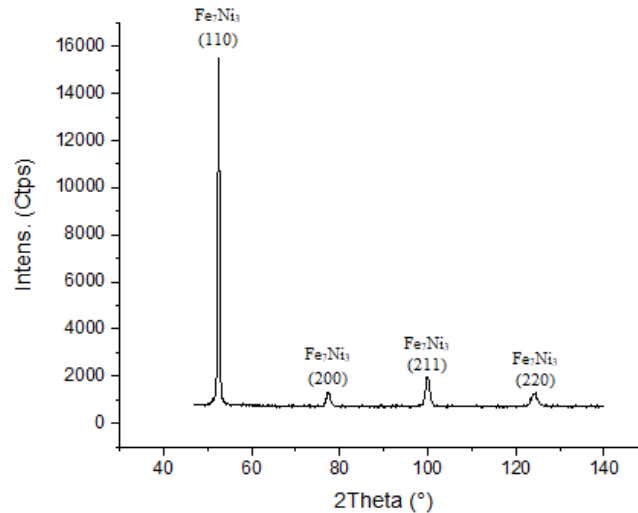


Figura 5: Amostra do aço HHA revenida a 310°C por 1h.

O difratograma da Figura 5 apresenta 2 picos de Nitreto de Ferro, que de acordo com a ficha utilizada apresenta uma estrutura tetragonal. Essa amostra não apresentou picos referentes à austenita retida, porém caso exista, seu percentual encontra-se abaixo de 2%, que é o limite de sensibilidade do equipamento [24, 25].

A estrutura tetragonal apresentada pode estar relacionada ao fato de este aço possuir, aproximadamente, 1% de Si e de ter sofrido um revenido a 400 °C, que de acordo com a literatura, permite que o carboneto ε seja estabilizado [21].

A Figura 6 apresenta o difratograma da amostra revenida a 425 °C por 1 h. Diferente do anterior, este difratograma não possui picos de Nitreto de Ferro.



**Figura 6:** Amostra do aço HHA revenida a 425 °C por 1 h.

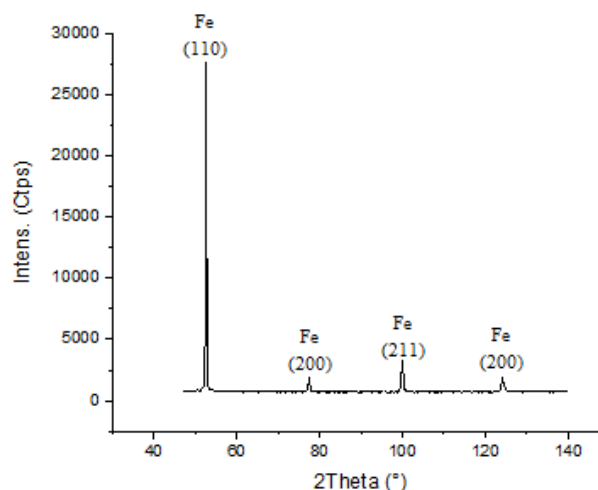
Aços revenidos a 425 °C são mais suscetíveis ao crescimento da cementita. Este constituinte é um carboneto de ferro de extrema importância, pois atuando juntamente com a ferrita permite gerar a perlita [21].

Blindagens metálicas que sofrem tratamento de revenido a 425 °C, quando submetidas a altas taxas de deformações e elevadas tensões podem apresentar o surgimento de certas heterogeneidades, tais como banda de cisalhamento adiabático [26, 27]. Essa banda é o resultado de uma intensa deformação plástica localizada sem dissipação de calor local, que pode levar o material a uma falha catastrófica [28-30].

Na Figura 7 é apresentado o difratograma da amostra revenida a 610 °C por 1 h.

A análise de fichas realizada com o auxílio do X'Pert HighScore mostra que a amostra revenida a 610 °C, embora apresente os mesmos picos que a amostra anterior, é constituída de Fe ou Ferrita.

Na teoria, um aço revenido nesta temperatura apresenta ferrita na posição das ripas martensíticas. Além disto, esta temperatura de tratamento pode proporcionar grãos de ferritas equiaxiais com algumas partículas esferoidais [21, 22].



**Figura 7:** Amostra do aço HHA revenida a 610 °C por 1 h.

#### 4. CONCLUSÕES

As análises realizadas permitiram chegar às seguintes conclusões:

- Após os tratamentos térmicos de têmpera e revenido foi possível identificar inclusões não metálicas, que podem ser prejudiciais ao desempenho balístico. Além disso, identificou-se a microestrutura de martensita revenida, geralmente apresentada nas blindagens bem como ferrita;

- O aumento da temperatura de revenido proporcionou um crescimento do percentual de ferrita, que foi confirmado pela diminuição na dureza do material;
- Os tratamentos de revenido a 425 e 610 °C não proporcionaram a dureza mínima requerida pela norma de 48 HRC;
- A amostra revenida a 310 °C mostra a presença de Nitreto de Fe, diferente das outras, podendo ser este um vestígio da tetragonalidade da microestrutura martensítica.

## 5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Exército Brasileiro (EB), a empresa Temperaço, ao CBPF, as agências de Fomento (CNPQ, CAPES e FAPERJ) e aos laboratórios de DRX e Microscopia eletrônica do IME.

## 6. BIBLIOGRAFIA

- [1] OLIVEIRA, S.S., MONSORES, K.G.C., SILVA, A.O., *et al.*, “Caracterização microestrutural de um aço balístico de alta dureza”. In: *73º Congresso Anual da ABM*, São Paulo, ISSN: 2594-5327, DOI 10.5151/1516-392X-31902, pp. 2268-2274, Out, 2018.
- [2] MONSORES, K.G.C., SILVA, A.O., WEBER, R.P., *et al.* “Influência da radiação ultravioleta no comportamento mecânico de compósitos laminados de Polietileno de Baixa (PEBD) unidos por resina a base etilcianoacrilato e por silicone”. In: *72º ABM Annual Congress*, São Paulo, ISSN: 2594-5327, DOI 10.5151/1516-392X-30592. pp. 1985-1996, Out, 2017.
- [3] SILVA, A.O., *et al.* “Ballistic behavior of a hybrid composite reinforced with curaua and aramid fabric subjected to ultraviolet radiation”. *Journal of materials research and technology*, v. 7, n. 4, pp. 584-591, 2018.
- [4] POLLA, M.B., FABRIS, D.C.N., NONI JUNIOR, A.D., *et al.*, Desempenho balístico de estruturas multicamadas à base de alumina/epóxi. *Cerâmica*, v. 65, n. 374, pp. 207-215, 2019.
- [5] SILVA, A.O., WEBER, R.P., MONTEIRO, S.N., *et al.* Effect of graphene oxide coating on the ballistic performance of aramid fabric. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020.
- [6] FRAS, T., ROTH, C.C., MOHR, D. “Fracture of high-strength armor steel under impact loading”. *International Journal of Impact Engineering*, v. 111, pp. 147-164, 2018.
- [7] MAGUDEESWARAN, V., BALASUBRAMANIAN, K. “Fuzzy weighted histogram equalization for contrast enhancement of mammogram images”. *International Journal of Biomedical Engineering and Technology*, v. 28, n. 3, pp. 232-242, 2018.
- [8] SOUZA, E.R.S. “Estudo do comportamento microestrutural e balístico de um aço de blindagem após soldagem”. 2014. 184p. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) - Instituto Militar de Engenharia, 2014.
- [9] OLIVEIRA, S.D.S.A., WEBER, R.P., SUAREZ, J.C.M., *et al.* Aço de alta dureza para aplicação balística: propriedades mecânicas. *Matéria (Rio de Janeiro)*, v. 24, v. 3, 2019.
- [10] STEWART, M.G., NETHERTON, M.D. Statistical variability and fragility assessment of ballistic perforation of steel plates for 7.62 mm AP ammunition. *Defence Technology*, v. 16, n. 3, pp. 503-513, 2020.
- [11] MAYSELESS, M., FRILING, S., MISIUK, L. Re-visiting the mass-flux model for Explosive Reactive Armor and the effect of plate thickness. *Defence Technology*, v. 15, n. 5, pp. 779-785, 2019.
- [12] SARSILMAZ, F., KIRIK, I., BATI, S. “Microstructure and mechanical properties of armor 500/AISI2205 steel joint by friction welding”. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 28, pp. 131-136, 2017.
- [13] MANGANELLO, S.J., ABBOTT, K.H. “Metallurgical factors affecting the ballistic behavior of steel targets”, *J. Materials*, v. 7, pp. 231-239, 1972.
- [14] CABRILO, A., GERIC, K., JOVANOVIĆ, M., *et al.* Weldability and impact energy properties of high-hardness armor steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 27, n. 3, pp. 1281-1295, 2018.
- [15] CROUCH, I., CIMPOERU, S.J., LI, H., *et al.* (Ed.). “The Science of Armour Materials”. *Woodhead Publishing*, 2017, cap.2, pp. 55-115.
- [16] MEYERS, M.A. Dynamic behavior of materials. John Wiley & sons, 1994.
- [17] RIETVELD, H.M., “Line profiles of neutron powder-diffraction peaks for structure refinement”, *Acta Cryst.* V. 22, pp. 151-152, 1967.
- [18] COLPAERT, H., “Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns”/ Hubertus Colpaert; Revisão Téc-

nica André Luiz V. da Costa e Silva. - 4ª ed - São Paulo: Blucher, 2008.

- [19] JENA, P.K., SIVA KUMAR, K., KRISHNA, V.R., *et al.* “Studies on the role of microstructure on performance of a high strength armour steel”, *Engineering Failure Analysis*, v. 15, Issue 8, pp. 1088-1096, 2008.
- [20] SAMUELS, L.E. “Tempering of Martensite”. *Metallogr. Microstruct. Anal.* V.3, pp. 70-90, 2014.
- [21] SILVA, A.L.V.C., Aços e ligas especiais/ André Luiz V. da Costa e Silva; Paulo Roberto Mei, 3ª ed., São Paulo: Blucher, 2010.
- [22] BHADSHIA, H., HONEYCOMBE, R. *Steels: microstructure and properties*. Butterworth-Heinemann, 2017.
- [23] BAPTISTA, A.L.B. (2002). “Aspectos metalúrgicos na avaliação da usinabilidade de aços”. *Rem: Revista Escola de Minas*, <https://dx.doi.org/10.1590/S0370-44672002000200006>. v. 55, n. 2, pp. 103-109.
- [24] OLIVEIRA, S.D.S., SOUZA, E.R., WEBER, R.P., *et al.* “Avaliação do teor de austenita retida em um aço balístico de alta dureza”. *RMCT*, v.33, n. 2, pp.28-31, 2016.
- [25] ANAZAWA, R.M., ABDALLA, A.J., HASHIMOTO, T.M., *et al.* “Estudo das propriedades mecânicas do aço 300M devido à utilização de retífica após tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos”. Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas. 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação 2011.
- [26] ODESHI, A.G., AL-AMEERI, S., MIRFAKHRAEI, S., *et al.* “Deformation and failure mechanism in AISI 4340 steel under ballistic impact”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* v. 45, pp.18-24. 2006.
- [27] ODESHI, A.G., BASSIM, M.N., BOLDUC, M., “Damage mechanism in high hardness armor (HHA) steel subjected o V50 ballistic impact”, *DYMAT* 2009, pp.563-567.
- [28] BOAKYE-YIADOM, S., KHAN, A.K., BASSIM, N. “A Systematic Study of grain refinement during impact of 4340 steel”, Elsevier, Canadá, *Materials Science & Engineering A* 605, pp. 270-285, march 2014.
- [29] GURRUTXAGA-LERMA, B. Adiabatic shear banding and the micromechanics of plastic flow in metals. *International Journal of Solids and Structures*, v. 132, pp. 153-170, 2018.
- [30] JO, M.C., KIM, S., KIM, D.W., *et al.* Understanding of adiabatic shear band evolution during high-strain-rate deformation in high-strength armor steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 155540, 2020.

#### ORCID

Suzane de Sant' Ana Oliveira	<a href="https://orcid.org/0000-0003-4139-4870">https://orcid.org/0000-0003-4139-4870</a>
Karollyne Gomes de Castro Monsores	<a href="https://orcid.org/0000-0002-4197-5926">https://orcid.org/0000-0002-4197-5926</a>
Anderson Oliveira da Silva	<a href="https://orcid.org/0000-0003-0936-9886">https://orcid.org/0000-0003-0936-9886</a>
Pedro Guilherme Passalini	<a href="https://orcid.org/0000-0003-3005-5814">https://orcid.org/0000-0003-3005-5814</a>
Géssica da Silva Nicolau	<a href="https://orcid.org/0000-0002-6465-4877">https://orcid.org/0000-0002-6465-4877</a>
Ricardo Pondé Weber	<a href="https://orcid.org/0000-0002-7431-8316">https://orcid.org/0000-0002-7431-8316</a>