

**MINISTÉRIO DA DEFESA  
EXÉRCITO BRASILEIRO  
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA  
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

**RAÍSSA DE ALMEIDA GOUVÊA**

**ESTUDO DOS EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS E  
CONFIGURAÇÕES DE PLACAS POLIONDULARES DE AÇO MARAGING 250  
PARA PROTEÇÃO BALÍSTICA**

**RIO DE JANEIRO  
2023**

RAÍSSA DE ALMEIDA GOUVÊA

ESTUDO DOS EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS E  
CONFIGURAÇÕES DE PLACAS POLIONDULARES DE AÇO MARAGING  
250 PARA PROTEÇÃO BALÍSTICA

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em  
Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia,  
como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre  
em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador(es): Alaelson Vieira Gomes, D.Sc.  
Simone Izabel Vieira de Santana, D.Sc.  
Tiago Alegretti Zucarelli, D.Sc.

Rio de Janeiro

2023

©2023

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Gouvêa, Raíssa de Almeida.

ESTUDO DOS EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS E CONFIGURAÇÕES DE PLACAS POLIONDULARES DE AÇO MARAGING 250 PARA PROTEÇÃO BALÍSTICA / Raíssa de Almeida Gouvêa. – Rio de Janeiro, 2023.  
144 f.

Orientador(es): Alaelson Vieira Gomes, Simone Izabel Vieira de Santana e Tiago Alegretti Zucarelli.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência dos Materiais, 2023.

1. aço maraging. 2. proteção balística. 3. geometria poliondular. i. Vieira Gomes, Alaelson (orient.) ii. Vieira de Santana, Simone Izabel (orient.) iii. Alegretti Zucarelli, Tiago (orient.) iv. Título

**RAÍSSA DE ALMEIDA GOUVÊA**

**ESTUDO DOS EFEITOS DE TRATAMENTOS  
TÉRMICOS E CONFIGURAÇÕES DE PLACAS  
POLIONDULARES DE AÇO MARAGING 250 PARA  
PROTEÇÃO BALÍSTICA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador(es): Alaelson Vieira Gomes, Simone Izabel Vieira de Santana e Tiago Alegretti Zucarelli.

Aprovada em 14 de fevereiro de 2023, pela seguinte banca examinadora:



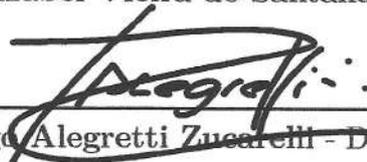
---

Prof. Alaelson Vieira Gomes - D.Sc. do IME - Presidente



---

Prof. Simone Izabel Vieira de Santana - D.Sc. da DF - Coorientadora



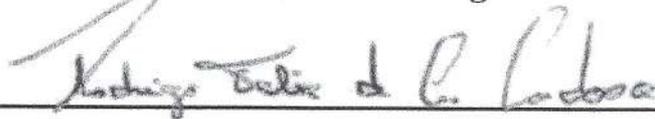
---

Prof. Tiago Alegretti Zucarelli - D.Sc. do IAE - Coorientador



---

Prof. André Ben-Hur da Silva Figueiredo - D.Sc. do IME



---

Prof. Rodrigo Felix de Araujo Cardoso - D.Sc. do CBPF



---

Prof. Leonardo Taborda Sandor - D.Sc. da Villares Metals S.A.

Rio de Janeiro

2023

*Este trabalho é dedicado à minha maior incentivadora,  
que me ensinou tanto e me tornou a pessoa que sou:  
minha querida mãe Lucia (in memoriam).*

## AGRADECIMENTOS

Agradeço, antes de tudo, a Deus pela oportunidade de ter cursado esta pós-graduação e por ter me dado a força necessária durante o processo. Aos meus pais, Lucia (in memoriam) e José Carlos, pelo amor incondicional. Ao meu marido, Yuri, por ser meu porto seguro e me apoiar sempre. À minha família e amigos, que me deram suporte nos momentos difíceis e que permitiram que eu concluísse esse curso em meio a tantas provas. Ao meu orientador, Cel Alaelson, e aos meus coorientadores, Maj Simone e Ten Alegretti, que foram fundamentais no decorrer deste processo.

Agradecimentos especiais ao CAEx, CTEEx, AGR, IAE, DF, CBPF e à Villares Metals, pelo apoio prestado.

*"Não vos amoldeis às estruturas deste mundo,  
mas transformai-vos pela renovação da mente,  
a fim de distinguir qual é a vontade de Deus:  
o que é bom, o que Lhe é agradável, o que é perfeito."  
(Bíblia Sagrada, Romanos 12, 2)*

## RESUMO

O aperfeiçoamento constante de ameaças balísticas motiva o estudo e desenvolvimento de novas soluções para proteção balística. Embora já sejam empregados materiais cerâmicos, poliméricos e compósitos para esse tipo de aplicação, as blindagens metálicas continuam apresentando diversas vantagens em relação às demais classes de materiais, como, por exemplo, sua alta capacidade de proteção aliada ao seu relativo baixo custo. Dentro desse contexto, o aço maraging 250 se apresenta como uma excelente alternativa, já que possui propriedades mecânicas favoráveis tais como elevada resistência mecânica e alta tenacidade à fratura. Sendo assim, este trabalho teve como objetivo estudar o emprego do aço maraging 250 no formato de placas poliondulares com diferentes condições de configurações geométricas e de tratamentos térmicos. Para isso, foram realizados ensaios balísticos em placas poliondulares do aço em questão, empregando diferentes combinações de configurações (espaçamentos e desvio entre camadas) e tratamentos térmicos de envelhecimento (480 °C por 3 e 5 h). Além disso, foram realizadas caracterizações do aço nas duas condições de envelhecimento, por meio de ensaios quasi-estáticos e dinâmicos. Entre as condições estudadas, foi observado que um espaçamento de 30 mm entre as camadas poliondulares se mostrou como a melhor alternativa em termos de aplicação balística e que a configuração sem desvio tem resultados melhores do que a com desvio. Em relação à caracterização do aço, não foram observadas diferenças significativas entre os tratamentos térmicos nos ensaios quasi-estáticos, porém o ensaio dinâmico apresentou vantagens para o envelhecimento a 480 °C por 5 h. Por fim, foi possível observar que as propriedades mecânicas do aço maraging 250 são sensíveis às taxas de deformação, apresentando um aumento significativo na sua tensão máxima com o aumento da taxa de deformação.

**Palavras-chave:** aço maraging. proteção balística. geometria poliondular.

# ABSTRACT

The improvement of ballistic threats motivates the study and development of new solutions for ballistic protection. Although ceramic, polymeric and composite materials are already used for this application, metallic armors continue to present several advantages over other classes of materials, such as, for example, their high protection capacity combined with their relatively low cost. In this context, maraging steel 250 is an excellent alternative, combining high mechanical strength and high fracture toughness. Therefore, this work aimed to study the use of maraging steel 250 in the shape of poly undulate plates with different geometric configurations and heat treatments. To achieve these goals, ballistic tests were carried out on poly undulate steel plates, using different combinations of configurations (spacing and deviation between layers) and aging heat treatments (480 °C for 3 and 5 h). In addition, steel characterizations were carried out under the two aging conditions, through quasi-static and dynamic tests. Among the conditions evaluated, it was observed that a spacing of 30 mm between poly undulate layers proved to be the best alternative in terms of ballistic application and that the configuration without deviation has better results than with deviation. Regarding the characterization of the steel, no significant differences were observed between heat treatments in the quasi-static tests, however the dynamic test showed advantages for aging at 480 °C for 5 h. Finally, it was possible to observe that the mechanical properties of maraging steel 250 are sensitive to strain rates, showing a significant increase in its maximum stress with increasing strain rate.

**Keywords:** maraging steel. ballistic protection. poly undulate geometry.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Sistema de blindagem associando material disruptivo e absorvedor . . .	25
Figura 2 – Esquema da formação de buraco dúctil . . . . .	28
Figura 3 – Esquema da formação de plugue . . . . .	29
Figura 4 – Esquema da delaminação . . . . .	30
Figura 5 – Esquema da formação de disco . . . . .	30
Figura 6 – Esquema da fratura conoidal . . . . .	31
Figura 7 – Esquema de cominuição . . . . .	32
Figura 8 – (a) Etapas de formação de trincas radiais; e (b) circunferenciais . . . .	33
Figura 9 – Esquema do lascamento . . . . .	33
Figura 10 – Ilustração esquemática da relação entre desempenho balístico e dureza da blindagem . . . . .	35
Figura 11 – Diagrama metaestável de transformação Fe-Ni . . . . .	38
Figura 12 – Limite de resistência e tenacidade à fratura para os principais aços de alta resistência . . . . .	42
Figura 13 – Dureza em função do tempo e temperatura de envelhecimento para aço maraging 18 Ni 250 . . . . .	43
Figura 14 – Ondas de tração e compressão e tensões de cisalhamento criadas dentro do material balístico . . . . .	44
Figura 15 – Curvas tensão deformação compressivas para diferentes aços balísticos .	48
Figura 16 – Representação das curvas tensão-deformação mostrando: (a) ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica; e (b) recristalização dinâmica a alta e baixa taxa de deformação . . . . .	49
Figura 17 – Esquema da vista transversal de placas poliondulares e as regiões de impacto analisadas (1: convexa, 2: inclinada e 3: côncava) . . . . .	52
Figura 18 – Dimensões do corpo-de-prova, posicionamento e sequências de disparos	55
Figura 19 – Arranjo para ensaio balístico . . . . .	56
Figura 20 – Munição e suas partes integrantes . . . . .	56
Figura 21 – Munição 7,62x51 mm produzida pela fabricante nacional CBC: (a) vista externa; e (b) vista seccionada . . . . .	57
Figura 22 – (a) vista superior; e (b) vista lateral das chapas de aço maraging fornecido pela Villares Metals . . . . .	58
Figura 23 – Chapas cortadas nas dimensões aproximadas de 200 mm x 200 mm x 4 mm . . . . .	59
Figura 24 – (a) Prensa Nowak do IME; e (b) matriz utilizada . . . . .	59
Figura 25 – Furadeira do IME e furação das chapas . . . . .	60

Figura 26 – Forno modelo LF0914 da marca Jung, do IME, e amostras de aço maraging após aquecimento . . . . .	61
Figura 27 – Corpos-de-prova do primeiro ensaio balístico com espaçamento de (a) 15 mm; (b) 30 mm; e (c) 40 mm . . . . .	63
Figura 28 – Posições de impacto: (a) pico; (b) intermediária; e (c) vale . . . . .	63
Figura 29 – (a) Equipamento; e (b) munição 7,62x51 mm FMJ utilizados nos ensaios balísticos . . . . .	64
Figura 30 – Fixação da amostra no suporte de alvos e o feixe de laser para direcionamento do impacto . . . . .	64
Figura 31 – Esquematização do desvio utilizado nos CP para o segundo ensaio balístico	65
Figura 32 – (a) Vista frontal e (b) vista superior dos CP com desvio. . . . .	66
Figura 33 – (a) Vista frontal e (b) vista superior dos CP sem desvio. . . . .	67
Figura 34 – (a) MEV do IME; e (b) fragmento analisado. . . . .	68
Figura 35 – Esquematização das regiões de impacto do segundo ensaio balístico . .	68
Figura 36 – Primeira camada do corpo-de-prova T4, do 1 <sup>o</sup> ensaio balístico, cortada (em destaque no meio: amostra para análise de fratura em MEV) . . .	69
Figura 37 – Segunda camada do corpo-de-prova T4, do 1 <sup>o</sup> ensaio balístico, cortada (em destaque no canto superior esquerdo: amostra para análise de dureza, à esquerda, e análise de fratura em MEV, à direita) . . . . .	70
Figura 38 – Primeira camada do corpo-de-prova T3-CD-35, do 2 <sup>o</sup> ensaio balístico, cortada (em destaque no canto superior esquerdo: amostra para teste de dureza; e no meio: amostra para análise de fratura em MEV) . . . .	70
Figura 39 – Primeira camada do corpo-de-prova T3-CD-33, do 2 <sup>o</sup> ensaio balístico, cortada (em destaque no canto superior esquerdo: amostra para teste de dureza; e no meio: amostra para análise de fratura em MEV) . . . .	71
Figura 40 – Lixamento das amostras embutidas . . . . .	72
Figura 41 – Amostras após a realização dos testes de dureza . . . . .	72
Figura 42 – Amostras para análise da superfície de fratura em regiões de impacto, referentes aos dois ensaios balísticos . . . . .	73
Figura 43 – CP no formato subsized previsto na norma ASTM E8 . . . . .	74
Figura 44 – Amostras utilizadas no ensaio de dureza . . . . .	74
Figura 45 – Esquematização do ensaio de compressão por Barra Hopkinson . . . . .	76
Figura 46 – Barra de compressão Hopkinson, do CTE <sub>x</sub> . . . . .	78
Figura 47 – Corpos-de-prova empregados no ensaio de compressão por Barra Hopkinson . . . . .	78
Figura 48 – (a) Forno empregado no tratamento dos inserts; (b) inserts após tratamento térmico; e (c) posicionamento dos inserts e amostra no momento do teste . . . . .	79
Figura 49 – Metodologia resumida . . . . .	80

Figura 50 – Amostra P2 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	81
Figura 51 – Amostra P2: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho . . . . .	82
Figura 52 – Amostra T2 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	83
Figura 53 – Amostra T2: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho . . . . .	84
Figura 54 – Amostra P3R e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	85
Figura 55 – Amostra P3R: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho . . . . .	86
Figura 56 – Amostra T3 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	87
Figura 57 – Amostra T3: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho . . . . .	88
Figura 58 – Amostra P4R e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	89
Figura 59 – Amostra P4R: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho . . . . .	90
Figura 60 – Amostra T4 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	91
Figura 61 – Amostra T4: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho . . . . .	92
Figura 62 – Superfície de fratura do fragmento de aço maraging analisado em MEV – (a) ampliação de 130x; e (b) de 150x . . . . .	93
Figura 63 – Micrografias de MEV da superfície do fragmento, indicando as regiões analisadas por EDS . . . . .	93
Figura 64 – Espectro da região esférica de cor clara (Figura 63a – Ponto 1) analisada por EDS . . . . .	94
Figura 65 – Espectro e composição química da região escura (Figura 63b – Ponto 2) analisada por EDS . . . . .	95
Figura 66 – Amostra T3-SD-35 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	97
Figura 67 – Amostra T3-SD-35: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho . . . . .	98
Figura 68 – Amostra T3-SD-33 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	99

Figura 69 – Amostra T3-SD-33: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho	101
Figura 70 – Amostra T3-CD e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	102
Figura 71 – Amostra T3-CD: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho	103
Figura 72 – Amostra T3-CD-35 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	104
Figura 73 – Amostra T3-CD-35: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho	105
Figura 74 – Amostra T3-CD-33 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral . . . . .	106
Figura 75 – Amostra T3-CD-33: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho	107
Figura 76 – Micrografia da região de impacto da amostra T4-1F com aumento de (a) 500x; e (b) 5000x. . . . .	112
Figura 77 – Micrografia da região de impacto da amostra T4-2F com aumento de (a) 500x; e (b) 5000x. . . . .	112
Figura 78 – Micrografia da região de impacto da amostra T3-CD-35-2F com aumento de (a) 500x; e (b) 5000x. . . . .	113
Figura 79 – Micrografia da região de impacto da amostra T3-CD-33-1F com aumento de (a) 500x; e (b) 5000x. . . . .	114
Figura 80 – Gráficos tensão-deformação dos corpos de prova com envelhecimento a 480 °C por 5 h. . . . .	117
Figura 81 – Gráficos tensão-deformação dos corpos de prova com envelhecimento a 480 °C por 3 h. . . . .	118
Figura 82 – Micrografia da superfície de fratura de amostra de aço maraging solubilizado, com aumento de (a) 500x; e (b) 1500x. . . . .	120
Figura 83 – Micrografia da superfície de fratura de amostra de aço maraging envelhecido a 480 °C por 5 h, com aumento de (a) 500x; e (b) 1500x. . . . .	120
Figura 84 – Micrografia da superfície de fratura de amostra de aço maraging envelhecido a 480 °C por 3 h, com aumento de (a) 500x; e (b) 1500x. . . . .	121
Figura 85 – Gráficos tensão-deformação do ensaio dinâmico nas amostras solubilizadas.	123
Figura 86 – Gráficos tensão-deformação do ensaio dinâmico nas amostras envelhecidas a 480 °C por 3 h. . . . .	124
Figura 87 – Gráficos tensão-deformação do ensaio dinâmico nas amostras envelhecidas a 480 °C por 5 h. . . . .	125
Figura 88 – Gráfico de energia absorvida até a tensão máxima em função do tempo de envelhecimento e regressão linear dos pontos. . . . .	128

Figura 89 – Gráfico de energia absorvida até 7% de deformação em função do tempo de envelhecimento e regressão linear dos pontos. . . . . 129

## LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Vantagens dos aços maraging. . . . .	36
Quadro 2 – Principais funções dos elementos de liga nos aços maraging. . . . .	39

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Faixas de composição, em percentual de massa, para os aços maraging com 18% Ni . . . . .	37
Tabela 2 – Propriedades mecânicas dos aços maraging comerciais após solubilização (820 °C por 1h) . . . . .	41
Tabela 3 – Propriedades mecânicas dos aços maraging comerciais após solubilização (820 °C por 1h) e envelhecimento (480 °C por 3h – aços 18 Ni 200, 250 e 300; 480 °C por 12h – aço 18 Ni 350) . . . . .	41
Tabela 4 – Propriedades mecânicas de aço maraging 250, nas condições solubilizado e solubilizado + envelhecido . . . . .	43
Tabela 5 – Medidas de dureza de aço maraging 250, nas condições solubilizado e envelhecido em diferentes temperaturas . . . . .	44
Tabela 6 – Categorias das taxas de deformação de diferentes eventos . . . . .	46
Tabela 7 – Níveis de proteção balística . . . . .	54
Tabela 8 – Composição (em percentual de massa) do aço maraging 250 fornecido pela empresa Villares Metals S.A. . . . .	58
Tabela 9 – Configurações dos corpos-de-prova para o primeiro ensaio balístico (para todas as configurações: face de impacto - aço maraging e face distal - alumínio) . . . . .	62
Tabela 10 – Configurações dos corpos-de-prova para o segundo ensaio balístico (para todas as configurações: face de impacto - aço maraging e face distal - alumínio) . . . . .	66
Tabela 11 – Medidas de dureza de aço maraging 250, nas condições solubilizado e envelhecido em diferentes temperaturas (CUNHA, 2019). . . . .	67
Tabela 12 – Valores de dureza típicos para alguns materiais balísticos . . . . .	71
Tabela 13 – Valores de resistência mecânica típicos para alguns materiais balísticos . . . . .	74
Tabela 14 – Dados dos impactos na amostra P2 . . . . .	82
Tabela 15 – Dados dos impactos na amostra T2 . . . . .	83
Tabela 16 – Dados dos impactos na amostra P3R . . . . .	86
Tabela 17 – Dados dos impactos na amostra T3 . . . . .	87
Tabela 18 – Dados dos impactos na amostra P4R . . . . .	90
Tabela 19 – Dados dos impactos na amostra T4 . . . . .	91
Tabela 20 – Composição química da região esférica de cor clara (Figura 63a – Ponto 1) analisada por EDS. . . . .	94
Tabela 21 – Composição química da região escura (63b – Ponto 2) analisada por EDS. . . . .	95
Tabela 22 – Resumo dos resultados do primeiro ensaio balístico. . . . .	96
Tabela 23 – Dados dos impactos na amostra T3-SD-35. . . . .	98

Tabela 24 – Dados dos impactos na amostra T3-SD-33. . . . .	100
Tabela 25 – Dados dos impactos na amostra T3-CD. . . . .	100
Tabela 26 – Dados dos impactos na amostra T3-CD-35. . . . .	102
Tabela 27 – Dados dos impactos na amostra T3-CD-33. . . . .	104
Tabela 28 – Resumo dos resultados do segundo ensaio balístico. . . . .	108
Tabela 29 – Durezas, nas escalas Vickers e Rockwell C, de amostra somente solubilizada, representando o aço como recebido. . . . .	109
Tabela 30 – Durezas, nas escalas Vickers e Rockwell C, de amostra envelhecida a 480 °C por 5 h, utilizada no primeiro ensaio balístico. . . . .	109
Tabela 31 – Durezas, nas escalas Vickers e Rockwell C, de amostra envelhecida a 480 °C por 5 h, utilizada no segundo ensaio balístico. . . . .	110
Tabela 32 – Durezas, nas escalas Vickers e Rockwell C, de amostra envelhecida a 480 °C por 3 h, utilizada no segundo ensaio balístico. . . . .	110
Tabela 33 – Resumo das durezas das amostras ensaiadas, na escala Rockwell C. . .	111
Tabela 34 – Dureza, em HRC, dos aços nas duas condições de envelhecimento. . . .	115
Tabela 35 – Análise de variância e Teste de Tukey para os dados de dureza. . . . .	115
Tabela 36 – Propriedades dos materiais obtidas por meio do ensaio de tração. . . .	117
Tabela 37 – Análises de variância para os dados de resistência mecânica, limite de escoamento e alongamento máximo. . . . .	119
Tabela 38 – Resultados do ensaio Charpy. . . . .	119
Tabela 39 – Parâmetros do ensaio de compressão por Barra Hopkinson. . . . .	122
Tabela 40 – Resultados do ensaio dinâmico para as amostras solubilizadas. . . . .	123
Tabela 41 – Resultados do ensaio dinâmico para as amostras envelhecidas a 480 °C por 3 h. . . . .	124
Tabela 42 – Resultados do ensaio dinâmico para as amostras envelhecidas a 480 °C por 5 h. . . . .	125
Tabela 43 – Análise de variância e Teste de Tukey para os dados de tensão máxima do ensaio dinâmico. . . . .	126
Tabela 44 – Análise de variância para os dados de deformação total do ensaio dinâmico. . . . .	127
Tabela 45 – Análise de variância e Teste de Tukey para os dados de energia até a tensão máxima do ensaio dinâmico. . . . .	127
Tabela 46 – Análise de variância e Teste de Tukey para os dados de energia até 7% de deformação do ensaio dinâmico. . . . .	127

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (inglês)
AGR	Arsenal de Guerra do Rio
ASM	<i>American Society for Metals</i> (inglês)
BID	Base Industrial de Defesa
CAEx	Centro de Avaliações do Exército
CBPF	Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas
CP	Corpo-de-prova
CTEx	Centro Tecnológico do Exército
DF	Diretoria de Fabricação
DHA	<i>Dual Hardness Armour</i> (inglês)
EB	Exército Brasileiro
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
F Bld	Forças Blindadas
FMJ	<i>Full Metal Jacketed</i> (inglês)
FSP	<i>Fragment Simulating Projectile</i> (inglês)
HHA	<i>High Hardness Armour</i> (inglês)
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço
IME	Instituto Militar de Engenharia
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
NBR	Norma Brasileira
Prg EE	Programa Estratégico do Exército
Ptr EE	Portfólio Estratégico do Exército
RHA	<i>Rolled Homogeneous Armour</i> (inglês)

TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i> (inglês)
TWIP	<i>Twinning Induced Plasticity</i> (inglês)
VIM	<i>Vacuum Induction Melting</i> (inglês)
VAR	<i>Vacuum Arc Melting</i> (inglês)

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>21</b>
1.1	OBJETIVOS	22
1.2	JUSTIFICATIVA	22
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>24</b>
2.1	BLINDAGEM BALÍSTICA	24
2.2	BLINDAGENS METÁLICAS	26
2.3	TIPOS DE FALHAS	27
2.3.1	FORMAÇÃO DE BURACO DÚCTIL	27
2.3.2	FORMAÇÃO DE PLUGUE ("PLUGGING")	28
2.3.2.1	CISALHAMENTO ADIABÁTICO	29
2.3.3	DELAMINAÇÃO	29
2.3.4	FORMAÇÃO DE DISCO ("DISCING")	30
2.3.5	FRATURA CONOIDAL	31
2.3.6	COMINUIÇÃO (ESMIGALHAMENTO)	31
2.3.7	TRINCAS RADIAIS E CIRCUNFERENCIAIS)	32
2.3.8	LASCAMENTO ("SPALLING")	32
2.3.9	RELAÇÃO ENTRE A DUREZA DO ALVO E OS TIPOS DE FALHAS	34
2.4	AÇOS MARAGING	35
2.4.1	METALURGIA FÍSICA	37
2.4.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS	40
2.4.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS	41
2.4.4	AÇO MARAGING 250	42
2.5	COMPORTAMENTO DINÂMICO DOS MATERIAIS	44
2.5.1	EFEITOS DE ALTAS TAXAS DE DEFORMAÇÃO	47
2.6	MATERIAIS LAMINADOS E EM CAMADAS PARA PROTEÇÃO BALÍSTICA	49
2.6.1	ESPAÇAMENTO ENTRE CAMADAS ("AIR GAP")	50
2.7	GEOMETRIA POLIONDULAR EM BLINDAGEM BALÍSTICA	51
2.8	ENSAIO BALÍSTICO	53
2.8.1	NÍVEL III DE PROTEÇÃO BALÍSTICA PELA NBR 15000	54
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>58</b>
3.1	PREPARAÇÃO DOS CP - PRIMEIRO ENSAIO BALÍSTICO	59
3.2	PRIMEIRO ENSAIO BALÍSTICO	62
3.3	PREPARAÇÃO DOS CP - SEGUNDO ENSAIO BALÍSTICO	65
3.4	ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA EM MEV	66

3.5	SEGUNDO ENSAIO BALÍSTICO . . . . .	67
3.6	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS ENSAIADAS BALISTICAMENTE . . . . .	68
3.6.1	ENSAIOS DE DUREZA - AMOSTRAS ENSAIADAS BALISTICAMENTE . . . . .	69
3.6.2	MEV - AMOSTRAS ENSAIADAS BALISTICAMENTE . . . . .	72
3.7	CARACTERIZAÇÃO DO AÇO MARAGING 250 ENVELHECIDO . . . . .	73
3.7.1	ENSAIO DE TRAÇÃO . . . . .	73
3.7.2	ENSAIO DE DUREZA . . . . .	74
3.7.3	ENSAIO DE IMPACTO (CHARPY) . . . . .	75
3.7.3.1	MEV DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA . . . . .	75
3.7.4	ENSAIO DE COMPRESSÃO EM BARRA HOPKINSON . . . . .	75
3.8	METODOLOGIA RESUMIDA . . . . .	79
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO . . . . .</b>	<b>81</b>
4.1	PRIMEIRO ENSAIO BALÍSTICO . . . . .	81
4.1.1	AMOSTRA P2 . . . . .	81
4.1.2	AMOSTRA T2 . . . . .	83
4.1.3	AMOSTRA P3R . . . . .	85
4.1.4	AMOSTRA T3 . . . . .	87
4.1.5	AMOSTRA P4R . . . . .	89
4.1.6	AMOSTRA T4 . . . . .	90
4.1.7	ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA EM MEV . . . . .	92
4.1.8	RESUMO DO PRIMEIRO ENSAIO BALÍSTICO . . . . .	95
4.2	SEGUNDO ENSAIO BALÍSTICO . . . . .	97
4.2.1	AMOSTRA T3-SD-35 . . . . .	97
4.2.2	AMOSTRA T3-SD-33 . . . . .	99
4.2.3	AMOSTRA T3-CD . . . . .	100
4.2.4	AMOSTRA T3-CD-35 . . . . .	102
4.2.5	AMOSTRA T3-CD-33 . . . . .	104
4.2.6	RESUMO DO SEGUNDO ENSAIO BALÍSTICO . . . . .	107
4.3	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS ENSAIADAS . . . . .	109
4.3.1	DUREZA DAS AMOSTRAS ENSAIADAS . . . . .	109
4.3.2	MEV DAS AMOSTRAS ENSAIADAS . . . . .	111
4.3.2.1	AMOSTRA T4-1F (1º ENSAIO, 1ª CAMADA - 480 °C, POR 5 H) . . . . .	111
4.3.2.2	AMOSTRA T4-2F (1º ENSAIO, 2ª CAMADA - 480 °C, POR 5 H) . . . . .	112
4.3.2.3	AMOSTRA T3-CD-35-2F (2º ENSAIO, 2ª CAMADA - 480 °C, POR 5 H) . . . . .	113
4.3.2.4	AMOSTRA T3-CD-33-1F (2º ENSAIO, 1ª CAMADA - 480 °C, POR 3 H) . . . . .	113
4.4	CARACTERIZAÇÃO DO AÇO MARAGING 250 ENVELHECIDO . . . . .	114
4.4.1	ENSAIO DE DUREZA . . . . .	114
4.4.2	ENSAIO DE TRAÇÃO . . . . .	117
4.4.3	ENSAIO DE IMPACTO (CHARPY) . . . . .	118

4.4.4	MEV - SUPERFÍCIES DE FRATURA DO ENSAIO CHARPY . . . . .	119
4.4.4.1	SOLUBILIZADA . . . . .	119
4.4.4.2	ENVELHECIMENTO A 480 °C POR 5 H . . . . .	120
4.4.4.3	ENVELHECIMENTO A 480 °C POR 3 H . . . . .	121
4.4.5	ENSAIO DE COMPRESSÃO POR BARRA HOPKINSON . . . . .	121
4.4.6	CONSIDERAÇÕES GERAIS . . . . .	129
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO . . . . .</b>	<b>130</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS . . . . .</b>	<b>131</b>
	<b>REFERÊNCIAS . . . . .</b>	<b>132</b>
	<b>ANEXO A – CERTIFICADO DE QUALIDADE DO AÇO MARA- GING 250 . . . . .</b>	<b>136</b>
	<b>ANEXO B – RELATÓRIO TÉCNICO DO ENSAIO DE TRAÇÃO PARA AMOSTRAS ENVELHECIDAS A 480 °C POR 5 H . . . . .</b>	<b>139</b>
	<b>ANEXO C – RELATÓRIO TÉCNICO DO ENSAIO DE TRAÇÃO PARA AMOSTRAS ENVELHECIDAS A 480 °C POR 3 H . . . . .</b>	<b>140</b>
	<b>ANEXO D – GRÁFICOS DO ENSAIO DE COMPRESSÃO EM BARRA HOPKINSON (FORÇA X TEMPO E TAXA DE DEFORMAÇÃO X TEMPO) . . . . .</b>	<b>141</b>

# 1 INTRODUÇÃO

Ao longo da história, o homem sempre procurou se defender de diferentes ameaças, que foram evoluindo ao longo do tempo. Inicialmente, utilizou materiais como peles de animais para proteção contra intempéries e outras ameaças do ambiente em que vivia. Com o passar do tempo e o desenvolvimento de novos materiais e de novas ameaças, o homem aprimorou suas técnicas de proteção, passando a utilizar couros, depois metais (como aço e bronze), até o desenvolvimento de materiais sofisticados como nos tempos atuais, nos quais já são empregados diferentes materiais com alta tecnologia agregada para cumprir tal objetivo (CROUCH, 2017; HAZELL, 2016; LAIBLE, 1980).

Especificamente no campo da proteção balística, o constante aperfeiçoamento das ameaças resulta na necessidade do estudo e do desenvolvimento de blindagens balísticas que sejam mais eficientes. No que se refere a veículos militares, essa maior eficiência se relaciona diretamente à redução do seu peso, permitindo maior mobilidade, sem perda da capacidade de proteção balística (DACAL, 2021; LENIHAN et al., 2019).

Dentro desse contexto, materiais cerâmicos, poliméricos e compósitos se tornaram alternativas às blindagens convencionais metálicas, apresentando, em alguns casos, melhores relações resistência/peso. Entretanto, tais materiais continuam tendo seu uso limitado a aplicações em veículos mais especializados e de maior custo. As blindagens metálicas permanecem sendo utilizadas na maioria dos veículos militares, devido à sua alta capacidade de proteção aliada ao seu relativo baixo custo. Além disso, a possibilidade de manutenção em campo de estruturas metálicas soldadas também se apresenta como uma forte vantagem no uso desse tipo de material (BORVIK et al., 2009; CROUCH, 2017; LENIHAN et al., 2019; KILIÇ e EKICI, 2013).

Devido a tais vantagens, torna-se interessante o aprofundamento do estudo de alternativas de materiais metálicos que consigam apresentar propriedades mecânicas adequadas ao emprego como blindagens, ao mesmo tempo em que conseguem apresentar uma boa relação resistência/peso. Gomes (2004) estudou a eficiência de uma geometria convexa em materiais balísticos, concluindo que a configuração convexa traz benefícios em relação à geometria plana. Cunha (2019) e Dacar (2021), por sua vez, estudaram o emprego de uma geometria poliondular, alternando regiões convexas e côncavas, obtendo resultados promissores dependendo da região impactada. Dentre estes, Cunha (2019) estudou o aço maraging 250, cujas propriedades mecânicas se mostraram extremamente interessantes para o uso como material balístico.

Sendo assim, o presente trabalho visa estudar a aplicação balística de placas finas poliondulares de aço maraging 250 como proteção balística. Para isso, serão estudadas

diferentes condições de tratamento térmico e de configurações geométricas destas placas, visando o melhor desempenho, de acordo com critérios similares aos da norma empregada no Brasil, ABNT NBR 15000:2005.

## 1.1 Objetivos

O objetivo principal deste trabalho é estudar a influência de diferentes configurações (espaçamento e geometria) e tratamentos térmicos (envelhecimentos a 480 °C por 3 h e por 5 h) no comportamento balístico de placas poliondulares de aço maraging 250.

Tal blindagem será testada para a ameaça de nível III, segundo a norma ABNT NBR 15000:2005, que prevê proteção balística contra disparos de projéteis 7,62x51 FMJ (ABNT, 2005).

Para atingir este objetivo, os seguintes objetivos específicos serão buscados:

- a) preparação de corpos-de-prova de diferentes configurações e tratamentos térmicos (envelhecimentos a 480 °C por 3 h e por 5 h);
- b) determinação de propriedades mecânicas e dinâmicas do material testado por meio de ensaios de tração, de impacto, de dureza e de compressão por Barra Hopkinson;
- c) testes balísticos em diferentes configurações e nos tratamentos térmicos empregados; e
- d) análise das superfícies de fratura da região de impacto das placas após teste balístico.

## 1.2 Justificativa

O Exército Brasileiro (EB) possui diversos programas integrantes do Portfólio Estratégico do Exército (Ptr EE), que visa gerar as capacidades necessárias para que o EB possa cumprir suas missões. Dentre estes, destaca-se o Programa Estratégico do Exército Forças Blindadas (Prg EE F Bld), que tem como objetivo a obtenção de viaturas blindadas sobre rodas e sobre lagartas, bem como dos seus subsistemas componentes (sistemas de armas e comunicações). Tal programa “fomenta a pesquisa, o desenvolvimento e a inovação no País para diversas soluções em produtos de defesa e segurança” (FORÇAS, [s.d.]), contexto no qual a presente pesquisa se justifica para atender um dos principais objetivos do referido programa. Isso porque a presente dissertação busca ajudar a desenvolver uma parte fundamental de qualquer viatura militar: a sua blindagem balística (FORÇAS, [s.d.]; PORTFÓLIO, [s.d.]).

Além disso, ressalta-se que o presente trabalho estuda a aplicação de um material estratégico, cuja aplicação pode ser utilizada nas três Forças Armadas do país (como,

por exemplo, blindagem balística no Exército, componentes aeroespaciais na Aeronáutica e peças de submarino nuclear na Marinha) fomentando, assim, a indústria nacional. Tal material possui, ainda, a vantagem de empregar etapas relativamente simples de conformação. Isso tornaria o produto acessível e de menor custo, trazendo vantagens para a Indústria de Defesa Nacional e auxiliando a fortalecer a Base Industrial de Defesa (BID) do nosso país.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Blindagem balística

As blindagens balísticas podem ser classificadas em dois tipos: passivas e reativas. Blindagens passivas funcionam parando o projétil devido às propriedades de seus materiais componentes por si só, como, por exemplo, um aço balístico. Blindagens reativas atuam impondo uma resposta cinética ao projétil, reduzindo sua letalidade por meio de fragmentação ou deflexão. Um exemplo de blindagem reativa é a utilização de um “sanduíche” de material altamente explosivo posicionado entre duas placas de aço. Essa unidade como um todo é posicionada no lado externo da viatura militar blindada, com um espaçamento entre a blindagem estrutural e a reativa, de modo que, quando determinados tipos de munição incidem sobre o veículo, a camada externa explosiva reaja e desvie a trajetória do projétil, reduzindo sua eficiência de penetração (HAZELL, 2016). O presente trabalho se enquadra no estudo de uma blindagem do tipo passiva.

De modo geral, um sistema de proteção balística deve ser o mais efetivo, o mais leve e o menos volumoso possível. Idealmente, espera-se a utilização de materiais que tenham baixa densidade e alta resistência à penetração. Dentro do contexto das blindagens passivas, podemos classificá-las em duas categorias, que dependem das propriedades dos materiais e da maneira como atuam em relação à energia do projétil: disruptivas e absorvedoras (HAZELL, 2016; LENIHAN, 2019).

Uma blindagem disruptiva induz a deformação plástica, erosão ou fragmentação do objeto penetrador, dispersando, desse modo, sua energia cinética. Por outro lado, a blindagem absorvedora transforma a energia cinética do projétil ou de fragmentos em outra forma de energia, como calor, apresentando outro mecanismo de dissipação de energia. De modo geral, cerâmicas e metais com alta dureza são disruptivos, enquanto metais com grande ductilidade e tenacidade são absorvedores (CROUCH, 2017; HAZELL, 2016; LENIHAN, 2019).

É possível associar as propriedades dessas duas categorias de blindagem por meio da utilização de um sistema de blindagem no qual o material disruptivo se posiciona à frente do material absorvedor em relação à incidência do projétil, conforme ilustrado na Figura 1. Desse modo, pode-se obter uma blindagem que atua inicialmente fragmentando o projétil, mas que possui uma camada posterior capaz de absorver a energia proveniente dos fragmentos gerados no processo.

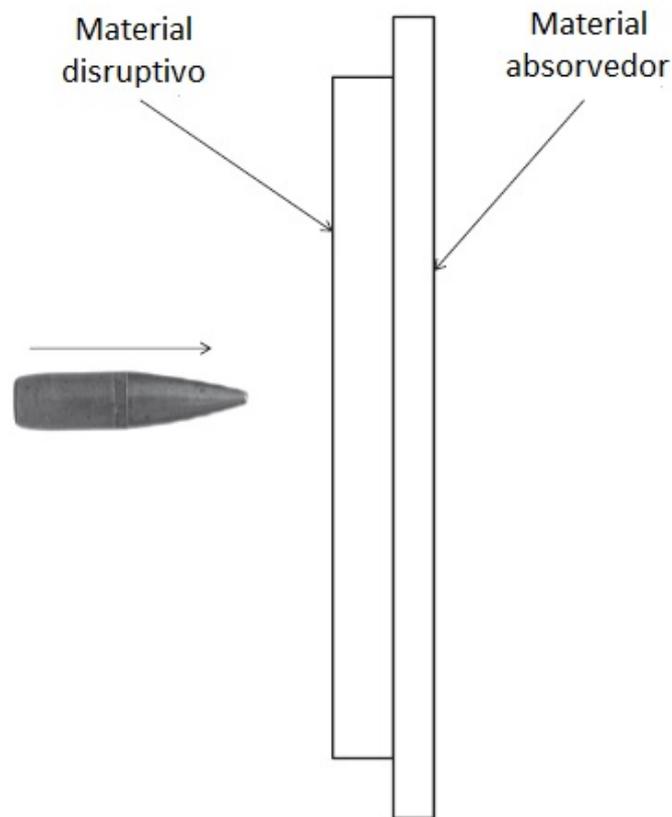


Figura 1 – Sistema de blindagem associando material disruptivo e absorvedor (adaptada de HAZELL, 2016).

Existem diferentes maneiras pelas quais uma blindagem pode atuar contra um impacto balístico de projéteis e fragmentos em alta velocidade (CROUCH, 2017):

- a) Desvio da trajetória do projétil;
- b) Detendo completamente o projétil na superfície da blindagem (sem danos na face frontal nem posterior da blindagem);
- c) Deformação plástica do projétil ou do seu núcleo: observado na maioria dos projéteis com núcleo de chumbo;
- d) Erosão do núcleo do projétil: observado em projéteis com núcleos de aço; e
- e) Fragmentação do núcleo do projétil: observado em projéteis com núcleos extremamente duros e frágeis, como os de carbetos de tungstênio.

Ressalta-se que, dependendo do mecanismo de defesa da blindagem, pode existir perda de massa do projétil, como nos casos das letras d) e e) acima. Porém, em outras situações, poderá haver somente deformação plástica que modifique o formato do objeto penetrador, sem perda de material. Há, ainda, casos nos quais o mecanismo de defesa será simplesmente o desvio da trajetória do projétil.

## 2.2 Blindagens metálicas

Tradicionalmente, as blindagens estruturais utilizadas em veículos militares são fabricadas com aços de alta resistência, contendo aproximadamente 0,25 - 0,4% de carbono em suas composições e outros elementos de liga, que podem ser, por exemplo, cromo, molibdênio, manganês, níquel e vanádio. O teor de carbono deve ser mantido em níveis mais baixos de modo a não comprometer a soldabilidade do material. Tais aços possuem resistência mecânica na faixa de 850 a 1700 MPa e possuem, normalmente, microestrutura de martensita revenida, que é otimizada para obtenção de maiores valores de resistência e tenacidade (CROUCH, 2017; LENIHAN et al., 2019).

Nesse tipo de aplicação, as blindagens metálicas são normalmente produzidas como chapas laminadas homogêneas (em inglês, “rolled homogeneous armour” – RHA), que possuem aproximadamente 0,25% de carbono com adições de Ni, Cr, Mo e/ou Mn, apresentando dureza na faixa de 250 – 410 HB. Além disso, seu processo de laminação exige rigorosos parâmetros de qualidade de modo a garantir a precisão metalúrgica do material, não sendo, portanto, um processo simples de fabricação. As especificações desse tipo de aço são dadas pela norma MIL-A-12560H (CROUCH, 2017; LENIHAN et al., 2019).

Uma alternativa aos aços RHA são as blindagens homogêneas de alta dureza (em inglês, “high hardness armour” – HHA), que possuem baixo teor de elementos de liga e são submetidas a tratamentos térmicos específicos para um aumento da dureza. Tais aços possuem dureza na faixa de 477 - 534 HB e suas especificações estão dispostas na norma MIL-DTL-46100E. Apesar do aumento da dureza, os aços HHA são frágeis, um problema que é resolvido por meio da sua utilização em conjunto com os aços RHA, o que resultou na criação de uma nova classe de blindagens de dupla dureza (em inglês, “dual hardness armour” – DHA). Na blindagem DHA, é possível aproveitar as propriedades de tenacidade e ductilidade de um aço RHA (material absorvedor) com a elevada dureza de um aço HHA (material disruptivo). Entretanto, é necessário que exista uma ligação metalúrgica forte entre as camadas, obtida normalmente por laminação a quente conjunta. Desse modo, é possível aumentar a eficiência da blindagem resultante, que pode apresentar uma eficiência de até 78% maior do que as blindagens RHA (CROUCH, 2017; LENIHAN et al., 2019).

Recentemente, por volta de 2008, foram desenvolvidas as blindagens de aço de ultra-alta-dureza (em inglês, “ultra high hardness armour” – UHHA), nas quais a dureza ultrapassa a faixa dos 570 HB. Tais materiais têm mostrado um desempenho consideravelmente melhor do que os HHA, podendo, inclusive, cumprir o papel de uma DHA, mas como uma única chapa homogênea. Isso porque o desenvolvimento de novas tecnologias permitiu aumentos significativos da dureza sem uma fragilização tão acentuada do material (CROUCH, 2017).

Outros tipos de materiais metálicos são utilizados para aplicações como blindagens, tais como ligas de alumínio e titânio. As ligas de alumínio apresentam, no geral, menor resistência do que os aços RHA, entretanto também apresentam uma redução considerável de massa específica. Sendo assim, para obter o mesmo nível de proteção, é necessário que suas chapas sejam de maior espessura do que as de aços RHA e HHA. Por fim, o titânio possui uma alta resistência específica quando comparado com o aço e alumínio, porém trata-se de um material de elevado custo de fabricação (CROUCH, 2017; LENIHAN et al., 2019).

Por fim, apesar das blindagens RHA e HHA terem sido utilizadas por muitos anos como as principais blindagens balísticas, atualmente existem diversas pesquisas buscando o desenvolvimento de novas e mais sofisticadas blindagens de aço. Exemplos de pesquisas recentes envolvem aços super bainíticos, aços “TWIP”, aços “TRIP” e aços “dual-phase” (CROUCH, 2017). Ressalta-se que não foram encontradas muitas referências do uso de aços maraging em proteção balística, apesar de suas excelentes propriedades de resistência mecânica e tenacidade. Cunha (2019) estudou as características e possíveis vantagens do uso de placas poliondulares de aço maraging 250 para aplicação balística, obtendo resultados bastante promissores e motivando a continuidade de seu estudo por meio do presente trabalho.

## 2.3 Tipos de falhas

É importante que sejam entendidos os mecanismos de penetração e falha que ocorrem no material para diferentes tipos de ameaça balística. Tal conhecimento é fundamental para a determinação das características e propriedades da blindagem a ser utilizada. Os processos de penetração dependem das propriedades dos materiais do alvo e do projétil, da velocidade de impacto e da geometria do projétil (HAZELL, 2016). Nas seções a seguir são apresentados os principais mecanismos de penetração e falha que ocorrem nas blindagens em geral.

### 2.3.1 Formação de buraco dúctil

A formação de buraco dúctil é observada, principalmente, em blindagens estruturais monolíticas impactadas com projéteis pontudos de alta energia cinética. Esse mecanismo é considerado eficiente na absorção de energia, não havendo nenhuma perda de material do alvo e nem deformação do projétil. A ponta do projétil cria uma indentação no formato de buraco no alvo por meio de deformação plástica, resultando no deslocamento do material, que flui saindo a partir da direção de penetração. Exemplos de materiais que sofrem esse tipo de falha são: aços de baixa resistência e ligas de alumínio e titânio dúcteis (CROUCH, 2017).

A Figura 2 ilustra o mecanismo em questão. Pela figura, é possível ver que o deslocamento de material do alvo causado pela penetração resulta em um acúmulo de massa à frente do projétil e a formação de pétalas no seu ponto de entrada.

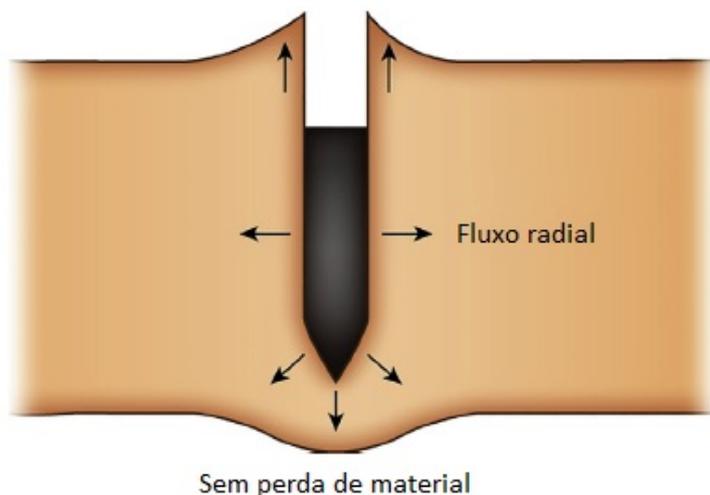


Figura 2 – Esquema da formação de buraco dúctil (adaptada de CROUCH, 2017).

Nesse mecanismo, a maior parte da resistência oferecida pelo alvo é resultante das suas propriedades de escoamento plástico, já que a energia é dissipada, principalmente, por deformação plástica. Por fim, pode-se dizer que a formação de buraco dúctil maximiza a resistência à penetração e minimiza os efeitos na face traseira da blindagem (CROUCH, 2017).

### 2.3.2 Formação de plugue ("plugging")

A formação de plugue é observada em blindagens estruturais monolíticas, quando submetidas ao impacto de projéteis de ponta plana ou que foram aplainados durante a deformação. É associada a um processo de baixa absorção de energia, devendo, portanto, ser evitada. Quando um projétil de ponta plana impacta o alvo, o material à frente do projétil é acelerado, enquanto o restante do material do alvo se mantém estático. Isso resulta na formação de uma região de cisalhamento cilíndrica, que inicia uma falha por cisalhamento no material (CROUCH, 2017). A Figura 3 ilustra a formação de plugue.

A formação de plugue ocorre sob condições geométricas favoráveis, quando existe uma relação próxima entre o diâmetro do projétil e a espessura do alvo. Aços de espessura na faixa de 5 a 8 mm são bastante susceptíveis a esse mecanismo, o que pode ser agravado caso sofram de falha por cisalhamento adiabático. Observa-se que a formação de plugue absorve muito menos energia cinética do que a formação de buraco dúctil. Uma das maneiras de prevenir esse tipo de falha é a utilização de blindagem em camadas (CROUCH, 2017).

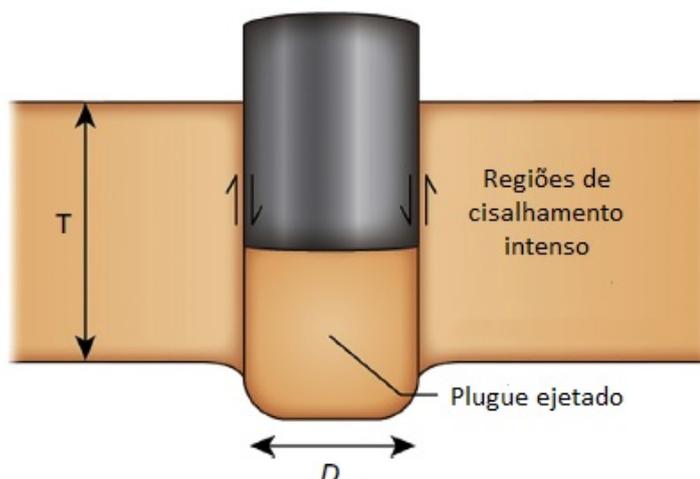


Figura 3 – Esquema da formação de plugue (adaptada de CROUCH, 2017).

### 2.3.2.1 Cisalhamento adiabático

Durante o impacto, o trabalho realizado pela deformação plástica resulta na geração de calor, que pode ficar confinado em uma região do material em deformação quando não há tempo suficiente para se propagar para o restante do material. Essa condição é considerada adiabática, que resulta, nesse caso, em uma perda de resistência mecânica localizada (CROUCH, 2017).

Tal situação é de significativa importância para alguns materiais, principalmente para aços de alta-resistência, nos quais o aumento nas propriedades mecânicas do material é, algumas vezes, acompanhado por uma redução na sua resistência à penetração para determinadas faixas de dureza. Esse fenômeno é causado por cisalhamento adiabático, que causa uma redução na resistência ao cisalhamento do material, favorecendo, assim, a formação de plugues e prejudicando o desempenho da blindagem. Materiais com baixos calor específico, condutividade térmica, densidade e taxa de encruamento são mais susceptíveis ao cisalhamento adiabático (CROUCH, 2017; HAZEL, 2016).

### 2.3.3 Delaminação

A delaminação é um mecanismo de falha frequentemente observado em sólidos com anisotropia acentuada e blindagens laminadas ou em camadas. Pode ocorrer independentemente do formato da ponta do projétil, porém é mais observado em impactos com projeteis de ponta plana. No processo de delaminação ocorrem dois principais mecanismos de absorção de energia: esticamento de membrana e fratura interlaminar. Exemplos de materiais que sofrem esse tipo de falha são: polímeros reforçados com fibras e laminados de alumínio unidos por adesivos (CROUCH, 2017). A Figura 4 ilustra a delaminação.

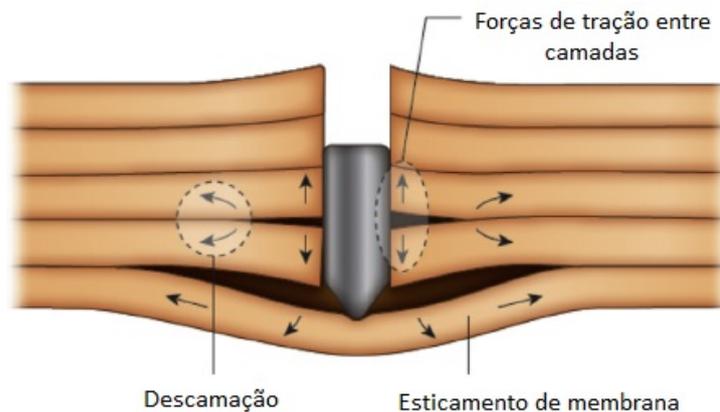


Figura 4 – Esquema da delaminação (adaptada de CROUCH, 2017).

### 2.3.4 Formação de disco ("discing")

A formação de disco é observada, normalmente, em materiais com alta anisotropia e em laminados, sendo bastante comum em ligas leves, como alumínio e titânio. Trata-se de uma falha prematura, que resulta de tensões de flexão intensas criadas no alvo durante o impacto, podendo reduzir dramaticamente a eficiência balística do material. Ocorre em três estágios: (1) criação de momentos de flexão intensos e iniciação de trincas cisalhantes entre camadas; (2) rápida propagação de trincas de delaminação; e (3) formação final e separação do disco (CROUCH, 2017). A Figura 5 ilustra o evento citado.

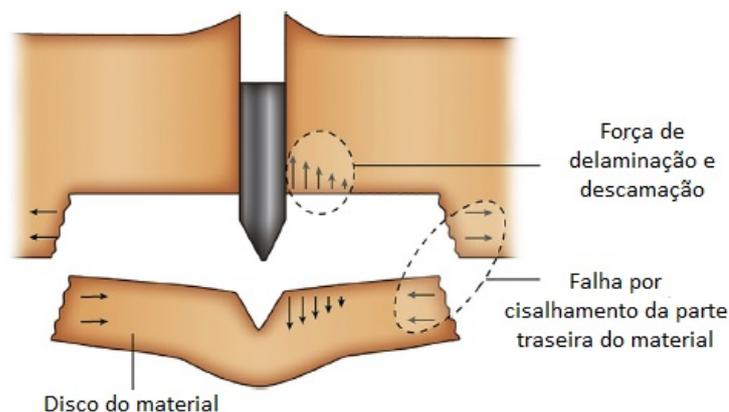


Figura 5 – Esquema da formação de disco (adaptada de CROUCH, 2017).

Ressalta-se que a formação de disco é causada por um evento relacionado à mecânica da fratura (propagação de trincas), não devendo ser confundida com o fenômeno de lascamento ("spalling"), uma vez que não é resultante de interações entre ondas de choque. Tal como a formação de plugue, trata-se de um fenômeno de baixa absorção de energia (CROUCH, 2017).

### 2.3.5 Fratura conoidal

A fratura conoidal é frequentemente encontrada em materiais cerâmicos, aços de ultra-alta-dureza e polímeros de dureza elevada como policarbonatos. Quando a superfície de um material frágil é impactada por um projétil de ponta plana ou aplainada, uma falha incipiente, sob a influência de uma tensão localizada, gera uma trinca no formato de cone na superfície. Essa trinca, inicialmente, percorre toda a superfície circular ao redor da ponta do projétil e, então, impulsionada pelo momento causado pelo projétil, rapidamente se espalha no sentido do interior do alvo, causando o cisalhamento de um cone completo de material (com ângulos de, aproximadamente,  $45^\circ$  em relação à superfície do alvo). Esse tipo de falha é essencial para a eficiência balística de materiais frágeis (CROUCH, 2017). A Figura 6 ilustra o mecanismo envolvido.

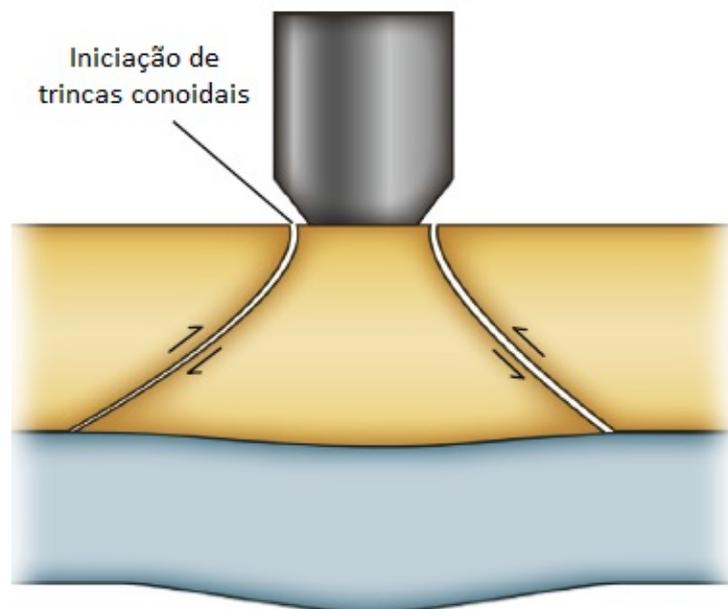


Figura 6 – Esquema da fratura conoidal (adaptada de CROUCH, 2017).

### 2.3.6 Cominuição (esmigalhamento)

O fenômeno de fratura por cominuição é observado em sólidos frágeis, com alta presença de defeitos em sua microestrutura, como vidros, cerâmicas e aglomerados de concreto. O termo cominuição significa a redução de materiais sólidos a partir de um tamanho médio de partícula maior para um menor. Quando ocorre em impactos balísticos, é possível observar uma região de material cominuído à frente do projétil, mas que se mantém confinado dentro do cone de fratura (CROUCH, 2017). A Figura 7 ilustra esse fenômeno.

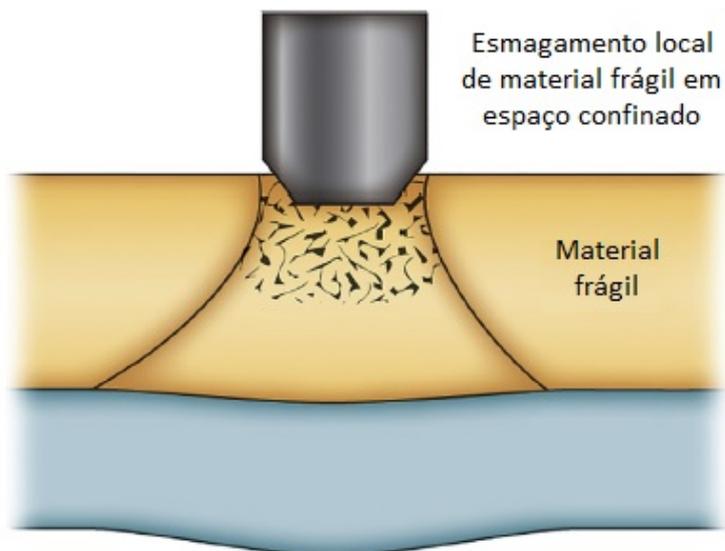


Figura 7 – Esquema de cominuição (adaptada de CROUCH, 2017).

### 2.3.7 Trincas radiais e circunferenciais)

As trincas radiais e circunferenciais são mecanismos de falha que ocorrem nos materiais frágeis, tal como a fratura conoidal. As trincas radiais emanam do ponto de impacto, sendo acompanhadas por trincas circunferenciais. Em materiais cerâmicos, esses tipos de trinca se espalham rapidamente para as extremidades do alvo, porém em materiais mais tenazes como metais de ultra-alta-resistência e polímeros de alta dureza, tais trincas podem ficar aprisionadas no interior do corpo do material. Tais fatores podem diferenciar o comportamento desses materiais em situações de múltiplos impactos (CROUCH, 2017).

A Figura 8(a) apresenta uma esquematização da formação (a) das trincas radiais e (b) das trincas circunferenciais. Os estágios de formação das trincas radiais são os seguintes: (1) iniciação de múltiplas trincas na região de impacto; (2) formação de campos de tensão ao redor da região de impacto; e (3) alívio das tensões por meio da criação das trincas radiais. Já as trincas circunferenciais se formam devido às tensões de flexão que são causadas entre a região impactada e região ao seu redor, quando material suporte localizado atrás do alvo resiste à flexão, causando o trincamento (CROUCH, 2017).

### 2.3.8 Lascamento ("spalling")

O efeito de lascamento é observado em blindagens estruturais monolíticas e ocorre como resultado de fortes ondas de tensão compressiva geradas no ponto de impacto, que podem ser originadas tanto de impacto balístico como de explosões nos arredores da superfície do alvo. As ondas compressivas são refletidas a partir de discontinuidades ou da superfície livre do alvo como ondas trativas. O campo de tensão trativo se propaga rapidamente, podendo causar nucleação, crescimento e propagação de vazios microscópicos no material,

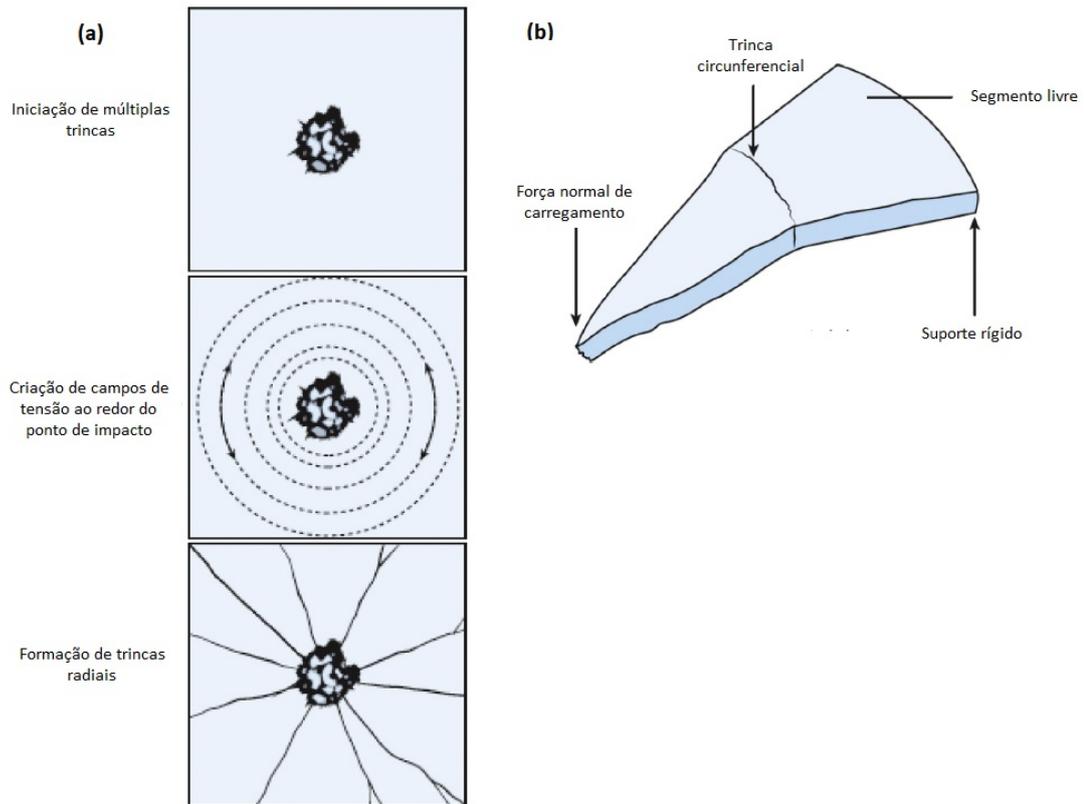


Figura 8 – (a) Etapas de formação de trincas radiais; e (b) circunferenciais (adaptadas de CROUCH, 2017).

o que resulta na fratura e aceleração de fragmentos da face posterior do alvo (CROUCH, 2017; LENIHAN et al., 2019). A Figura 9 esquematiza o fenômeno do lascamento.

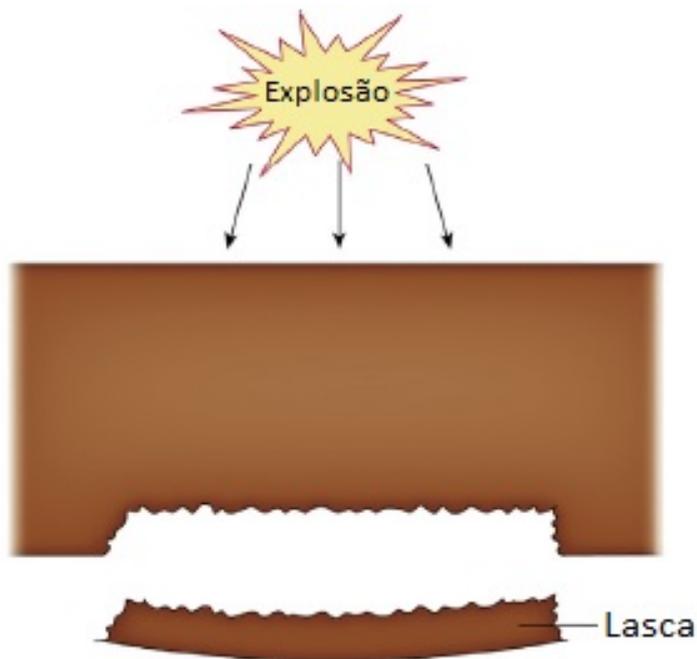


Figura 9 – Esquema do lascamento (adaptada de CROUCH, 2017).

Esse fenômeno pode ter alto poder destrutivo, mesmo sem ocorrer a penetração completa do projétil. Uma maneira de conter tal fenômeno é a utilização de blindagens espaçadas (CROUCH, 2017; LENIHAN et al., 2019). Pode-se dizer que esse tipo de falha se diferencia da falha por formação de disco devido ao fato de não haver efetivamente penetração do projétil no volume do alvo. O que ocorre, de fato, é um desprendimento de fragmentos da superfície posterior desse material como resultado da interação de ondas de choque no seu interior.

### 2.3.9 Relação entre a dureza do alvo e os tipos de falhas

É possível observar uma relação entre o mecanismo de falha mais comumente observado e a dureza do material. Crouch (2017) desenvolveu, para blindagens de aço impactadas por munição perfurante, uma ilustração esquemática relacionando o desempenho balístico com a dureza da blindagem e com os tipos de falha observados no material. Tal ilustração está apresentada na Figura 10.

O autor afirma que o desempenho balístico está diretamente ligado aos mecanismos de falha operativos em cada faixa de dureza do material. Para baixos valores de dureza, o desempenho é determinado pela deformação plástica e o aço falha por formação de buraco dúctil. À medida que a dureza aumenta, falhas localizadas por tensão cisalhante na direção da espessura se tornam mais prováveis e o material eventualmente falha por formação de plugue macio, no qual não há deformação da ponta do projétil. Ao aumentar ainda mais a dureza do material, a ponta do projétil começa a sofrer fragmentação, tornando-se aplainada. O formato aplainado da ponta favorece a falha por formação de plugue duro, no qual há fragmentação da ponta do projétil. Nesse caso, ocorre pouca deformação plástica do alvo e a maior parte da energia de impacto é dissipada pela erosão do projétil. Ressalta-se que, nessa faixa, quanto maior a dureza do alvo, maior a erosão do projétil e melhor o desempenho balístico do material. Por fim, para materiais de ultra-alta-dureza, observa-se, normalmente uma diminuição considerável na tenacidade do alvo, que se estilhaça, falhando de maneira extremamente frágil e sem possibilidade de agir como suporte estrutural (CROUCH, 2017).

Ryan et al. (2016) estudou o desempenho balístico de um aço de ultra-alta-dureza contra projéteis simuladores de fragmentos (FSP), cujo núcleo possui dureza muito inferior às das munições perfurantes. O autor observou que, inicialmente, o desempenho balístico do aço estudado diminuiu com o aumento da dureza do material, devido à susceptibilidade de ocorrência de formação de plugue por bandas de cisalhamento adiabáticas, até uma dureza de, aproximadamente, 450 HB. Acima dessa faixa, o desempenho não variou consideravelmente, mantendo-se em um platô. Esse comportamento parece se relacionar com um patamar crítico para falha por cisalhamento adiabático, acima do qual o aumento na dureza do material não causa uma queda na performance balística do aço. Isso porque,

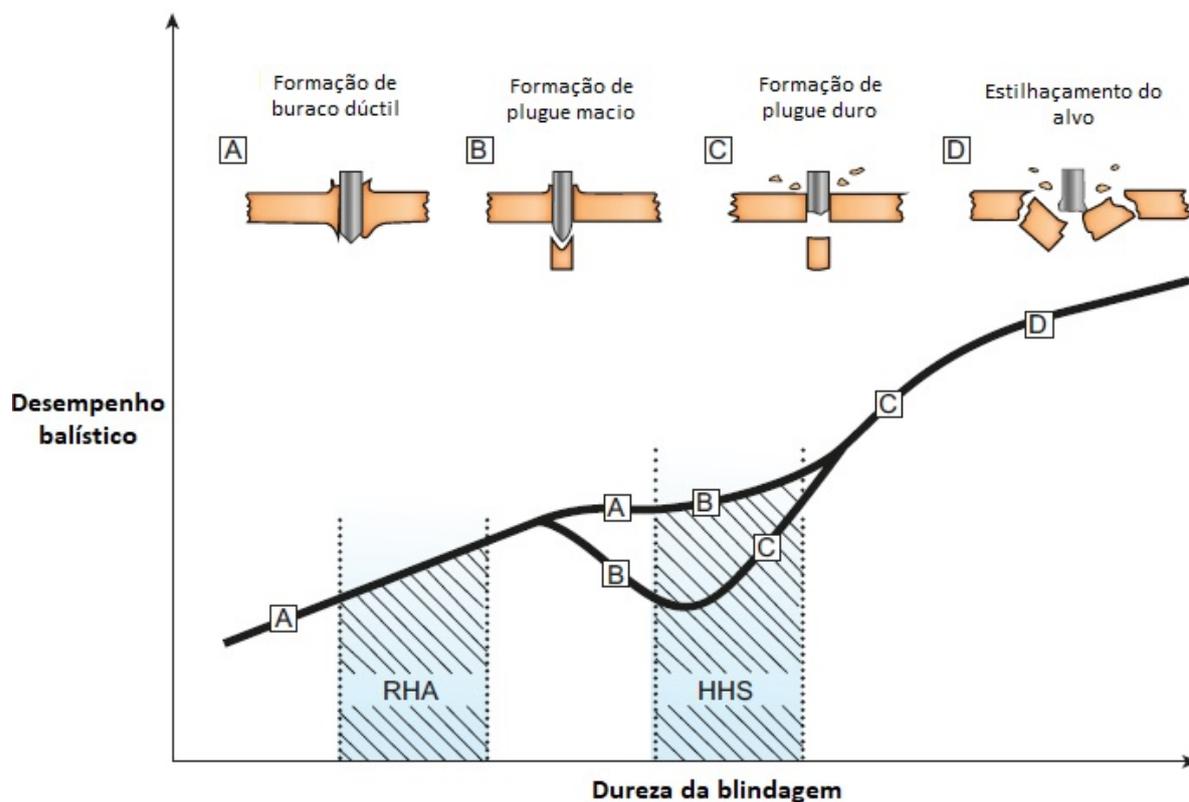


Figura 10 – Ilustração esquemática da relação entre desempenho balístico e dureza da blindagem (adaptada de CROUCH, 2017).

uma vez que um valor mínimo de dureza for atingido e outras condições para existência do mecanismo de cisalhamento adiabático forem alcançadas, o material falha por mecanismos de baixa energia e o aumento na dureza do material não tem efeito em seu desempenho balístico (RYAN et al., 2016).

## 2.4 Aços maraging

Os aços maraging são ligas ferrosas de alto teor de níquel e baixíssimo teor de carbono, que possuem uma excelente combinação de resistência mecânica e tenacidade à fratura. Além disso, seus principais tratamentos térmicos envolvem processos de simples execução e o material possui boa soldabilidade, graças ao seu baixo teor de carbono. Seu nome tem origem na junção dos termos “mar” (de “martensite”) e “aging”, que fazem referência à sua microestrutura martensítica e ao tratamento térmico responsável por suas propriedades mecânicas elevadas, o envelhecimento (em inglês, “aging”) (INCO, 1976; HALL et al., 1968). O Quadro 1 resume as vantagens dos aços maraging, em geral.

O desenvolvimento desse tipo de aço teve início em 1959, tendo sua aplicação principal na área aeroespacial, e atraiu bastante atenção devido às suas propriedades mecânicas promissoras. Isso porque, ao contrário dos aços de ultra-alta-resistência convencionais,

Quadro 1 – Vantagens dos aços maraging.

<b>Propriedades mecânicas excelentes</b>	<b>Boas características de processamento e fabricação</b>	<b>Tratamentos térmicos simples</b>
1. Alta resistência e alta relação resistência/peso; 2. Alta resistência na presença de entalhe; 3. Mantêm sua resistência em temperaturas até 350 °C; e 4. Alta tenacidade ao impacto e tenacidade à fratura em deformação plana.	1. As classes de material forjado são passíveis de deformação a quente e a frio pela maioria das técnicas conhecidas. Suas taxas de encruamento são baixas; 2. Excelente soldabilidade, tanto na condição recozida quanto na envelhecida. Não é necessário pré-aquecimento; 3. Boa usinabilidade; e 4. Boa fundibilidade.	1. Não é necessária têmpera, podendo ser solubilizado a 820-900 °C e resfriado ao ar; 2. Aumento da dureza e resistência mecânica por envelhecimento a 450-500 °C; 3. Não sofre efeitos de descarburização; 4. Variações dimensionais durante o envelhecimento são mínimas - possível usinar antes de envelhecer; e 5. É passível de endurecimento superficial por nitretação.

Fonte: Adaptado de INCO, 1976.

os altos valores de dureza e resistência mecânica dos aços maraging não são devidos ao teor de carbono presente, e sim ao tratamento de envelhecimento de sua microestrutura martensítica. Assim, foi possível obter elevados níveis de tenacidade, quando comparados com os aços convencionais no mesmo nível de resistência. Nos dias atuais, os aços maraging já são empregados em outras áreas além da aeroespacial, como, por exemplo, na fabricação de ferramentas para usinagem (SILVA e MEI, 2010).

Inicialmente, tais aços foram fabricados com teores de níquel na faixa de 20 e 25%, com quantidades significativas de elementos de ligas como titânio, alumínio e nióbio, e na faixa de 18%, com teores de cobalto, molibdênio e titânio. Estudos, entretanto, mostraram que os aços maraging com 18% de níquel apresentam vantagens em relação à sua tenacidade e ao seu processamento quando comparados com os demais teores, tendo, portanto, crescido de importância dentro da área de engenharia (HALL et al., 1968).

Dentre os aços maraging com 18% de níquel, diferentes categorias foram desenvolvidas, cuja nomenclatura se origina do valor aproximado da resistência ao escoamento do material em unidades ksi. Tem-se, portanto, os aços 18 Ni 200, 18 Ni 250, 18 Ni 300 e 18 Ni 350, cujas faixas de composição estão descritas na Tabela 1 (HALL et al., 1968; INCO, 1976).

No presente trabalho, será utilizado aço 18 Ni 250, que possui resistência ao escoamento de 250 ksi ou 1700 MPa, aproximadamente, sendo denominado, portanto, aço maraging 250. Ressalta-se que o referido aço, na forma de chapas, deve atender aos requisitos das normas AMS6520 e/ou MIL-S-46850D

Tabela 1 – Faixas de composição, em percentual de massa, para os aços maraging com 18% Ni (adaptado de UNITED STATES DEFENSE STANDARD, 1991).

<b>Elemento</b>	<b>18 Ni 200</b>	<b>18 Ni 250</b>	<b>18 Ni 300</b>	<b>18 Ni 350</b>
Ni	17-19	17-19	18-19	17-18
Co	8,0-9,0	7,0-8,5	8,0-9,5	12-13
Mo	3,0-3,5	4,6-5,1	4,6-5,2	3,5-4,0
Ti	0,15-0,25	0,3-0,5	0,5-0,8	1,6-2,0
Al	0,05-0,15	0,05-0,15	0,05-0,15	0,1-0,2
C (máx.)	0,03	0,03	0,03	0,01
Si (máx.)	0,12	0,12	0,12	0,10
Mn (máx.)	0,12	0,12	0,12	0,10
Si+Mn (máx.)	0,20	0,20	0,20	0,20
S (máx.)	0,010	0,010	0,010	0,005
P (máx.)	0,010	0,010	0,010	0,005
Ca (adic. máx.)	0,05	0,05	0,05	Zero
B (adic. máx.)	0,003	0,003	0,003	Zero
Zr (adic. máx.)	0,02	0,02	0,02	Zero
Fe	Restante	Restante	Restante	Restante

### 2.4.1 Metalurgia física

A Figura 11 apresenta o diagrama metaestável de transformação Fe-Ni. A análise do diagrama mostra que, para uma composição aproximada de 20% de Ni, a transformação austenita-martensita, no resfriamento, ocorre em uma faixa de temperatura de 200-300 °C, enquanto a reversão para austenita, no aquecimento, começa a ocorrer por volta de 600 °C. Sendo assim, é possível realizar um reaquecimento em temperaturas na faixa de 480 °C sem que ocorra a reversão. Tal reaquecimento é denominado envelhecimento (SILVA e MEI, 2010).

A presença de níquel em teores elevados garante que o produto da transformação da austenita será martensítico, independente da taxa de resfriamento empregada, não havendo formação de ferrita ou qualquer outra fase obtida por meio de transformações difusionais. Tal característica é bastante interessante para determinadas aplicações, já que a espessura do material não será um problema, garantindo que a microestrutura formada será martensita em toda espessura. Por outro lado, a presença de cobalto nessas ligas também é importante, já que este é um elemento de liga que aumenta temperatura de início da transformação martensítica (Mi), garantindo que se tenha a conclusão da

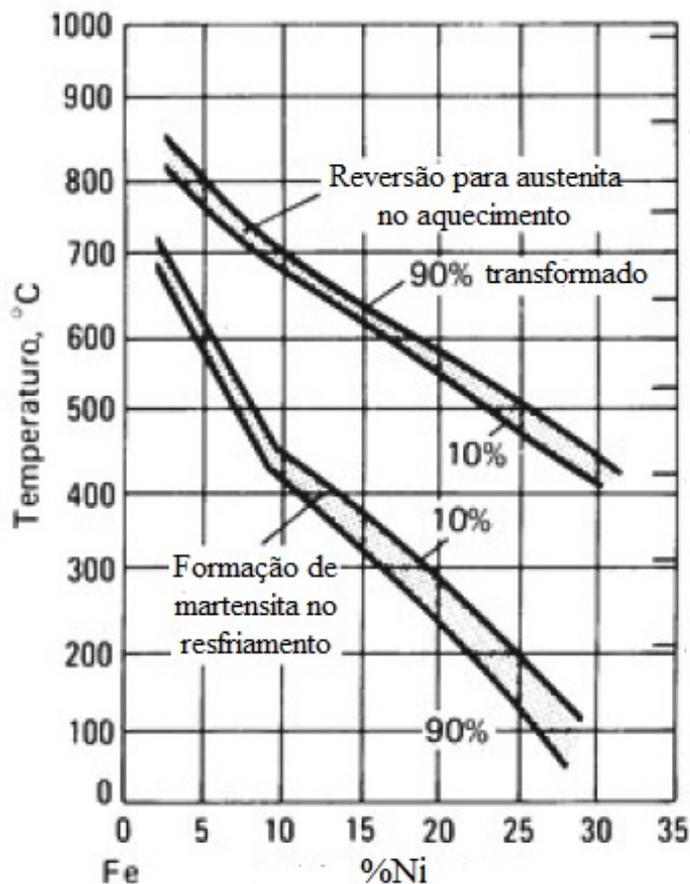


Figura 11 – Diagrama metaestável de transformação Fe-Ni (CUNHA, 2019, apud SILVA e MEI, 2010).

transformação martensítica à temperatura ambiente (HALL et al., 1968; SILVA e MEI, 2010).

Ressalta-se que envelhecimentos realizados na faixa de formação da austenita ou com duração excessivamente longa podem levar ao superenvelhecimento do material, condição na qual a liga tem perda de propriedades mecânicas. Isso se justifica pelo aumento de tamanho e perda de coerência dos precipitados, além de transformações de fase no sentido do equilíbrio, com a formação de produtos como austenita ou ferrita (SILVA e MEI, 2010).

De modo geral, os aços maraging possuem como elementos de liga principais: níquel, cobalto, molibdênio, titânio e alumínio. Como já mencionado anteriormente, seu teor de carbono deve ser mantido em níveis bastante reduzidos, bem como o enxofre. De modo a garantir os teores desejados, normalmente esses aços são submetidos à fusão e refusão sob vácuo (“vacuum induction melting” – VIM, seguido de “vacuum arc melting” – VAR) (SILVA e MEI, 2010). O Quadro 2 resume o papel dos elementos de liga que constituem os aços maraging.

Em sua maioria, os aços maraging possuem temperatura de início de transformação

Quadro 2 – Principais funções dos elementos de liga nos aços maraging.

<b>Elemento</b>	<b>Principais funções</b>
Níquel	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Diminuir a temperatura de início da transformação martensítica (Mi);</li> <li>- Aumentar a resistência à corrosão; e</li> <li>- Impedir a retenção de austenita após o resfriamento.</li> </ul>
Molibdênio	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Aumentar da resistência mecânica pela formação de precipitados no envelhecimento;</li> <li>- Reduzir o coeficiente de difusão de outros elementos de liga, evitando a formação de precipitados nos contornos de grão e, conseqüentemente, evitando a redução da tenacidade do material;</li> <li>- Melhorar a resistência à corrosão e à abrasão;</li> <li>- Atuar no refinamento de grãos; e</li> <li>- Diminuir a temperatura Mi.</li> </ul>
Cobalto	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Aumentar a temperatura Mi, compensando os efeitos do Mo e Ti, que reduzem Mi;</li> <li>- Reduzir a solubilidade do Mo na matriz, aumentando a fração de precipitado rico em Mo; e</li> <li>- Melhorar a dureza a quente da liga.</li> </ul>
Titânio	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Produzir estruturas finas de martensita após o processo de laminação;</li> <li>- Auxiliar no aumento da dureza do aço;</li> <li>- Impedir a formação de austenita em aços que contenham Cr;</li> <li>- Reduzir a temperatura Mi; e</li> <li>- Remover resíduos de C e N que esteja em solução sólida na matriz martensítica, evitando efeitos prejudiciais na tenacidade do material.</li> </ul>
Alumínio	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Facilitar a nitretação;</li> <li>- Desoxidar o material;</li> <li>- Controlar o tamanho de grão por meio da formação de óxidos e nitretos;</li> <li>- Aumentar ligeiramente a Mi (até 0,2%); e</li> <li>- Para teores ao redor de 0,5%, podem prejudicar a tenacidade do material.</li> </ul>

entre 200-300 °C, apresentando microestrutura completamente martensítica à temperatura ambiente. Tal martensita tem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), o que a difere da obtida nos aços convencionais, que é tetragonal de corpo centrado (TCC). Além disso, observa-se que a martensita do aço maraging possui alta densidade de discordâncias, apresentando uma dureza na faixa de 30-35 HRC (no estado solubilizado, antes do envelhecimento) e sendo relativamente fácil de usinar (DA FONSECA et al., 2021; SILVA e MEI, 2010).

Devido à histerese na transformação de fase reversa martensita-austenita, durante o tratamento térmico de envelhecimento não há transformação de fase em austenita e sim a precipitação de fases intermetálicas. Essa precipitação é acelerada pela alta densidade de discordâncias e pela difusibilidade dos elementos de liga presentes. Os precipitados comumente observados em aços maraging com molibdênio e titânio são Ni<sub>3</sub>Mo, Ni<sub>3</sub>Ti e Fe<sub>2</sub>Mo. A presença de cobalto diminui a solubilidade do molibdênio, aumentando a quantidade de precipitados com esse elemento (DA FONSECA et al., 2021; SILVA e MEI, 2010).

#### 2.4.2 Tratamentos térmicos

A simplicidade dos tratamentos térmicos empregados nos aços maraging é uma das principais vantagens desse material. Normalmente, as ligas são solubilizadas a 820 °C por um tempo mínimo de 15 – 30 minutos para espessuras de 1,3 mm, e por 1 h a cada 25 mm para maiores espessuras, seguido de resfriamento ao ar. As referidas condições de solubilização, normalmente, são suficientes para garantir a recristalização completa de estruturas trabalhadas a quente e para garantir a formação de uma microestrutura completamente austenítica, a partir da qual a martensita poderá se formar durante o resfriamento (INCO, 1976).

Para os aços 18 Ni 200, 250 e 300, o envelhecimento é padronizado a 480 °C por 3 h, após a solubilização. Nessas condições, já é possível obter excelentes propriedades mecânicas. Para o aço 18 Ni 350, entretanto, o envelhecimento deve ser realizado entre 480 – 540 °C, sendo necessário um tempo de encharque de 12h para a temperatura de 480 °C e menores tempos para maiores temperaturas (INCO, 1976).

Para os tratamentos térmicos de envelhecimento, não são necessários fornos com atmosfera controlada, uma vez que não ocorre descarburização do material, devido aos seus baixíssimos teores de carbono. Entretanto, cuidados para evitar a carburização, sulfuração e excessiva oxidação devem ser tomados (INCO, 1976).

### 2.4.3 Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas dos aços maraging variam de acordo com os tratamentos térmicos empregados. A Tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas das principais classes de aços maraging com 18% de níquel, na condição solubilizada (820 °C por 1 h). Já a Tabela 3 apresenta as propriedades para os aços submetidos ao mesmo tratamento térmico de solubilização, seguido de tratamento de envelhecimento (480 °C por 3 h – aços 18 Ni 200, 250 e 300; 480 °C por 12 h – aço 18 Ni 350).

Tabela 2 – Propriedades mecânicas dos aços maraging comerciais após solubilização (820 °C por 1h) (adaptada de UNITED STATES DEFENSE STANDARD, 1991).

Propriedade	18 Ni 200	18 Ni 250	18 Ni 300	18 Ni 350
Resistência ao escoamento (MPa)	800	800	790	830
Resistência à tração (MPa)	1000	1010	1010	1150
Deformação total (%)	17	19	17	18
Redução de área (%)	79	72	76	70
Dureza (HRC)	27	29	32	35

Tabela 3 – Propriedades mecânicas dos aços maraging comerciais após solubilização (820 °C por 1h) e envelhecimento (480 °C por 3h – aços 18 Ni 200, 250 e 300; 480 °C por 12h – aço 18 Ni 350) (adaptada de UNITED STATES DEFENSE STANDARD, 1991).

Propriedade	18 Ni 200	18 Ni 250	18 Ni 300	18 Ni 350
Resistência ao escoamento (MPa)	1310 - 1550	1650 - 1830	1790 - 2070	2390
Resistência à tração (MPa)	1340 - 1590	1690 - 1860	1830 - 2100	2460
Deformação total (%)	6 - 12	6 - 10	5 - 10	8
Redução de área (%)	35 - 67	35 - 80	30 - 50	36
Dureza (HRC)	44 - 48	48 - 50	51 - 55	56 - 59

Os aços de alta resistência tradicionais possuem uma perda considerável de tenacidade com o aumento da resistência do material, já que seu principal mecanismo de endurecimento é diretamente relacionado à sua composição com teores significativos de carbono. Por outro lado, os aços maraging possuem uma melhor relação entre resistência e tenacidade, já que seu teor de carbono é mantido em níveis muito baixos (SCHMIDT e ROHRBACH, 1990). A Figura 12 apresenta a relação entre resistência mecânica e tenacidade à fratura para os principais aços de alta resistência.

Em relação à dureza, é possível observar um aumento expressivo desta propriedade quando se compara o aço maraging nas condições somente solubilizado versus solubilizado e envelhecido. O tempo e a temperatura de envelhecimento possuem grande influência nas propriedades mecânicas finais do aço maraging. A Figura 13 apresenta a variação da dureza (HRC) em função do tempo e da temperatura de envelhecimento para um aço

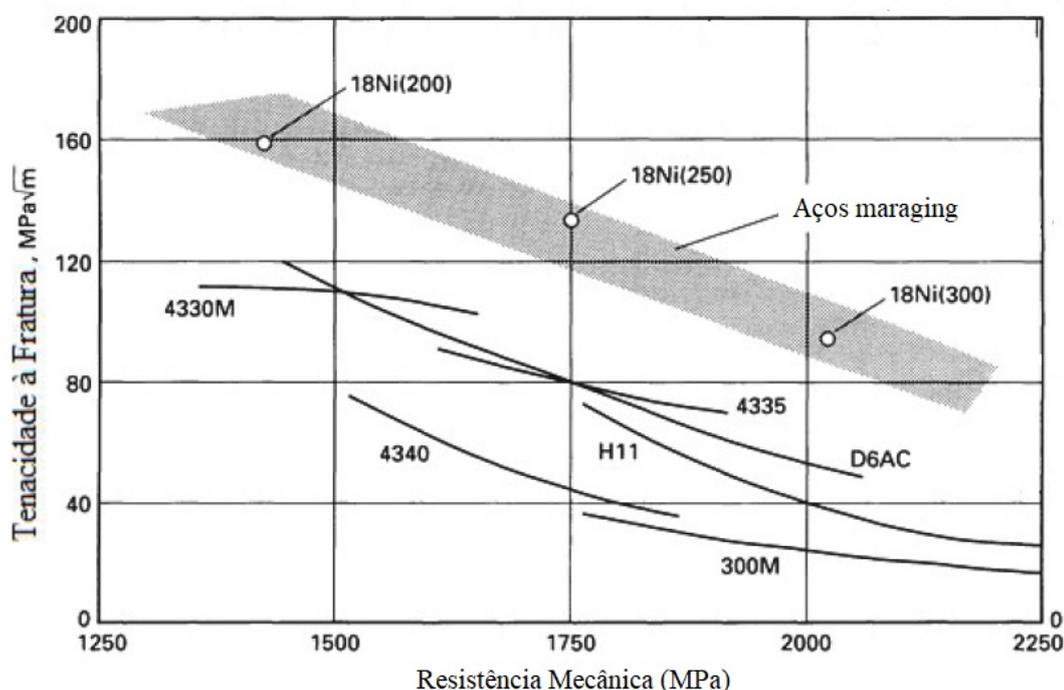


Figura 12 – Limite de resistência e tenacidade à fratura para os principais aços de alta resistência (adaptado de SCHMIDT e ROHRBACH, 1990).

maraging 18 Ni 250. Pode-se notar que, inicialmente, o endurecimento ocorre de maneira muito rápida, já que aumentos consideráveis na dureza podem ser observados após alguns minutos na temperatura de envelhecimento. À medida que o tempo de envelhecimento aumenta, a dureza alcança seu valor máximo, começando a diminuir a partir deste ponto, devido ao crescimento dos precipitados e formação de austenita revertida. A austenita revertida, normalmente, começa a se formar nos contornos de grão da austenita prévia e nos contornos da martensita em ripas (SCHMIDT e ROHRBACH, 1990).

#### 2.4.4 Aço maraging 250

Cunha (2019) estudou as propriedades do mesmo aço maraging 250 que será utilizado no presente trabalho. A Tabela 4 apresenta os resultados de ensaio de tração para o material na condição solubilizado e na condição solubilizado e envelhecido (480 °C, por 3 h).

O autor ressalta que os valores encontrados para os limites de escoamento não correspondem aos valores previstos para essa classe de aço maraging. Ele afirma que tal inconsistência resultou, provavelmente, da limitação do extensômetro disponível para a realização do ensaio. Entretanto, também destaca que é possível observar um aumento da resistência mecânica do material em função do tratamento de envelhecimento. O alto valor de resistência mecânica encontrado corrobora a utilização do referido aço para os fins desejados de aplicação balística.

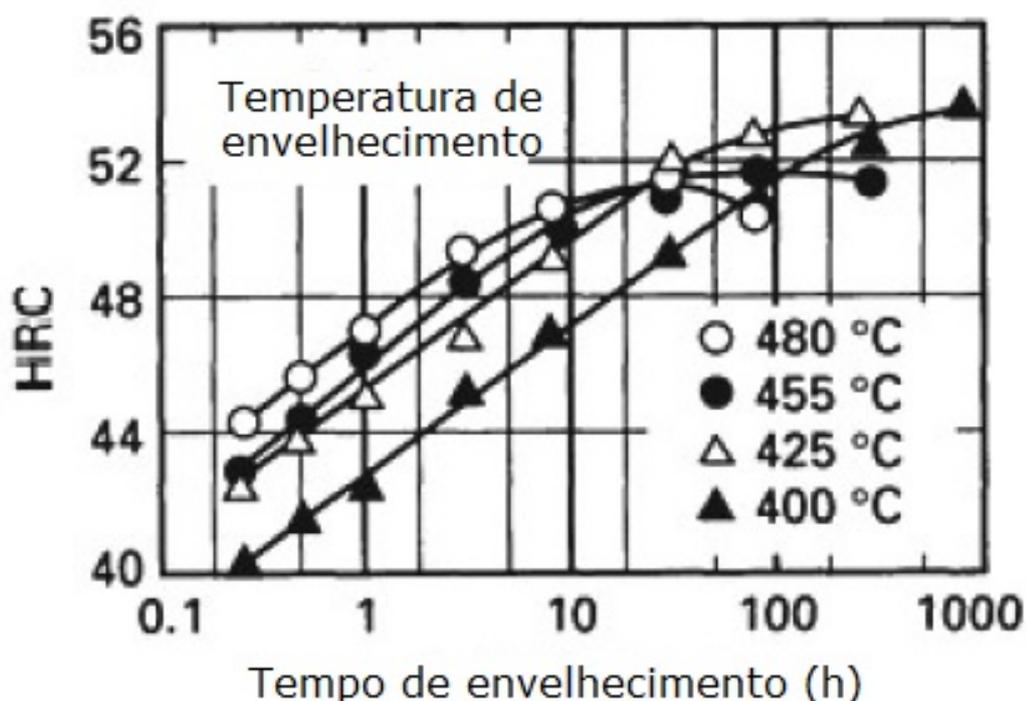


Figura 13 – Dureza em função do tempo e temperatura de envelhecimento para aço maraging 18 Ni 250 (adaptado de SCHMIDT e ROHRBACH, 1990).

A Tabela 5, por sua vez, apresenta os resultados do ensaio de microdureza Vickers (HV) realizado por Cunha (2019) para o mesmo material, para diferentes temperaturas de envelhecimento, todos por 3 h e com resfriamento ao ar. Na mesma tabela é possível visualizar os valores convertidos para escala de dureza Rockwell C (HRC). Os maiores valores de dureza para a temperatura de 480 °C motivaram a realização dos ensaios balísticos no material submetido a essa condição de envelhecimento, em detrimento dos demais. Além disso, nota-se que, de modo geral, há uma baixa dispersão dos resultados de dureza e que, para o envelhecimento a 480 °C, essa faixa de dispersão se mantém em aproximadamente 1%.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas de aço maraging 250, nas condições solubilizado e solubilizado + envelhecido (CUNHA, 2019).

Propriedade	Solubilizado	Solubilizado + envelhecido
Resistência mecânica (MPa)	951 ± 24	1699 ± 62
Limite de escoamento (MPa)	810 ± 133	1034 ± 489

Tabela 5 – Medidas de dureza de aço maraging 250, nas condição solubilizado e envelhecido em diferentes temperaturas (CUNHA, 2019).

Temperatura de envelhecimento (°C)	Dureza (HV)	Dureza (HRC)
480	542,6 ± 4,56	51,8 ± 0,29
510	526,6 ± 2,19	50,88 ± 0,11
530	496,8 ± 3,19	48,94 ± 0,23
550	483,0 ± 3,08	47,94 ± 0,23
570	431,4 ± 3,29	43,74 ± 0,33
Somente solubilizado (como recebido)	297,6 ± 1,95	29,48 ± 0,23

## 2.5 Comportamento dinâmico dos materiais

Durante o impacto balístico, ocorre formação, transmissão e reflexão de ondas de tensão no interior do material. A Figura 14 mostra uma esquematização das ondas de tensão formadas dentro da blindagem. Também mostra a criação de ondas de tensão trativas refletidas e de tensões cisalhantes em interfaces (com outro ou com o mesmo material) que eventualmente estejam presentes.

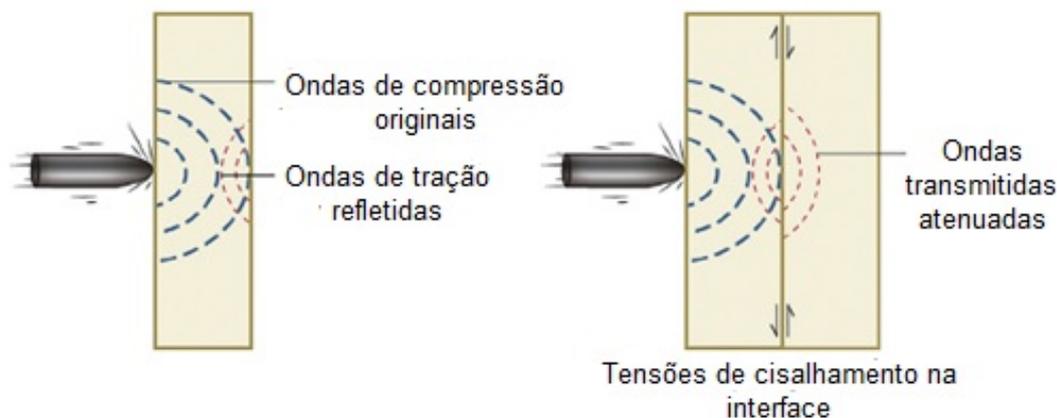


Figura 14 – Ondas de tração e compressão e tensões de cisalhamento criadas dentro do material balístico (adaptado de CROUCH, 2017).

Quando o projétil impacta a face frontal do sistema blindado, a primeira coisa a acontecer é a formação de ondas de tensão no seu interior. Dependendo do nível de tensões envolvidas, as ondas serão elásticas, plásticas ou ondas de choque. Dentro do regime elástico, as ondas elásticas viajam com uma velocidade dada pela equação 2.1, na qual  $E$  é o módulo de elasticidade e  $\rho$  é a massa específica do material. Para aços, no geral, essa velocidade é da ordem de 5800 m/s (CROUCH, 2017; MEYERS, 1994).

$$v = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (2.1)$$

A equação 2.1 mostra que a velocidade da onda aumenta com o incremento do módulo de elasticidade e com a redução da massa específica. Isso significa que, para a maioria das blindagens, as ondas de tensão geradas se movimentam muito mais rápido do que o projétil incidente, permitindo que o material seja alterado à sua frente enquanto este avança ao longo da espessura (CROUCH, 2017).

Em relação às ondas plásticas, Meyers (1994) define que estas ocorrem quando um pulso é transmitido com amplitude maior do que o limite elástico do material. Nesse caso, o pulso irá se decompor em uma onda elástica e uma plástica. Ressalta-se que as ondas plásticas possuem velocidades inferiores às elásticas, uma vez que há uma redução da velocidade da onda com a ocorrência de encruamento no material. Isso porque, com o encruamento, a tendência é que a frente de onda se disperse, resultando em uma menor velocidade das ondas plásticas.

Já em relação às ondas de choque, Hazel (2015) afirma que estas são mais importantes na análise de detonação de explosivos, não sendo significantes em impactos balísticos com munições de pequeno calibre, como a ameaça 7,62 x 51 mm comum.

No ramo da proteção balística, uma característica importante a ser avaliada é a sensibilidade do material à taxa de deformação, pois muitos materiais possuem propriedades mecânicas dependentes desse parâmetro. Um exemplo é quando o módulo de elasticidade e a tensão de escoamento do material dependem da taxa no qual o material é carregado/testado/impactado. Dependendo do material, ao sofrer o impacto balístico, ele pode “congelar” e não ter tempo suficiente para responder ao aumento rápido na tensão aplicada (CROUCH, 2017). A equação 2.2 expressa matematicamente o conceito de taxa de deformação, cuja unidade é  $s^{-1}$ .

$$\varepsilon' = \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (2.2)$$

Para caracterização dos materiais, podem ser realizados ensaios em diferentes condições de taxas de deformação. A Tabela 6 apresenta as categorias das taxas de deformação para diferentes eventos. Os testes convencionais, normalmente realizados com máquinas universais de ensaios, se classificam como quasi-estáticos. Já o teste de compressão por barra Hopkinson se classifica como dinâmico (HAZELL, 2016).

Existem diferenças significativas entre deformações estáticas (ou quasi-estáticas) e dinâmicas. Na primeira, tem-se uma situação de equilíbrio estático durante todo o processo de deformação. Nesse caso, a soma das forças em qualquer parte do corpo é próxima de zero. Na segunda, quando a deformação é imposta sobre o corpo em uma taxa

Tabela 6 – Categorias das taxas de deformação de diferentes eventos (adaptado de CROUCH, 2017, e HAZELL, 2016).

<b>Regime de deformação</b>	<b>Fluência</b>	<b>Quasi-estático</b>	<b>Dinâmico</b>	<b>Impacto</b>
<b>Taxa de deformação (<math>s^{-1}</math>)</b>	$10^{-8}$ a $10^{-6}$	$10^{-4}$ a $10^{-2}$	$10^2$ a $10^4$	$10^5$ a $10^6$
<b>Tempo característico</b>	$10^6$ a $10^4$	$10^2$ a $10^0$	$10^{-4}$ a $10^{-6}$	$10^{-6}$ a $10^{-8}$
<b>Tipo de resposta física</b>	Ressonância mecânica no equipamento e no corpo de prova			
<b>Tipo de resposta do material</b>	Isotérmica		Adiabática	
<b>Importância das forças inerciais</b>	Desprezíveis			
<b>Estado de tensão</b>	Tensão plana		Deformação plana	
<b>Nível de tensão</b>	⇒ ⇒ ⇒ Aumento dos níveis de tensão ⇒ ⇒ ⇒			

elevada, uma parte do volume do material está sob tensão, enquanto outra parte não foi tensionada ainda. Assim, há uma propagação da tensão no interior do material, que se desloca de maneira específica, como ondas com velocidades determinadas. Sendo assim, a deformação dinâmica envolve a propagação de ondas, enquanto as quasi-estáticas podem ser consideradas como uma sequência de estados de equilíbrio, que podem ser tratados por meio das já conhecidas equações de mecânica dos materiais (MEYERS, 1994).

Crouch (2017) especifica que a faixa de interesse para estudo e desenvolvimento de materiais balísticos é de  $10^{-2}$  a  $10^4$  para impactos de munições de pequeno calibre, como a ameaça 7,62 x 51 mm comum.

### 2.5.1 Efeitos de altas taxas de deformação

Experimentos envolvendo testes dinâmicos em aços já mostraram que a resistência dinâmica desse material pode ser até duas vezes sua resistência a baixas taxas de deformação. Além disso, os aços também podem sofrer uma transição de comportamento dúctil para frágil, quando submetidos a altas taxas. Em termos gerais, o comportamento dinâmico do material pode variar sensivelmente dependendo das condições às quais ele está submetido. Sendo assim, é necessário testar cada material individualmente para obter informações específicas sendo impossível prever a resposta de diferentes classes de materiais (KRISHNA et al., 2012; MEYERS, 1994).

Meyers (1994) destaca que, ao aumentar a taxa de deformação, o processo começa a mudar gradualmente de completamente isotérmico para completamente adiabático, uma vez que não há tempo o suficiente para o calor gerado se dispersar no material. Essa condição pode resultar, em alguns casos, em instabilidades causadas por cisalhamento adiabático. Conforme já explicado anteriormente, tal fenômeno pode influenciar de maneira significativa na resposta mecânica do material.

Testes de compressão uniaxial com altas taxas de deformação são os mais utilizados para medir as propriedades dinâmicas de um material. Isso porque permitem a obtenção das grandes deformações de um impacto balístico com altos valores de taxa de deformação, assemelhando-se à experiência real do impacto no alvo (CROUCH, 2017).

Carregamentos dinâmicos aumentam significativamente a resistência do material nas vizinhanças do limite de escoamento, conforme pode ser visualizado na Figura 15. Pela comparação dos gráficos dos ensaios quasi-estático e de Barra de Pressão Hopkinson (dinâmico) da figura, ambos realizados em diferentes aços balísticos, pode-se observar que os valores de resistência para grandes valores de deformação plástica não variam significativamente entre os tipos de ensaio. Assim, pode-se considerar uma aproximação adequada os valores de resistência obtidos com base em ensaio quasi-estáticos para esse nível de deformação plástica. Por outro lado, na vizinhança do limite de escoamento do

material, existe uma diferença considerável entre as resistências medidas para cada ensaio. De qualquer modo, normalmente, realizam-se testes dinâmicos para obtenção de dados mais fidedignos e para um melhor entendimento do comportamento do material (NAHME e LACH, 1997; CROUCH, 2017).

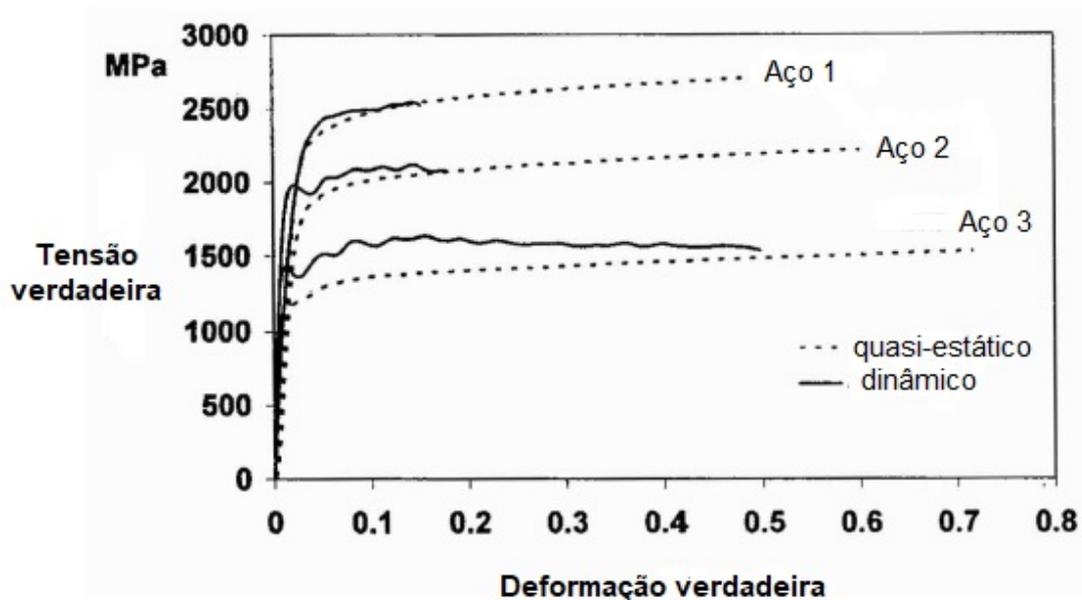


Figura 15 – Curvas tensão deformação compressivas para diferentes aços balísticos (adaptada de NAHME e LACH, 1997).

O comportamento observado para as curvas de tensão-deformação apresentadas na Figura 15 se assemelham ao comportamento de curvas tensão-deformação de materiais submetidos à recuperação e recristalização dinâmicas. A Figura 16 apresenta os aspectos típicos das curvas tensão-deformação de materiais com ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica (PADILHA e SICILIANO JR, 2005).

A recuperação dinâmica ocorre durante a deformação a quente do material. À medida que o metal é deformado, aumenta o número de defeitos cristalinos. Por outro lado, devido à ativação térmica, ocorre rearranjo das discordâncias. Em determinado momento, a quantidade de defeitos gerada é compensada pela quantidade de defeitos eliminados, alcançando um estado estacionário no qual a quantidade de defeitos permanece aproximadamente constante. Esse efeito aparece na curva tensão-deformação como um patamar de tensão à medida que o material está sendo deformado, conforme pode ser visualizado na curva de recuperação dinâmica da Figura 16 (a) (PADILHA e SICILIANO JR, 2005).

A recristalização dinâmica está associada à criação de um número muito grande de defeitos durante a deformação à quente. Tais defeitos não conseguem ser completamente eliminados por meio do processo de recuperação dinâmica, aumentando, termodinamicamente, o potencial para recristalização. A Figura 16 (a) apresenta o esquema para a curva

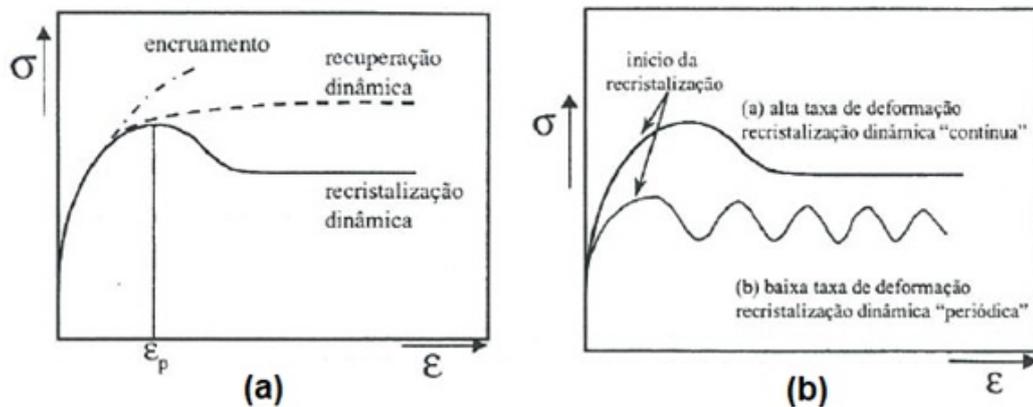


Figura 16 – Representação das curvas tensão-deformação mostrando: (a) ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica; e (b) recristalização dinâmica a alta e baixa taxa de deformação (PADILHA E SICILIANO JR, 2005).

tensão-deformação com ocorrência de recristalização dinâmica, mostrando a ocorrência de um pico de tensão (com uma deformação de pico -  $\epsilon_P$ ) seguido de uma estabilização de tensão. Essa curva é característica para materiais submetidos a altas taxas de deformação. Para taxas menores, o processo ocorre em ciclos de deformação-recristalização dinâmicas, nos quais há uma etapa de endurecimento seguida de amolecimento causado pela recristalização. Essas diferenças são apresentadas na Figura 16 (b) (PADILHA e SICILIANO JR, 2003).

Uma possível explicação para a ocorrência de recristalização dinâmica durante a execução do ensaio à temperatura ambiente é o acúmulo de calor causado pela transformação de parte da energia cinética do impactador em energia térmica durante o carregamento a altas taxas de deformação. Isso pode causar um aumento da temperatura interna e a formação de bandas de cisalhamento adiabáticas no interior do material (DEHGAHI et al., 2021).

## 2.6 Materiais laminados e em camadas para proteção balística

De acordo com Lenihan et al. (2019), a blindagem em camadas é uma técnica que tem sido cada vez mais empregada, principalmente na aplicação em veículos militares mais pesados e mais avançados. A utilização de “sanduíches” de materiais diferentes é uma maneira, muitas vezes, econômica de otimizar uma blindagem, já que associar camadas com diferentes propriedades permite que cada uma delas tenha uma ação durante a penetração do projétil (LENIHAN et al., 2019).

Crouch (2017) reforça essa visão, ao afirmar que os sistemas balísticos mais eficientes

possuem uma estrutura lamelar, laminada ou em camadas. Esse aumento na eficiência pode ser obtido tanto pela utilização de materiais anisotrópicos, como pelo uso de diferentes camadas de materiais, cada um com seu papel no sistema de proteção. Ressalta-se, inclusive, que a ordem da disposição das camadas é um fator importante para o desempenho da blindagem (BEN-DOR et al., 2017; CROUCH, 2017). O autor enumera os principais motivos para utilização de blindagens em camadas:

a) Controle das ondas de tensão: ao minimizar os efeitos da variação de impedância no interior do material, os danos colaterais podem ser minimizados, aumentando a resistência a múltiplos impactos.

b) Prevenir as falhas por formação de plugue e de disco: a existência de uma segunda camada pode conter o plugue ou disco formado na primeira camada, se tiver as propriedades mecânicas adequadas; e

c) Prover suporte para materiais frágeis: alguns materiais frágeis, como cerâmicos, só funcionam como blindagem caso possuam outro material como suporte posicionado atrás.

As blindagens em camadas podem ser diversas, por meio da variação das quantidades de materiais e de camadas empregadas. Ao utilizar uma camada intermediária de “ar”, denomina-se a blindagem como um sistema balístico espaçado.

### 2.6.1 Espaçamento entre camadas ("air gap")

Diversos estudos apontam o efeito positivo da utilização de espaçamento entre as camadas de uma proteção balística, constituídas de materiais diferentes ou não. Lenihan et al. (2019) afirma que uma blindagem espaçada consistindo de múltiplas placas finas com espaçamento entre elas pode ser um meio efetivo de proteção com redução de massa. O autor também diz que o espaçamento fornece espaço para o projétil e os fragmentos se dispersarem antes de atingirem a camada seguinte.

Crouch (2017) exemplifica um sistema no qual a configuração espaçada seria eficiente: um material disruptor, como camada frontal, afastado de um material absorvedor, como segunda camada. Tal sistema tem a capacidade de maximizar a habilidade da primeira placa, disruptora, em absorver energia sem causar nenhum tipo de carga dinâmica na segunda placa, absorvedora. Durante a absorção de energia pela primeira camada, pode ser formada uma protuberância na sua face posterior e, portanto, o espaçamento deve ser largo o suficiente para acomodar essa protusão, sem danificar a face frontal da camada seguinte. Se o espaçamento for grande o suficiente e o ângulo de impacto for oblíquo, então esse afastamento pode permitir que o projétil se incline e impacte a placa posterior em um ângulo ainda mais oblíquo, otimizando o desempenho do sistema balístico.

O autor também afirma que utilizar um sistema com espaçamento bem definido

pode ser útil para prevenir a falha do sistema como um todo por formação de plugue. Isso porque a presença da camada de ar evita que uma trinca cisalhante transversal possa se propagar por toda espessura da blindagem.

Velentzas (1996, apud CROUCH, 2017) realizou um estudo no qual foi analisado o efeito do aumento do espaçamento entre cinco placas de aço em relação à velocidade residual do projétil, após impactos de munição de pequeno calibre. Como resultado, observou que um espaçamento de 10 mm entre as placas foi eficiente em aumentar a resistência à penetração do alvo, fato que foi atribuído à inclinação causada no projétil devido à configuração espaçada. Esse exemplo mostra as duas principais desvantagens na utilização de um sistema espaçado: (1) redução na eficiência espacial, já que será necessária uma espessura total de blindagem bem maior dependendo do espaçamento empregado; e (2) redução na eficiência de massa, já que tais sistemas precisam ser desenvolvidos em plataformas de blindagem adicional, o que acaba por aumentar ainda mais o peso do veículo blindado. Devido às vantagens e desvantagens, acredita-se que, para um sistema balístico específico, existe um espaçamento ideal para otimização da resistência à penetração, sem perda de eficiência espacial e de massa.

Por fim, Yaziv et al. (1996, apud CROUCH, 2017) testou uma blindagem adicional de alumina e alumínio fixada, com espaçamento, a um aço balístico de alta resistência, contra ameaças de projéteis simuladores de fragmentos. Foram realizadas simulações computacionais e testes balísticos para diferentes valores de espaçamento (5, 15 ou 25 mm). Como resultado, observou que o espaçamento para o qual foi obtido o melhor desempenho balístico foi o de 15 mm.

## 2.7 Geometria poliondular em blindagem balística

Gomes (2004) estudou o desempenho balístico de blindagens cerâmicas planas e convexas, contra ameaças 7,62 mm AP (perfurante), por meio de análises numéricas e testes balísticos. Com base nos resultados, concluiu que a geometria convexa apresenta melhor proteção balística em relação à plana. Monteiro et al. (2016) afirma que a performance balística de uma superfície convexa pode ser de 16 a 18% superior quando comparada à superfície plana em uma blindagem cerâmica.

De acordo com Gomes (2004), as variações geométricas das superfícies frontal e distal do alvo, devidas à condição convexa, causam alteração no percurso das ondas de tensão no interior do material quando comparadas com amostras planas. Essa alteração de percurso causa interações entre as ondas incidentes, refletidas e transmitidas, podendo modificar a resposta do material. É possível resumir as causas do aumento de eficiência balística observada pelo autor da superfície convexa em relação à plana (GOMES, 2004):

- a) um alvo convexo promove uma ação mais próxima e mais intensa da ponta do

projétil, causando um maior abaulamento da ponta e reduzindo seu poder de penetração;

b) a superfície convexa produz uma dispersão radial da tensão compressiva no alvo em relação ao eixo de impacto, aumentando sua resistência mecânica sob compressão;

c) a geometria convexa faz com que o alvo se comporte como se fosse mais resistente à penetração e o projétil como mais macio e deformável;

d) maior espalhamento de ondas de tensão para o alvo convexo em relação ao plano;

e) forma esférica da superfície convexa torna o impacto oblíquo e causa maior divergência das ondas geradas no ponto de impacto;

Cunha (2019), por sua vez, analisou as características e possíveis vantagens da geometria poliondular na formulação de blindagens balísticas. Para isso, trabalhou com simulações computacionais e com testes balísticos experimentais de placas poliondulares de aço maraging contra a ameaça de 7,62 x 51 mm FMJ, a mesma do presente trabalho. Esse tipo de geometria e as regiões de impacto (convexa, inclinada e côncava) foram representados na Figura 17.

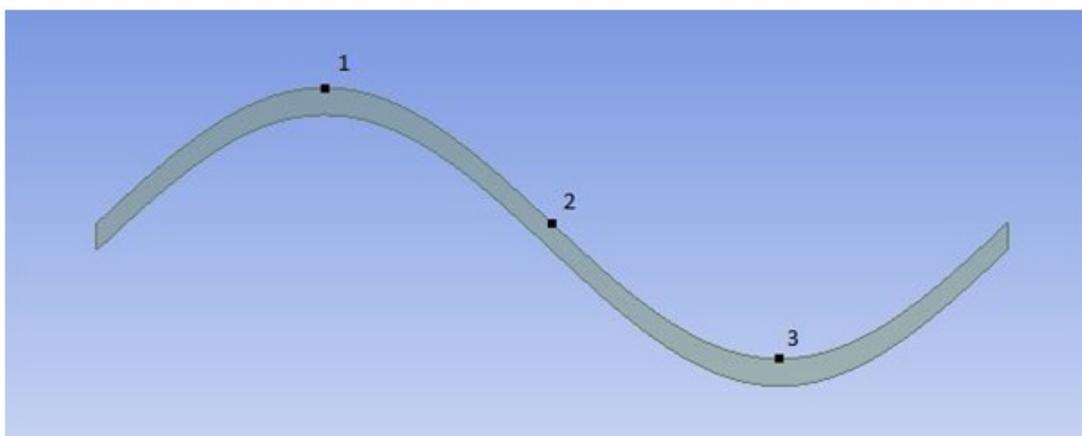


Figura 17 – Esquema da vista transversal de placas poliondulares e as regiões de impacto analisadas (1: convexa, 2: inclinada e 3: côncava) (CUNHA, 2019).

Como conclusão, a configuração poliondular ofereceu uma maior proteção balística quando comparada à plana de mesmo material. Dentre as regiões de impacto analisadas, a côncava (representada pelo ponto 3 na Figura 17) apresentou pior resultado, se caracterizando como uma região de fragilização da blindagem (CUNHA, 2019).

Por fim, Dacal (2021) avaliou o desempenho de liga de titânio B265 grau 5 (Ti-6Al-4V, UNS-R56400) como proteção balística e as vantagens da utilização da geometria poliondular. Para isso, realizou simulações numéricas e ensaios balísticos do material contra a ameaça 7,62 x 51 mm FMJ. Como resultado, confirmou a variabilidade e dependência do fator geométrico no comportamento dinâmico do material, obtendo um melhor desempenho para a blindagem na condição poliondular. Além disso, por meio da simulação dos perfis

poliondulares e planos, concluiu que o perfil poliondular apresenta maior atenuação da velocidade residual. Tal como Cunha (2019), o autor observou que as regiões convexas (pico) e inclinadas (intermediária) apresentaram melhor desempenho balístico do que a região côncava (vale).

## 2.8 Ensaio balístico

É importante que sejam especificados critérios para determinar o sucesso ou fracasso de uma blindagem balística. Dependendo do país, diferentes critérios podem ser empregados. No Brasil, as blindagens são avaliadas de acordo com a norma NBR 15000, da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT).

A referida norma tem como objetivo classificar as blindagens para uso balístico no Brasil e determinar seus critérios de avaliação. Para isso, são especificados níveis de proteção balística, que se relacionam diretamente com parâmetros da ameaça avaliada, tais como o formato, a massa e a velocidade do projétil empregado (ABNT, 2005). A Tabela 2.9 apresenta os principais níveis de proteção balística abrangidos pela respectiva norma.

Os requisitos de avaliação da ABNT NBR 15000:2005 determinam as condições para um impacto ser considerável/aceitável, o posicionamento e a sequência de disparos e a temperatura de realização do teste. Para o impacto ser considerado aceitável, o provedor e a munição devem atender às características previstas na Tabela 7. Além disso, o ângulo de incidência do disparo deve ser inferior a  $5^\circ$  e deve atingir o corpo-de-prova em posições e em sequência pré-determinadas (ABNT, 2005). A Figura 18 apresenta a esquematização do corpo-de-prova, bem como o posicionamento e a sequência dos disparos.

Conforme pode ser visto na Figura 18, as dimensões previstas para o corpo-de-prova são 500 mm x 500 mm. Além disso, a norma prevê a utilização de uma folha-testemunha de alumínio, posicionada a 15 cm além da blindagem ensaiada, posicionada de maneira perpendicular à trajetória do projétil. A utilização da folha-testemunha permite a análise de aprovação ou reprovação da blindagem, uma vez que qualquer perfuração dessa folha durante toda a sequência de impactos caracteriza a falha do sistema de proteção, que deverá ser reprovado (ABNT, 2005).

O arranjo dos equipamentos para ensaio balístico está representado na Figura 19. O posicionamento deverá ser tal que a blindagem esteja posicionada perpendicularmente à trajetória do projétil. Após a execução de cada disparo, deve ser verificada a validade do impacto e a integridade da folha-testemunha. No caso de perfuração quando examinada contra a luz, a blindagem deve ser considerada não conforme (ABNT, 2005).

Tabela 7 – Níveis de proteção balística (adaptada de ABNT , 2005).

Nível de proteção	Munição	Massa do projétil (g)	Velocidade (m/s)	Energia cinética mín (J)	Energia cinética máx (J)
I	22 LRHV Chumbo	2,6 ± 0,1	320 ± 10	120	147
	.38 Special RN Chumbo	10,2 ± 0,1	254 ± 15	288	373
II-A	9 FMJ	8,0 ± 0,1	332 ± 12	404	479
	357 Magnum JSP	10,2 ± 0,1	381 ± 12	688	795
II	9 FMJ	8,0 ± 0,1	358 ± 15	465	563
	357 Magnum JSP	10,2 ± 0,1	425 ± 15	849	997
III-A	9 FMJ	8,0 ± 0,1	426 ± 15	667	788
	.44 Magnum SWC GC	15,6 ± 0,1	426 ± 15	1309	1527
III	7,62 x 51 FMJ				
	(.308 – Winchester)	9,7 ± 0,1	838 ± 15	3251	3565
IV	.30 – 06 AP	10,8 ± 0,1	868 ± 15	3893	4249

Legendas:

LRHV – Long Rifle High Velocity

RN – Round Nose

FMJ – Full Metal Jacketed

JSP – Joint Soft Point

SW GC – Semi WadCutter Gas Check

AP – Armor Piercing

### 2.8.1 Nível III de proteção balística pela NBR 15000

O nível III previsto pela norma NBR 15000 prevê proteção contra ameaça de munição 7,62 x 51 FMJ, atendendo às especificações da Tabela 2.9 em relação ao peso e à velocidade do projétil. O termo “Full Metal Jacketed” significa que o projétil possui um recobrimento, chamado camisa, com o objetivo de reduzir a quantidade de resíduos deixados no cano do armamento após o disparo.

De modo geral, uma munição é composta por (HAZELL, 2016):

- a) Detonador (ou espoleta);
- b) Estojo;

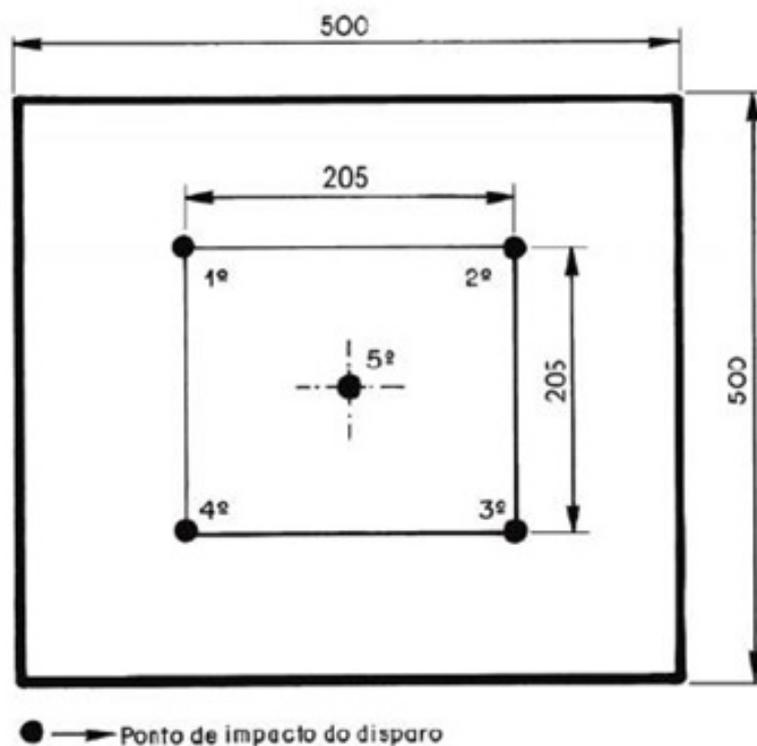


Figura 18 – Dimensões do corpo-de-prova, posicionamento e seqüências de disparos (ABNT, 2005).

- c) Propelente; e
- d) Projétil.

A Figura 20 ilustra uma munição e as partes que a compõem.

O projétil pode ter diversos tamanhos e formatos, porém a maior parte deles possui ponta ogival para aumentar a estabilidade aerodinâmica e diminuir o arrasto durante o deslocamento no ar. A munição prevista para o nível III possui ponta ogival. Além disso, sua nomenclatura 7,62x51 FMJ especifica se tratar de um projétil com diâmetro de 7,62 mm e com comprimento de estojo de 51 mm. Seu projétil possui o núcleo de chumbo e camisa de cobre (HAZELL, 2016; MUNIÇÃO, [s.d.]; TYPE, c.2020).

De acordo com Hazell (2016), esse tipo de munição possui capacidade de penetração de, em média, uma espessura de 8 mm de um aço balístico homogêneo, quando a incidência do impacto é em um ângulo de 90º.

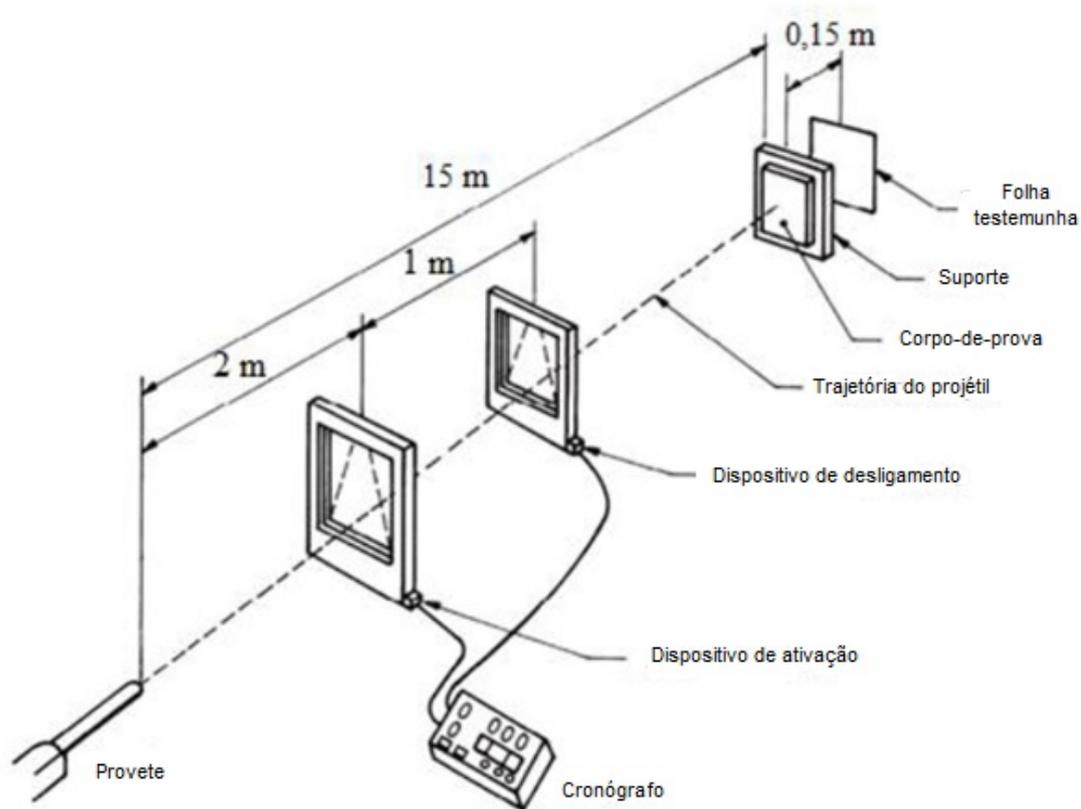


Figura 19 – Arranjo para ensaio balístico (adaptada de ABNT, 2005).

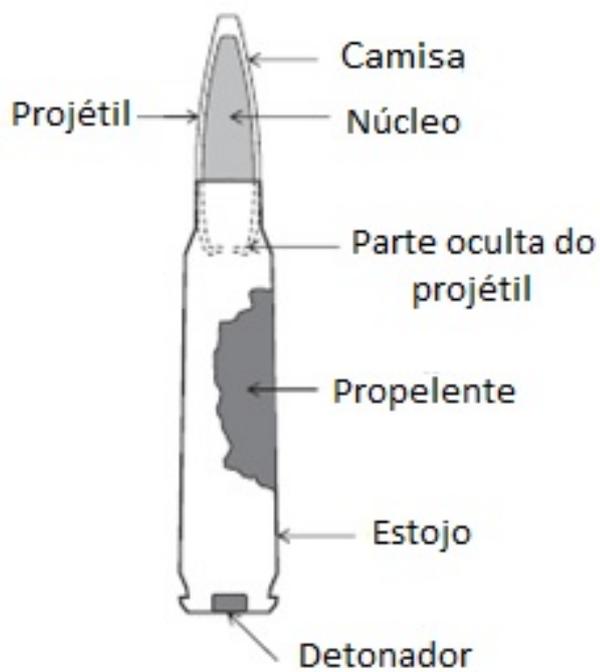


Figura 20 – Munição e suas partes integrantes (HAZELL, 2016).

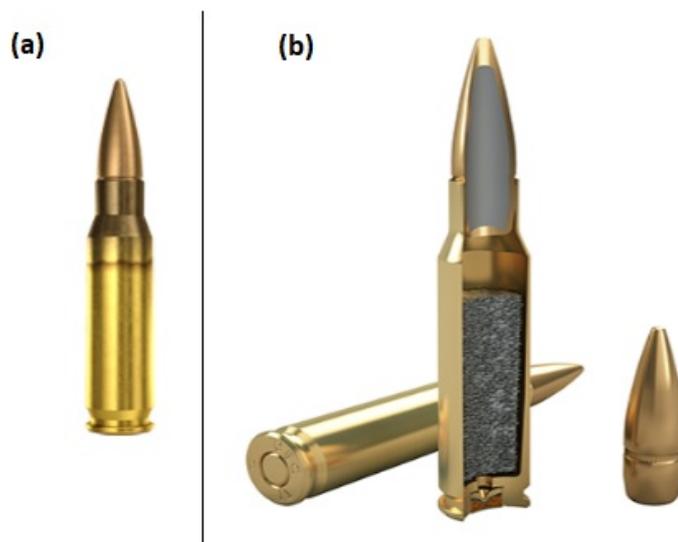


Figura 21 – Munição 7,62x51 mm produzida pela fabricante nacional CBC: (a) vista externa; e (b) vista seccionada (MUNIÇÃO, [s.d.]).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado no presente trabalho foram chapas de aço maraging 250, fabricados pela empresa Villares Metals S.A. Tal aço é produzido em fornos a vácuo pelos processos VIM e VAR. A composição do material, segundo certificado de qualidade entregue pela fabricante (vide Anexo A), está detalhada na Tabela 8.

Tabela 8 – Composição (em percentual de massa) do aço maraging 250 fornecido pela empresa Villares Metals S.A.

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Co</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Cu</b>
0,004	0,05	<0,01	<0,005	0,0011	8,49	0,08	5,2000	18,23	0,02
<b>Ti</b>	<b>Al</b>	<b>B</b>	<b>Zr</b>	<b>Mg</b>	<b>Ca</b>	<b>N</b>	<b>O</b>	<b>Fe</b>	
0,47	0,107	0,0018	0,012	<0,005	<0,0010	<0,0010	<0,0010	Rest.	

As chapas foram entregues laminadas com espessura de, aproximadamente 4 mm, conforme pode ser visualizado na Figura 22. De acordo com o informado pela fabricante, as chapas foram solubilizadas, tendo o tratamento térmico sido realizado conforme a norma AMS 2759/3 –G.

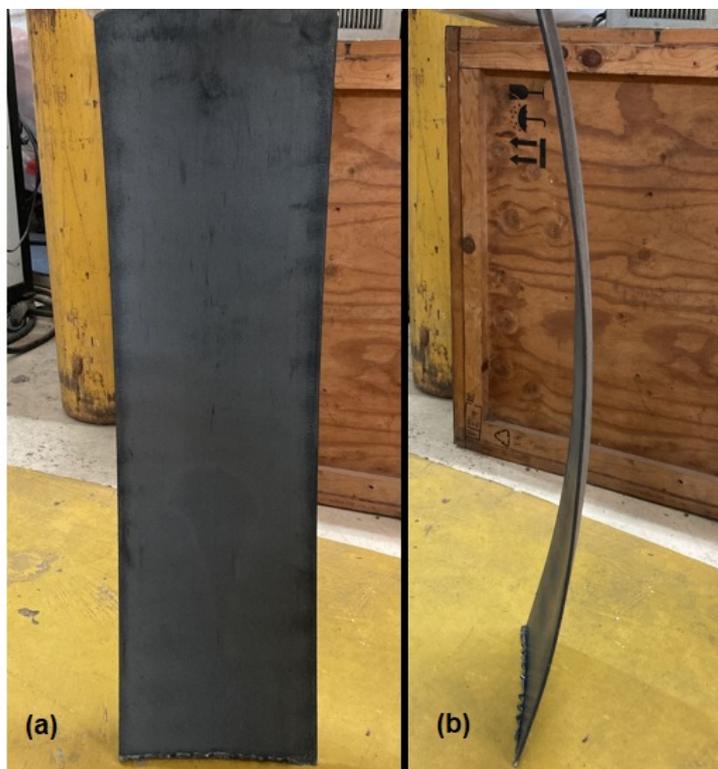


Figura 22 – (a) vista superior; e (b) vista lateral das chapas de aço maraging fornecido pela Villares Metals.

As chapas de aço foram cortadas em dimensões aproximadas de 200 mm x 200 mm x 4 mm com uma guilhotina modelo HSH-12x3200, marca Clark Machine, do Arsenal de Guerra do Rio (AGR). A Figura 23 mostra as chapas após o corte.



Figura 23 – Chapas cortadas nas dimensões aproximadas de 200 mm x 200 mm x 4 mm.

### 3.1 Preparação dos CP - primeiro ensaio balístico

Após o corte, algumas chapas foram separadas para confecção de corpos-de-prova planos, nas dimensões de, aproximadamente, 200 mm x 200 mm x 4 mm. Outras foram conformadas no formato poliondular por meio de uma prensa hidráulica Nowak, do Instituto Militar de Engenharia (IME), com uma matriz elaborada por Cunha (2019), em parceria com a Villares Metals e o Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF). A Figura 24 apresenta a prensa e a matriz utilizadas.



Figura 24 – (a) Prensa Nowak do IME; e (b) matriz utilizada (CUNHA, 2019).

As chapas planas e poliondulares foram, então, furadas com o auxílio de uma furadeira de bancada do IME. A Figura 25 mostra o equipamento utilizado e as chapas sendo usinadas.



Figura 25 – Furadeira do IME e furação das chapas.

Em uma etapa posterior, as chapas foram envelhecidas a 480 °C por 5 h em forno modelo LF0914 da marca Jung, do IME, com resfriamento ao ar. Após a realização de testes com o equipamento, foi definida a seguinte sequência de procedimentos para a execução do tratamento térmico em questão: 1) aquecimento do forno até a temperatura de 520 °C, sem as amostras no interior; 2) abertura do forno para a colocação das amostras com a maior brevidade possível (nesse momento a temperatura diminui de maneira muito rápida, alcançando valores de ordem de 465 °C); 3) reaquecimento até a temperatura 480 °C; 4) manutenção da temperatura de 480 °C por 5 h; 5) desligamento e abertura do forno para retirada das amostras; e 6) resfriamento ao ar.

Os parâmetros de envelhecimento (480 °C, por 5 h) foram selecionados visando melhorar as propriedades mecânicas do aço quando comparados com o tratamento realizado por Cunha (2019), que foi na mesma temperatura por 3h. Espera-se um aumento da dureza e resistência mecânica do material para um maior tempo, conforme mostrado pelo gráfico da Figura 13, que indica um aumento de dureza para tempos de até 10 h de envelhecimento, para a temperatura de 480 °C. A Figura 26 apresenta o forno utilizado e as amostras após o aquecimento.

Com as placas envelhecidas, foi possível confeccionar os primeiros corpos-de-prova



Figura 26 – Forno modelo LF0914 da marca Jung, do IME, e amostras de aço maraging após aquecimento.

para ensaio balístico, cujas diferentes configurações foram detalhadas na Tabela 9, bem como as nomenclaturas utilizadas para cada uma delas. A fixação das placas foi feita com o auxílio de parafusos e brocas. Além disso, foram fixadas chapas de alumínio atrás dos corpos-de-prova, de modo a servirem como placas testemunhas do impacto balístico. A presença dessas placas de alumínio permite avaliar o desempenho do corpo-de-prova após o teste balístico, conforme especificado na norma NBR 15000 (ABNT, 2005).

Conforme pode ser observado na Tabela 9, a sequência das camadas foi repetida para as duas configurações (plana e poliondular), a fim de confirmar a variação no comportamento balístico do material de acordo com sua geometria, conforme foi relatado por Gomes (2004), Cunha (2019) e Dacal (2021). Além disso, foram utilizados diferentes valores de afastamento entre as camadas de aço maraging (15, 30 e 40 mm), de modo a verificar a influência do tamanho do espaçamento no desempenho final da blindagem, conforme relatado por Crouch (2017). O menor espaçamento utilizado foi o sugerido por Yaziv (1996, apud CROUCH, 2017) de 15 mm. Como segundo espaçamento, escolheu-se duplicar o valor inicial de 15 mm, aumentando para 30 mm, de modo a verificar o efetivo efeito do aumento do espaçamento. Por último, inicialmente se escolheu um espaçamento de 45 mm, o triplo do primeiro, porém por questões de limitação de material para fixação foi necessário reduzir para 40 mm. Considera-se que o valor de 40 mm se configura como uma variação significativa dos demais valores de espaçamento e não onera tanto em relação ao aumento da espessura total do sistema, sendo, portanto, adequado para análise pretendida.

Por fim, ressalta-se que a distância da placa testemunho em relação à última

Tabela 9 – Configurações dos corpos-de-prova para o primeiro ensaio balístico (para todas as configurações: face de impacto - aço maraging e face distal - alumínio).

Configuração plana		Configuração poliindular	
Código	Sequência de camadas	Código	Sequência de camadas
P2	Aço maraging	T2	Aço maraging
	Espaçamento 15 mm		Espaçamento 15 mm
	Aço maraging		Aço maraging
	Espaçamento Alumínio		Espaçamento Alumínio
P3R	Aço maraging	T3	Aço maraging
	Espaçamento 30 mm		Espaçamento 30 mm
	Aço maraging		Aço maraging
	Espaçamento Alumínio		Espaçamento Alumínio
P4R	Aço maraging	T4	Aço maraging
	Espaçamento 40 mm		Espaçamento 40 mm
	Aço maraging		Aço maraging
	Espaçamento Alumínio		Espaçamento Alumínio

camada de blindagem foi de 15 mm, valor menor do que o previsto em norma (150 mm). Tal adaptação configura um critério mais rígido para aprovação do sistema balístico. Os corpos-de-prova confeccionados foram apresentados na Figura 27.

## 3.2 Primeiro ensaio balístico

Após a confecção dos corpos-de-prova, realizaram-se os primeiros ensaios balísticos no Centro de Avaliações do Exército (CAEx), com base em adaptações da norma NBR 15000. Essas adaptações foram necessárias devido às dimensões das amostras, que não puderam atender às condições da norma, e ao ângulo de impacto, já que a configuração poliindular favorece o impacto mais inclinado. Além disso, a posição dos disparos foi adaptada de acordo com as regiões críticas da amostra, de modo a avaliar o desempenho balístico nas regiões côncavas (denominadas “vales”), inclinadas (denominadas “intermediárias”) e convexas (denominadas “picos”). Por fim, a munição comercial empregada tinha massa de projétil de 9,3 g, diferente da prevista pela norma, causando a necessidade de adaptar a faixa de velocidades de modo a manter as mesmas energias cinéticas.

A Figura 28 esquematiza as posições de impacto a serem analisadas nas placas poliindulares. Em relação às placas planas, estas foram submetidas a três disparos cada. Suas posições de impacto foram dispostas de modo a manter o maior espaçamento entre os impactos e entre os impactos e as bordas.

No CAEx, os ensaios balísticos foram realizados com a utilização de Provet 7,62x51

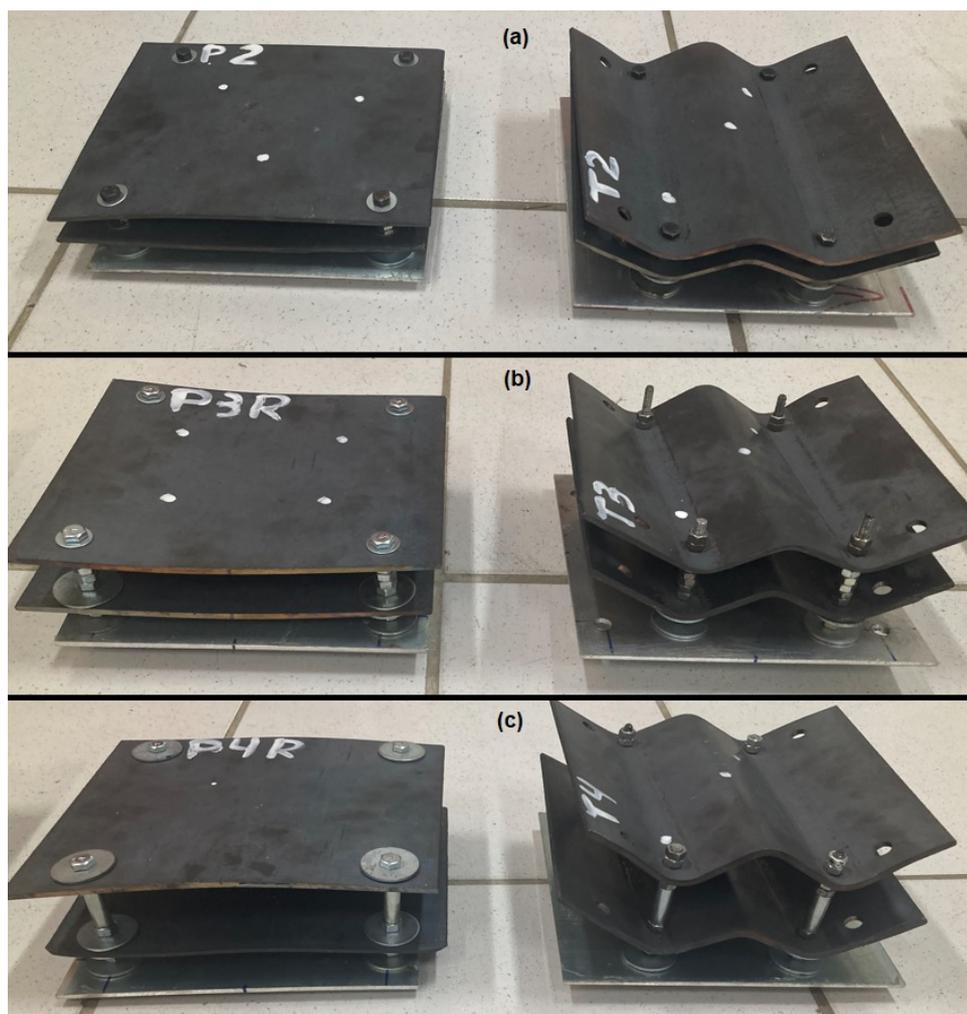


Figura 27 – Corpos-de-prova do primeiro ensaio balístico com espaçamento de (a) 15 mm; (b) 30 mm; e (c) 40 mm.

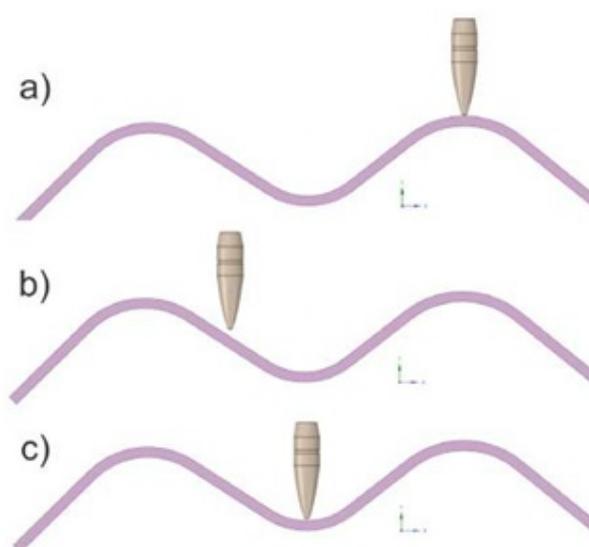


Figura 28 – Posições de impacto: (a) pico; (b) intermediária; e (c) vale (DACAL, 2021).

(mm) parabellum instalado em um Receptor Universal, ambos da fabricante AVL, dispostos a uma distância de 15 m do alvo. O controle da velocidade das munições foi realizado por meio do Radar Doppler SL-520P, da fabricante Weibel, em substituição às barreiras ópticas. A Figura 29 apresenta os equipamentos e a munição 7,62x51 mm FMJ utilizada em todas as rodadas de teste. A Figura 30 mostra a fixação dos corpos-de-prova no suporte de alvos do laboratório e o feixe de laser utilizado para direcionar o ponto de impacto.



Figura 29 – (a) Equipamento; e (b) munição 7,62x51 mm FMJ utilizados nos ensaios balísticos.



Figura 30 – Fixação da amostra no suporte de alvos e o feixe de laser para direcionamento do impacto.

### 3.3 Preparação dos CP - segundo ensaio balístico

Com base nos resultados do primeiro ensaio balístico, foi selecionado o espaçamento de 30 mm entre as camadas para as amostras confeccionadas para o segundo ensaio balístico. Para essa segunda etapa, decidiu-se trabalhar com envelhecimentos em duas condições: 480 °C por 3 h, conforme Cunha (2019); e 480 °C por 5 h, conforme já realizado no primeiro ensaio balístico. Ambos foram resfriados ao ar. Além disso, optou-se por utilizar uma configuração com desvio, de modo que os vales e os picos não estivessem na mesma direção. A Figura 31 esquematiza a configuração com desvio.

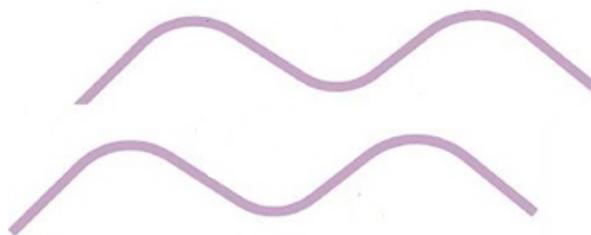


Figura 31 – Esquematização do desvio utilizado nos CP para o segundo ensaio balístico.

As configurações dos CP para o segundo ensaio balístico estão resumidas na Tabela 3.3. Para a confecção das amostras, partindo das placas ilustradas na Figura 3.3, foram repetidas as etapas de conformação em prensa hidráulica e de furação, realizadas nos equipamentos já apresentados. Com as placas já conformadas e furadas, foram realizados os tratamentos térmicos, conforme definido na Tabela 10. Os tratamentos térmicos dessa segunda etapa foram realizados no forno Nabertherm, do Centro Tecnológico do Exército (CTEx).

O tratamento térmico de 480 °C por 5 h seguiu a mesma sequência de procedimentos já detalhada na seção 3.1. O tratamento térmico de 480 °C por 3h teve etapas iguais ao procedimento já detalhado, com exceção do tempo das amostras dentro do forno, que diminuiu de 5 h para 3 h.

Após os tratamentos térmicos, os CP foram montados, com fixação por meio de parafusos e brocas. Para confecção das amostras com desvio, foi necessário utilizar tiras finas entre as camadas, que serviram de referência para fixação dos parafusos. Ressalta-se que essas tiras não fazem parte da solução balística e se localizam nas extremidades do CP, de modo que a área a ser atingida não tenha essa camada extra de material. A Figura 32 apresenta os CP com desvio e a Figura 33 apresenta os CP sem desvio.

Tabela 10 – Configurações dos corpos-de-prova para o segundo ensaio balístico (para todas as configurações: face de impacto - aço maraging e face distal - alumínio).

Configuração sem desvio		Configuração com desvio	
Código	Sequência de camadas	Código	Sequência de camadas
T3*	Aço maraging (480 °C; 5 h)	T3-CD	Aço maraging (480 °C; 5 h)
	Espaçamento		Espaçamento
	Aço maraging (480 °C; 5 h)		Aço maraging (480 °C; 5 h)
	Espaçamento		Espaçamento
	Alumínio		Alumínio
T3-SD-35	Aço maraging (480 °C; 3 h)	T3-CD-35	Aço maraging (480 °C; 3 h)
	Espaçamento		Espaçamento
	Aço maraging (480 °C; 5 h)		Aço maraging (480 °C; 5 h)
	Espaçamento		Espaçamento
	Alumínio		Alumínio
T3-SD-33	Aço maraging (480 °C; 3 h)	T3-CD-33	Aço maraging (480 °C; 3 h)
	Espaçamento		Espaçamento
	Aço maraging (480 °C; 3 h)		Aço maraging (480 °C; 3 h)
	Espaçamento		Espaçamento
	Alumínio		Alumínio

\*CP testado no primeiro ensaio balístico.



Figura 32 – (a) Vista frontal e (b) vista superior dos CP com desvio.

### 3.4 Análise da superfície de fratura em MEV

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) permite a observação e caracterização de materiais orgânicos e inorgânicos em dimensões desde micrométricas até nanométricas. Apesar de possuir uma grande variabilidade de aplicações, o principal emprego do MEV tem sido para a obtenção de imagens topográficas na faixa de ampliações 10 – 10.000x (GOLDSTEIN et al., 2003).



Figura 33 – (a) Vista frontal e (b) vista superior dos CP sem desvio.

Durante o ensaio balístico da amostra T4 (código conforme Tabela 9), no segundo tiro realizado (região de pico), um fragmento de aço foi ejetado pelo impacto. Os parâmetros do impacto que gerou esse fragmento foram apresentados na Tabela 11.

Tabela 11 – Medidas de dureza de aço maraging 250, nas condições solubilizado e envelhecido em diferentes temperaturas (CUNHA, 2019).

Distância provet- alvo (m)	Massa do projétil (g)	Velocidade da munição na saída do provet (V0, m/s)	Velocidade da munição a 12 m do provet (V1, m/s)
15	9,330	822	814

O referido fragmento foi coletado e analisado no MEV Quanta FEG250 da FEI, do IME. Por meio da microscopia realizada, foi possível obter imagens da superfície de fratura do material, além de ter sido realizada a análise composicional de áreas distintas da amostra, por meio da técnica de espectroscopia de raios-x por energia dispersiva (EDS). A Figura 34 (a) apresenta o MEV empregado; e (b) o fragmento analisado.

### 3.5 Segundo ensaio balístico

Após a confecção dos CP para o segundo ensaio balístico, conforme detalhado na Tabela 11 e apresentado nas Figuras 32 e 33, as amostras foram ensaiadas no CAEx. Tal ensaio balístico seguiu os mesmos parâmetros empregados no primeiro ensaio, já descritos na seção 3.2 da presente dissertação.

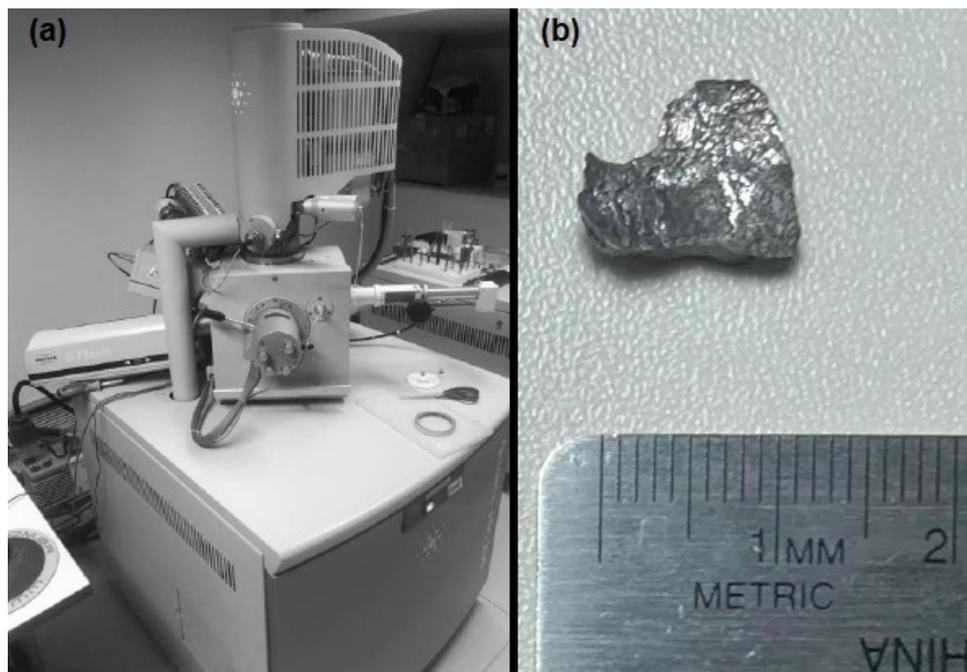


Figura 34 – (a) MEV do IME (DACAL, 2021); e (b) fragmento analisado.

Cada CP foi impactado três vezes, uma em cada posição de interesse (regiões de vale, pico e inclinada, todas em relação à primeira placa). A Figura 35 apresenta uma esquematização das posições de impacto. Ressalta-se que não necessariamente foram realizados os tiros nessas posições exatas, servindo a figura somente de ilustração das regiões que foram impactadas.

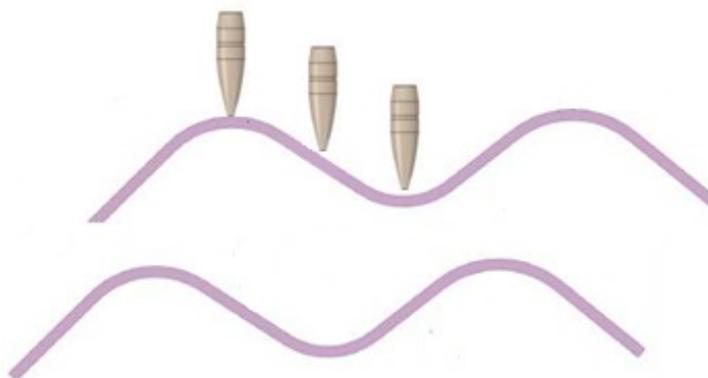


Figura 35 – Esquematização das regiões de impacto do segundo ensaio balístico.

### 3.6 Caracterização das amostras ensaiadas balisticamente

De modo a ter um melhor entendimento das propriedades dos materiais ensaiados balisticamente e visando obter algumas explicações para os comportamentos observados, foram

retiradas amostras de CP's utilizados em ambos os ensaios balísticos. Para o corte desses CP's foi empregada a guilhotina modelo HSH-12x3200, marca Clark Machine, do AGR.

O corpo-de-prova selecionado do primeiro ensaio foi o T4, tendo sido retiradas amostras tanto da primeira camada quanto da segunda, de modo a ser possível caracterizar o tratamento térmico a 480 °C por 5 h, realizado no primeiro ensaio balístico. Foram retiradas amostras tanto para teste de dureza (retangulares), quanto das regiões de impacto para análise em MEV, conforme está destacado nas Figuras 36 e 37.

Já para a caracterização dos materiais do segundo ensaio, foram selecionadas os corpos-de-prova T3-CD-35 (2ª camada, representando o envelhecimento a 480°C por 5h do 2º ensaio) e T3-CD-33 (1ª camada, representando o envelhecimento a 480°C por 3h do 2º ensaio). Ambos os CP's e as amostras selecionadas estão apresentadas nas Figuras 38 e 39.



Figura 36 – Primeira camada do corpo-de-prova T4, do 1º ensaio balístico, cortada (em destaque no meio: amostra para análise de fratura em MEV).

### 3.6.1 Ensaio de dureza - amostras ensaiadas balisticamente

Para a interrupção do projétil, uma propriedade importante do material do alvo é a sua dureza. Essa propriedade é uma medida da resistência do material à indentação, à abrasão e ao desgaste (HAZELL, 2016). A Tabela 12 apresenta os valores de dureza Vickers típicos para alguns materiais balísticos.

Dentre os tipos de testes de dureza existentes, escolheu-se realizar os ensaios de microdureza Vickers, de acordo com a norma ASTM E384-17, e de dureza Rockwell, de



Figura 37 – Segunda camada do corpo-de-prova T4, do 1º ensaio balístico, cortada (em destaque no canto superior esquerdo: amostra para análise de dureza, à esquerda, e análise de fratura em MEV, à direita).

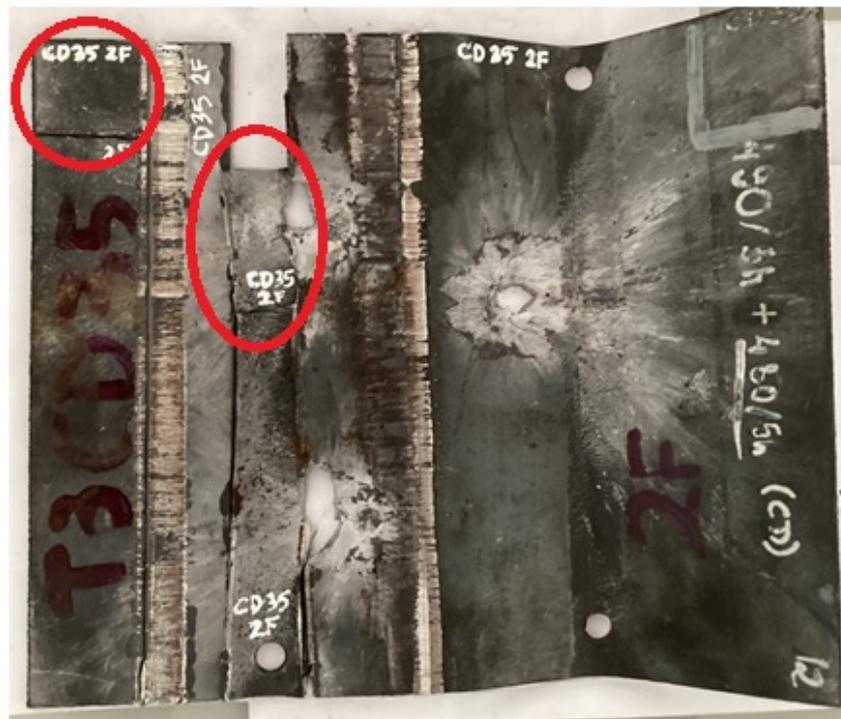


Figura 38 – Primeira camada do corpo-de-prova T3-CD-35, do 2º ensaio balístico, cortada (em destaque no canto superior esquerdo: amostra para teste de dureza; e no meio: amostra para análise de fratura em MEV).

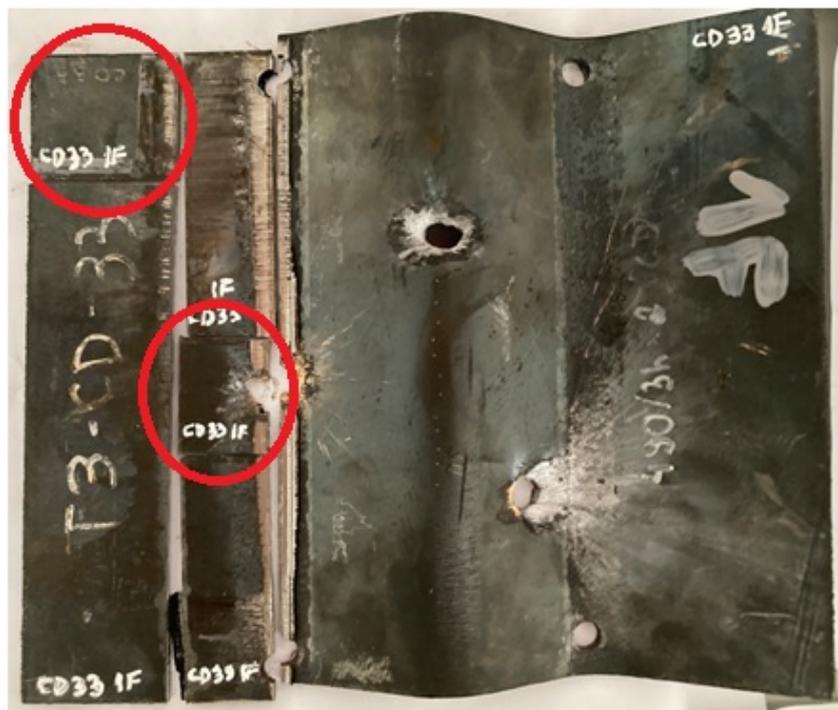


Figura 39 – Primeira camada do corpo-de-prova T3-CD-33, do 2º ensaio balístico, cortada (em destaque no canto superior esquerdo: amostra para teste de dureza; e no meio: amostra para análise de fratura em MEV).

Tabela 12 – Valores de dureza típicos para alguns materiais balísticos (adaptada de HAZELL, 2016).

Material	Dureza (HV)
Liga de alumínio 7039	130 – 150
Aço RHA	270 – 350
Aço HHA	500 – 550
Alumina (cerâmico)	1300 – 1800
Carbeto de silício (cerâmico)	1900 - 2800

acordo com a norma ASTM E18-15.

As amostras retiradas dos corpos-de-prova de ambos os ensaios balísticos foram embutidas a frio para preparação da superfície para análise de dureza. Para isso, as amostras foram lixadas em lixas d'água de granulometria 120, 240, 400, 600, 800, 1200 e 2000 mesh. Também foram polidas em pasta de diamante de 6  $\mu$  durante 25 minutos. Destaca-se que também foi preparada uma amostra na condição solubilizada para fins de comparação de resultados. A Figura 40 apresenta o processo de lixamento.

Após a preparação das amostras, estas foram ensaiadas em um microdurômetro Vickers modelo HMV-G, da marca Shimadzu, e um durômetro modelo Rockwell 574, da marca Wilson Hardness, ambos pertencentes ao Laboratório de Ensaio Mecânicos do IME.



Figura 40 – Lixamento das amostras embutidas.

Inicialmente foi realizado o teste de microdureza Vickers e, somente após seu término, foram realizados os ensaios de dureza Rockwell. A Figura 41 apresenta as amostras testadas.

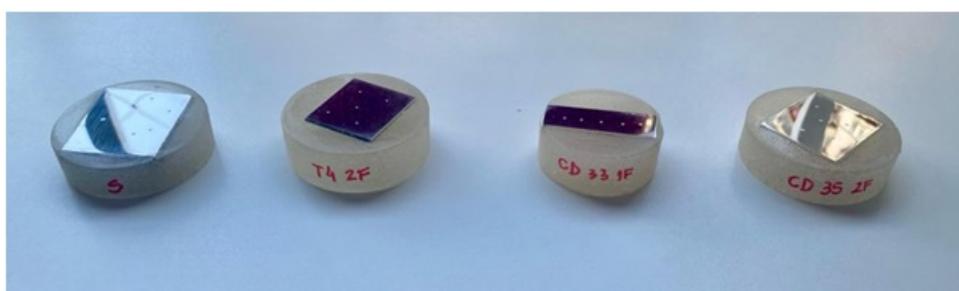


Figura 41 – Amostras após a realização dos testes de dureza.

### 3.6.2 MEV - amostras ensaiadas balisticamente

As amostras para análise da fratura em MEV foram destacadas na Figura 42. Suas superfícies foram analisadas no MEV Quanta FEG250 da FEI, do IME, já ilustrado na Figura 34.



Figura 42 – Amostras para análise da superfície de fratura em regiões de impacto, referentes aos dois ensaios balísticos.

### 3.7 Caracterização do aço maraging 250 envelhecido

O conhecimento das propriedades dos materiais e, conseqüentemente, da maneira como é esperado que ele se comporte tem um papel muito grande no desenvolvimento de novos sistemas de blindagem balística. Ressalta-se que, geralmente, o comportamento dos materiais a altas taxas de deformação difere do comportamento em baixas taxas de deformação. Sendo assim, os fenômenos que ocorrem em um impacto balístico não podem ser perfeitamente previstos a partir do conhecimento das medições quasi-estáticas de suas propriedades mecânicas, como resistência mecânica e ductilidade. Entretanto, tais medições podem servir como aproximações para uma análise inicial. Um entendimento mais acurado pode ser obtido por meio de medições do comportamento dinâmico do material empregado (HAZELL, 2016).

Sendo assim, foram realizados os seguintes ensaios para caracterização do aço maraging 250 nas duas condições de envelhecimento empregadas (480 °C por 3 h e 480 °C por 5h):

- a) ensaio de tração, conforme norma ASTM E8;
- b) ensaio dureza Rockwell, conforme a norma E18-15;
- c) ensaio de impacto Charpy, conforme norma ASTM E23; e
- d) ensaio de compressão por Barra Hopkinson;

#### 3.7.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado conforme a norma ASTM E8. Foram testados três corpos-de-prova em cada condição de envelhecimento: 480 °C por 3 h e 480 °C por 5 h. Ressalta-se que, devido à espessura das chapas disponíveis, foi necessário trabalhar com um CP no formato subsized previsto em norma. A Figura 43 apresenta o padrão de CP empregado no ensaio em questão.

O ensaio foi realizado na máquina de ensaios universal da marca EMIC, modelo

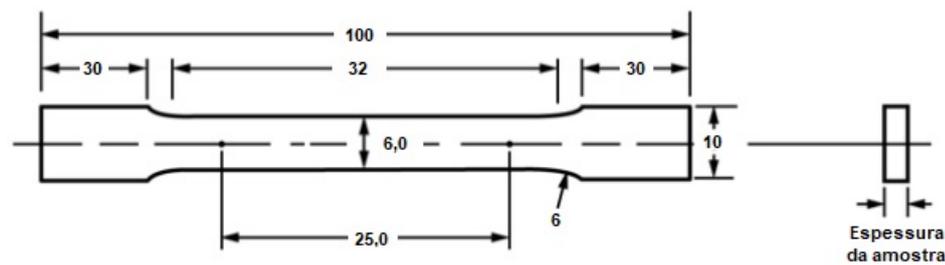


Figura 43 – CP no formato subsized previsto na norma ASTM E8 (adaptado de ASTM, 2016).

DL 10000, do Laboratório de Ensaios Mecânicos do IME.

Dentre as propriedades obtidas pelo ensaio de tração, resistência mecânica é particularmente interessante para análise balística do material. A Tabela 13 apresenta valores típicos de resistência mecânica de materiais balísticos normalmente empregados.

Tabela 13 – Valores de resistência mecânica típicos para alguns materiais balísticos (adaptada de HAZELL, 2016).

Material	Dureza (HV)
Liga de alumínio 7039	130 – 150
Aço RHA	270 – 350
Aço HHA	500 – 550
Alumina (cerâmico)	1300 – 1800
Carbeto de silício (cerâmico)	1900 - 2800

### 3.7.2 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza Rockwell foi realizado conforme a norma ASTM E18-15. Foram cortadas duas amostras de aço maraging 250 em formato retangular e cada uma foi tratada termicamente em uma condição de envelhecimento: 480 °C por 3 h e 480 °C por 5 h.

Tais amostras foram embutidas a frio e submetidas às mesmas etapas de preparação já detalhadas na seção 3.6.1. O durômetro Rockwell utilizado foi o mesmo apresentado naquela seção. As amostras prontas para teste estão apresentadas na Figura 44.



Figura 44 – Amostras utilizadas no ensaio de dureza.

### 3.7.3 Ensaio de impacto (Charpy)

O ensaio Charpy para metais fornece dados iniciais para analisar se o material atende a níveis mínimos de tenacidade para diferentes aplicações balísticas. Esse teste é útil para classificar diferentes aços balísticos quanto às suas tenacidades, permitindo a comparação entre eles. Apesar disso, seus resultados não podem ser utilizados para desenvolver previsões definitivas sobre o comportamento de estruturas balísticas reais, não servindo para fins quantitativos (CROUCH, 2017).

O ensaio Charpy foi realizado de acordo com a norma ASTM E23. Foram ensaiados três CP em cada condição: solubilizada, envelhecida a 480 °C por 3 h e envelhecida a 480 °C por 5 h. Foi necessário realizar o ensaio na condição solubilizada também devido ao fato do ensaio ser qualitativo, servindo somente para fins de comparação de resultados entre amostras.

Os CP foram confeccionados conforme a referida norma, porém no formato subsize (previsto no Anexo 3 da norma) com as dimensões 10 x 2,5 x 55 mm. Isso foi necessário porque as espessuras das chapas de aço maraging 250 disponíveis limitavam a confecção dos corpos-de-prova no formato padrão. Nesse caso, a norma prevê a possibilidade de um tamanho de corpo-de-prova reduzido, porém ressalta que não é possível fazer comparação entre resultados obtidos com CP de outras dimensões (ASTM, 2016).

O ensaio foi realizado em uma máquina pendular da marca Panambra, modelo PW 30/15, do Laboratório de Ensaios Mecânicos do IME.

#### 3.7.3.1 MEV das superfícies de fratura

Após a realização do ensaio de impacto nas três condições (solubilizada, envelhecida a 480 °C por 3h e envelhecida a 480 °C por 5h), foram analisadas as superfícies de fratura dos corpos-de-prova em MEV. O microscópio empregado foi o Quanta FEG250 da FEI, do IME, já ilustrado na Figura 34.

### 3.7.4 Ensaio de compressão em Barra Hopkinson

A Barra de Pressão Hopkinson é bastante utilizada como instrumento para realização de testes com taxa de deformação intermediária ( $10^2$  a  $10^4 s^{-1}$ ), sendo, portanto, bastante útil para determinação de propriedades dinâmicas do material (MEYERS, 1994).

O ensaio de compressão por Barra Hopkinson está esquematizado na Figura 45. Como pode ser visto na figura, o CP é posicionado entre duas barras, a primeira denominada incidente e a segunda denominada transmitida, com extensômetros fixados na metade de cada uma. Um impactador atinge a primeira barra (incidente), produzindo uma onda elástica cujo comprimento é grande quando comparado à espessura da amostra testada. Essa onda que percorre toda a barra e alcança o CP, onde parte da onda incidente é refletida

e parte é transmitida à barra transmitida. As deformações causadas pelas ondas incidente ( $\epsilon_I$ ) e refletida ( $\epsilon_R$ ) são medidas pelo extensômetro acoplado à primeira barra. Do mesmo modo, a deformação causada pela onda transmitida ( $\epsilon_T$ ) é medida pelo extensômetro fixado à segunda barra. Além disso, são feitas medidas dos pulsos incidente, refletido e transmitido, permitindo a determinação de relações tensão-deformação para o material. As dimensões, bem como o material, do impactador e das barras empregadas no ensaio dependem da amostra a ser testada (HAZELL, 2016; MEYERS, 1994; ASM, 2000).

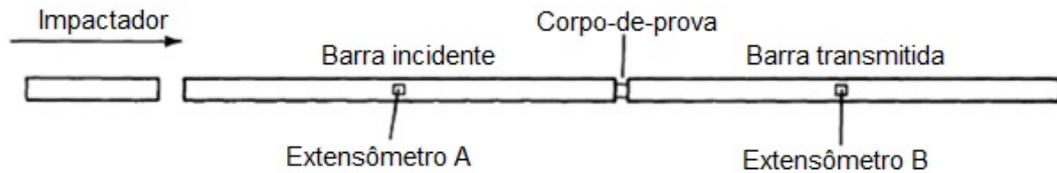


Figura 45 – Esquematização do ensaio de compressão por Barra Hopkinson (adaptada de ASM, 2000).

Diferentes materiais podem ser testados por meio desse ensaio e, normalmente, o diâmetro dos CP são reduzidos. Ressalta-se que a amplitude da onda gerada na barra incidente deve ser tal que o CP sofra deformação plástica e que as deformações nas barras sejam elásticas. Além disso, duas condições para que as deformações medidas pelos extensômetros possam ser utilizadas para determinação de relações de tensão-deformação são: (a) as ondas nas barras devem ser unidimensionais (longitudinais); e (b) o CP deve se deformar de maneira uniforme (HAZELL, 2016; ASM, 2000).

Para garantir a característica unidimensional da onda ao percorrer as barras e, conseqüentemente, que a tensão e deformação são uniformes ao longo da área das suas seções transversais, a razão  $\frac{L}{D}$  deve ser maior do que 10. Desse modo, é possível fazer leituras de deformação nas superfícies das barras por meio da utilização de extensômetros (PIRES, 2016).

Ao atingir uma extremidade, existem três fenômenos que podem ocorrer com a onda: ser totalmente refletida (no caso de uma extremidade livre), ser totalmente transmitida ou ser parcialmente transmitida e parcialmente refletida (no caso de uma das extremidades estar em uma interface). A ocorrência de um dos dois últimos fenômenos depende das propriedades mecânicas dos materiais em contato, mais especificamente de suas razões de impedância (FERREIRA, 2003).

A impedância ( $Z$ ) de um material é dada pelo produto entre sua massa específica ( $\rho$ ) e a velocidade de propagação de uma onda em seu interior ( $C$ ). A Equação 3.1 apresenta a fórmula da impedância (DIAS, 2019; MEYERS, 1994).

$$Z = \rho C \quad (3.1)$$

À medida que uma onda de tensão se propaga por uma barra, se houver alguma alteração na impedância mecânica, ocorrerá uma reflexão parcial dessa onda. No caso do ensaio em Barra Hopkinson, quando há transmissão de onda da barra incidente para a amostra em teste, a razão entre as impedâncias mecânicas que irá determinar a quantidade de onda de tensão incidente ( $\sigma_I$ ) que será transmitida para a amostra ( $\sigma_T$ ). Quanto menor a diferença de impedâncias, maior será a transmissão de ondas e, conseqüentemente, menor será a reflexão (PIRES, 2016).

Duas condições que devem ser satisfeitas para que os resultados do ensaio de compressão em Barra Hopkinson sejam considerados válidos são (CHEN e SONG, 2011; MELIANDE, 2022):

- a) A amostra em teste deve estar em equilíbrio de tensões, ou seja, deve haver convergência entre as tensões nas interfaces barra incidente/amostra e amostra/barra de transmissão; e
- b) A taxa de deformação deve ser constante, ou seja, não pode variar com a deformação da amostra.

Após garantidas as condições acima especificadas, é possível calcular a tensão na amostra ( $\sigma_S$ ), a deformação na amostra ( $\varepsilon_S$ ) e a taxa de deformação ( $\varepsilon'$ ) a partir dos sinais gerados pelos extensômetros, por meio das Equações 3.2 a 3.4 (CHEN e SONG, 2011; DIAS, 2019).

$$\sigma_S = \frac{EA}{A_S} \varepsilon_T \quad (3.2)$$

$$\varepsilon_S = -\frac{2C_B}{L} \int_0^L \varepsilon_R dt \quad (3.3)$$

$$\varepsilon' = -\frac{2C_B}{L} \varepsilon_R \quad (3.4)$$

Onde  $E$  é o módulo de elasticidade do material das barras,  $A$  é a área de seção transversal das barras,  $A_s$  é a área de seção transversal da amostra,  $C_B$  é a velocidade de propagação de ondas mecânicas nas barras,  $L$  é a espessura da amostra,  $\varepsilon_T$  representa o valor de pulso transmitido (na barra de transmissão) e  $\varepsilon_R$  representa o valor de pulso refletido (na barra incidente).

O ensaio de compressão por Barra Hopkinson foi realizado no CTE<sub>x</sub> em equipamento da Rel Inc®, mostrado na Figura 46, com osciloscópio PicoScope® 5000 Series e sistema de amplificação de sinal Vishay® 2300 System. As barras incidente e transmitida são de aço maraging 350 e com dimensões de 19,05 mm de diâmetro e 1,78 m de comprimento, garantindo uma razão  $\frac{L}{D} > 10$ , conforme desejado. O impactador também era do mesmo material e diâmetro, porém com 203,2 mm de comprimento.



Figura 46 – Barra de compressão Hopkinson, do CTEEx.

Os corpos-de-prova empregados foram cilíndricos, com dimensões aproximadas de 7 mm de diâmetro e 3,5 mm de espessura. A Figura 47 apresenta os corpos-de-prova utilizados no ensaio. Para a análise desejada, foram testados um total de nove CP, sendo: três na condição do aço solubilizado, três na condição envelhecida a 480 °C por 3 h e três na condição envelhecida a 480 °C por 5 h.

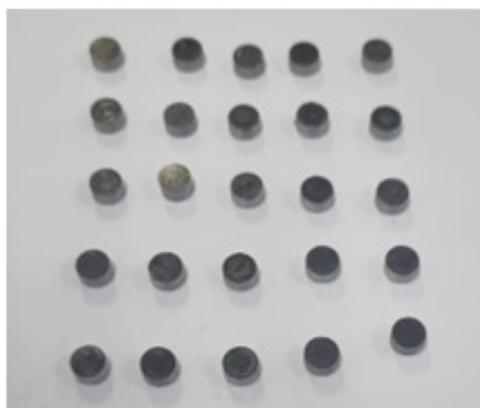


Figura 47 – Corpos-de-prova empregados no ensaio de compressão por Barra Hopkinson.

Por se tratarem de amostras com uma dureza elevada e próxima à dureza das barras do teste, foi necessária a utilização de inserts nas extremidades das barras incidente e transmitida em contato com a amostra. Isso é necessário para preservar a integridade das barras do equipamento, servindo como um “material de sacrifício” ao se trabalhar com elevadas taxas de velocidade de impacto, de modo a evitar indentações nas extremidades

das barras (SONG et al, 2017). Para isso, foram confeccionados inserts de aço maraging 350 (mesmo material das barras), nas dimensões de 19,05 mm de diâmetro e 10 mm de espessura, com durezas na faixa de 50 HRC, conforme especificação do fabricante (RELINC®, 2014). Para isso, os inserts já solubilizados foram envelhecidos a 450 °C por 3 h 30 min em um forno da marca EDG, modelo 3P-S, do Laboratório de Materiais Cerâmicos do IME. A Figura 48 (a) apresenta o forno empregado e (b) os inserts após envelhecimento. Já a Figura 48 (c) apresenta o posicionamento da amostra e inserts entre as barras incidente e transmitida no momento de execução do teste.



Figura 48 – (a) Forno empregado no tratamento dos inserts; (b) inserts após tratamento térmico; e (c) posicionamento dos inserts e amostra no momento do teste.

### 3.8 Metodologia resumida

A Figura 49 ilustra, de maneira resumida, as etapas seguidas neste trabalho.

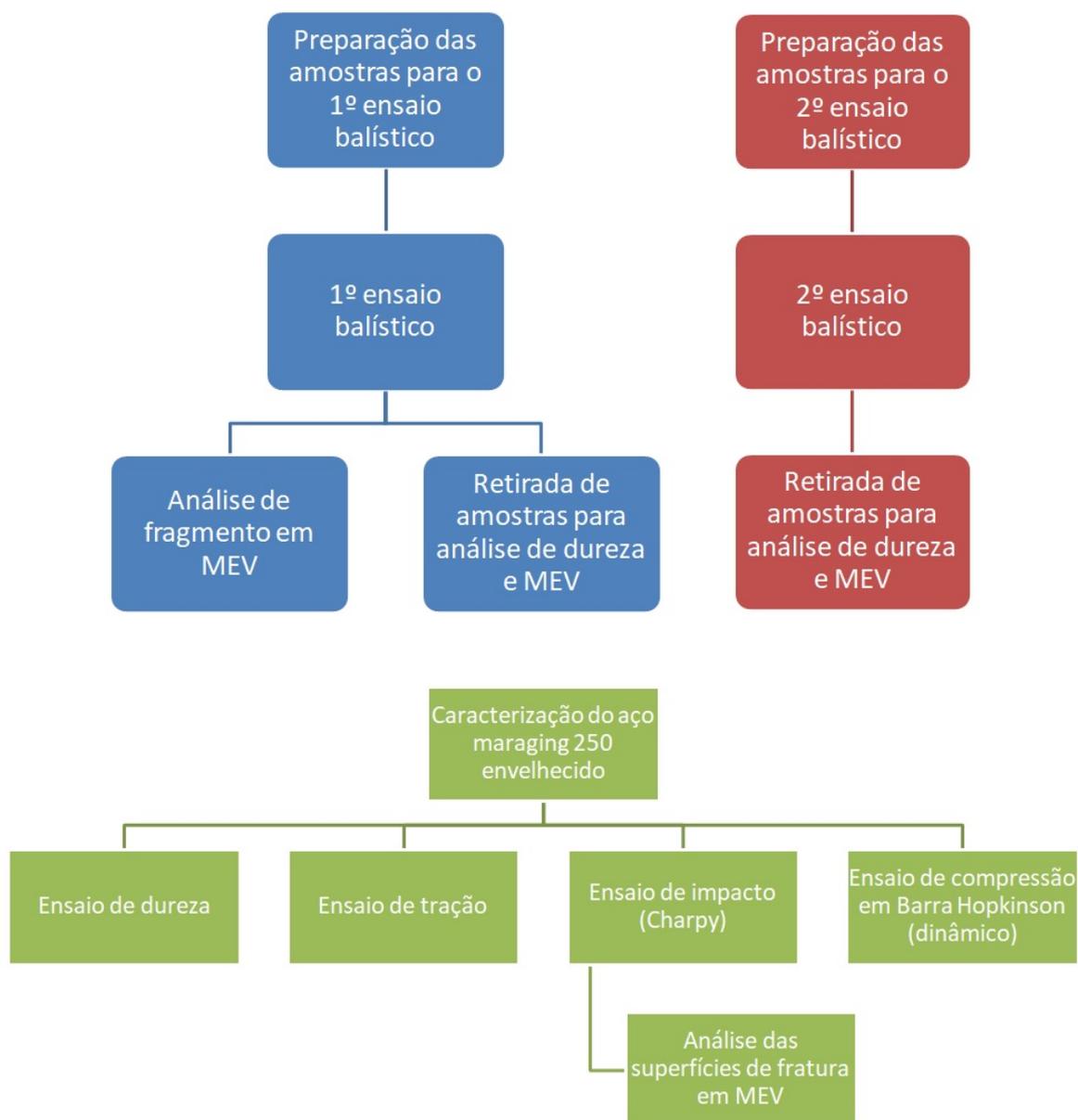


Figura 49 – Metodologia resumida.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Primeiro ensaio balístico

Os corpos-de-prova planos e poliondulares, cujos códigos e configurações foram especificados na Tabela 9, foram submetidos a teste balístico conforme detalhado na seção 3.2.

#### 4.1.1 Amostra P2

A Figura 50 apresenta a amostra P2 (plana com espaçamento de 15 mm, envelhecimento a 480 °C por 5 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

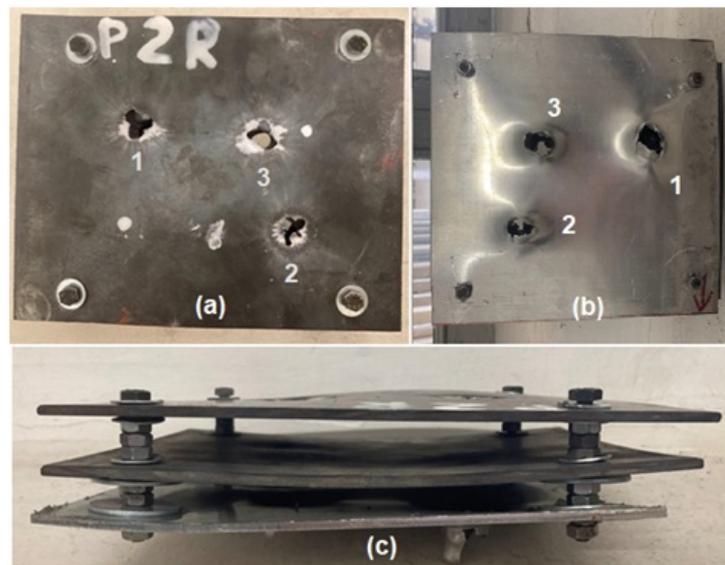


Figura 50 – Amostra P2 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

A Tabela 14 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma.

A Figura 51 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Tabela 14 – Dados dos impactos na amostra P2.

Nº impacto	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	826	820	Sim
2	821	814	Sim
3	819	812	Sim

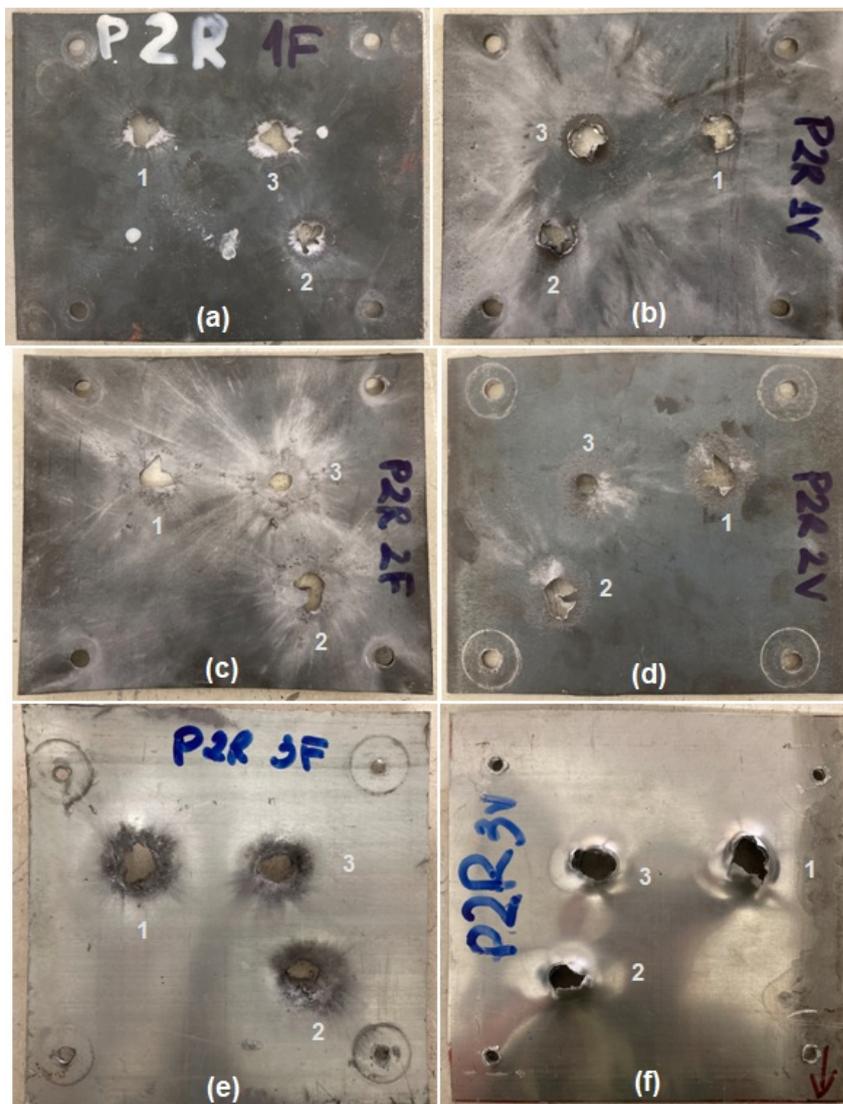


Figura 51 – Amostra P2: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra P2 não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para os três impactos realizados.

### 4.1.2 Amostra T2

A Figura 52 apresenta a amostra T2 (poliondular com espaçamento de 15 mm, envelhecimento a 480 °C por 5 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

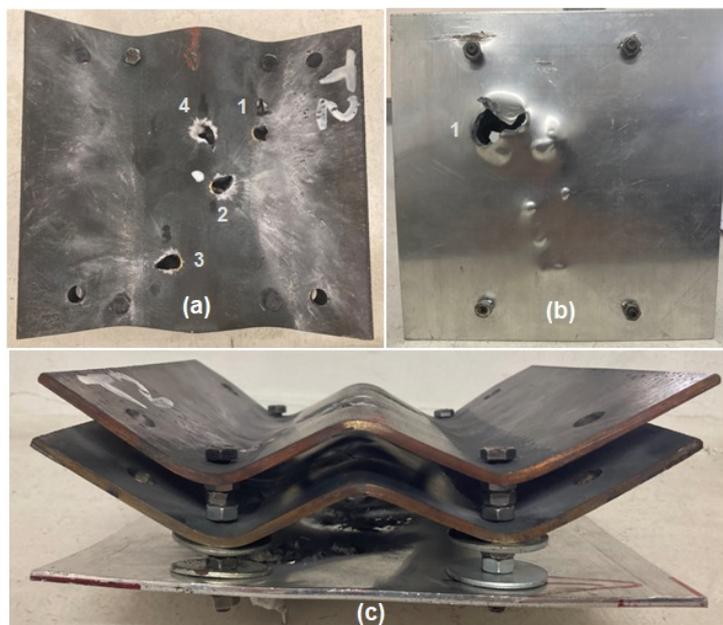


Figura 52 – Amostra T2 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

A Tabela 15 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma, e a respectiva região de acordo com a geometria do CP.

Tabela 15 – Dados dos impactos na amostra T2.

Nº impacto	Região	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	Côncava	832	824	Sim
2	Inclinada	821	814	Não
3	Inclinada	829	821	Não
4	Convexa	823	815	Não

A Figura 53 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho. Nesta amostra foram realizados quatro impactos, já que o segundo tiro atingiu a região inclinada do CP, ao invés da região de pico, como inicialmente planejado. Pequenos desvios do ponto sinalizado pelo laser podem ocorrer durante o ensaio, sendo necessário, portanto, aumentar a quantidade de tiros para garantir pelo menos um em cada região crítica da geometria poliondular.

Ressalta-se que a realização de um tiro a mais se trata de um critério mais exigente, já que, mesmo com um impacto adicional, não houve perfuração da placa testemunha.

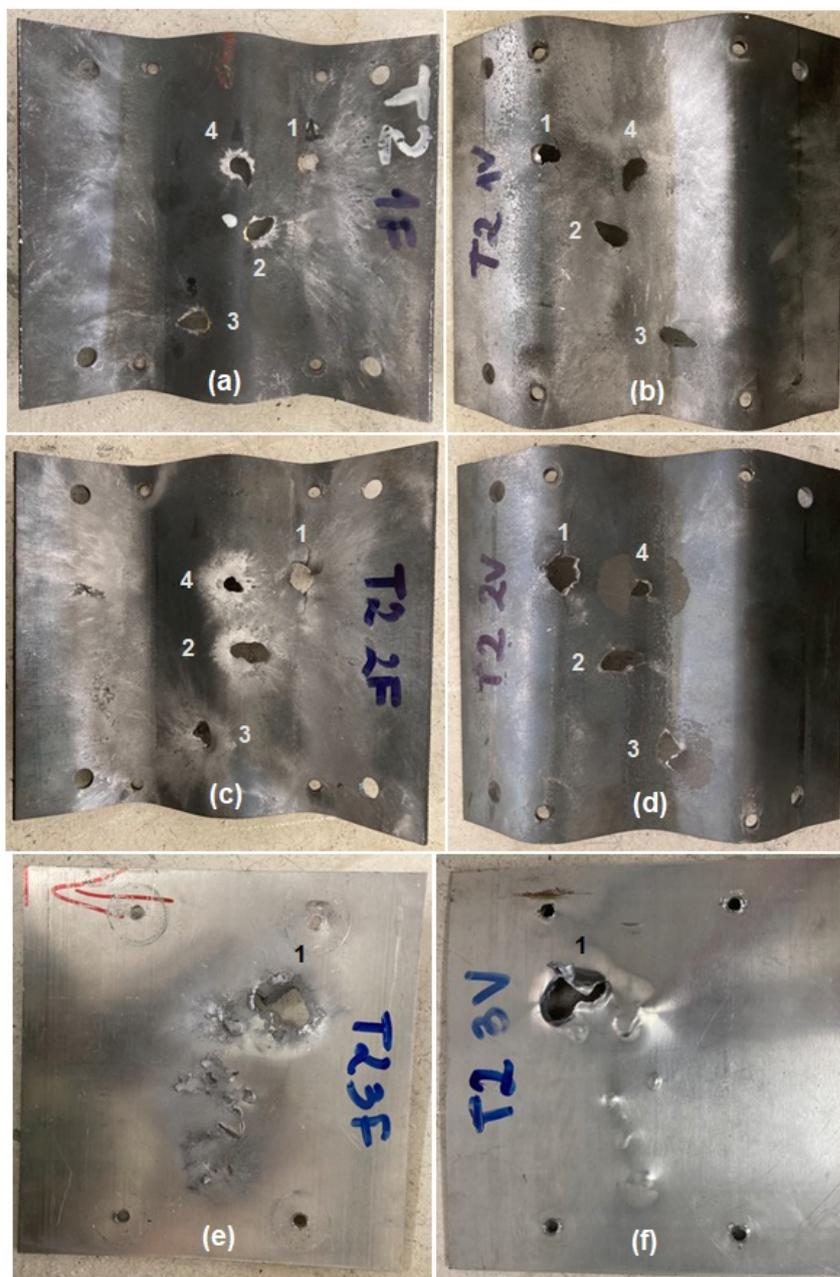


Figura 53 – Amostra T2: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunha.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra T2 não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para o primeiro impacto realizado, na região côncava (vale). Entretanto, tal CP já apresenta melhor comportamento do que a amostra P2, já que somente um do total de quatro impactos gerou perfuração da placa testemunha. Apesar dessa melhoria, pode-se observar pela Figura 53, que ambas as camadas de aço maraging foram perfuradas pelos quatro impactos.

Em comparação com os resultados obtidos por Cunha (2019), acredita-se que houve uma queda de desempenho, já que, mesmo com espaçamento reduzido (o autor uniu as placas por meio de solda, que quebrou após o primeiro impacto e, portanto, reduziu o espaçamento entre as camadas), ele obteve resultados de perfuração somente da primeira placa de aço maraging para impactos fora da região de vale. Sendo assim, acredita-se que o envelhecimento a 480 °C por 3h talvez apresente condições mais favoráveis para o comportamento balístico do material.

Por fim, ressalta-se que, assim como observado por Cunha (2019) e Dacal (2021), o material apresentou pior desempenho na região de vale, caracterizando-se como uma área de fragilização da blindagem.

### 4.1.3 Amostra P3R

A Figura 54 apresenta a amostra P3R (plana com espaçamento de 30 mm, envelhecimento a 480 °C por 5 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

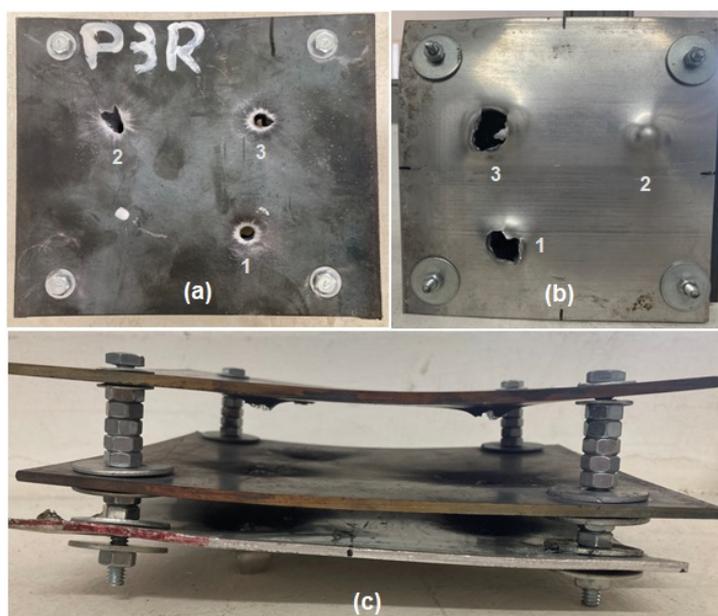


Figura 54 – Amostra P3R e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

A Tabela 16 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma.

A Figura 55 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Tabela 16 – Dados dos impactos na amostra P3R.

Nº impacto	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	835	827	Sim
2	826	819	Não
3	NR*	NR*	Sim

\*Não registrada pelo equipamento.

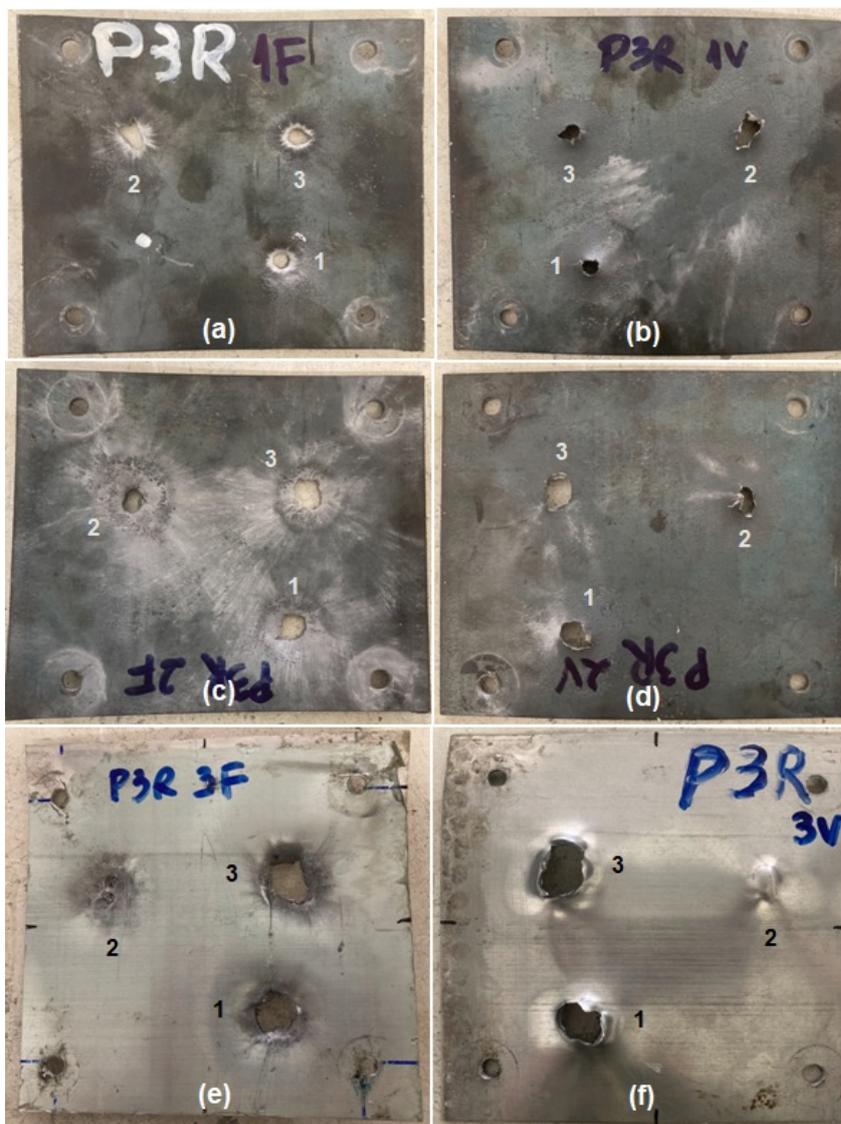


Figura 55 – Amostra P3R: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra P3R não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para dois dos três impactos realizados. Observa-se que o segundo impacto, que não causou perfuração, parece ter incidido de maneira inclinada na amostra, pelo perfil em elipse apresentado pelo tiro na face frontal da primeira camada.

#### 4.1.4 Amostra T3

A Figura 56 apresenta a amostra T3 (poliindular com espaçamento de 30 mm, envelhecimento a 480 °C por 5 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

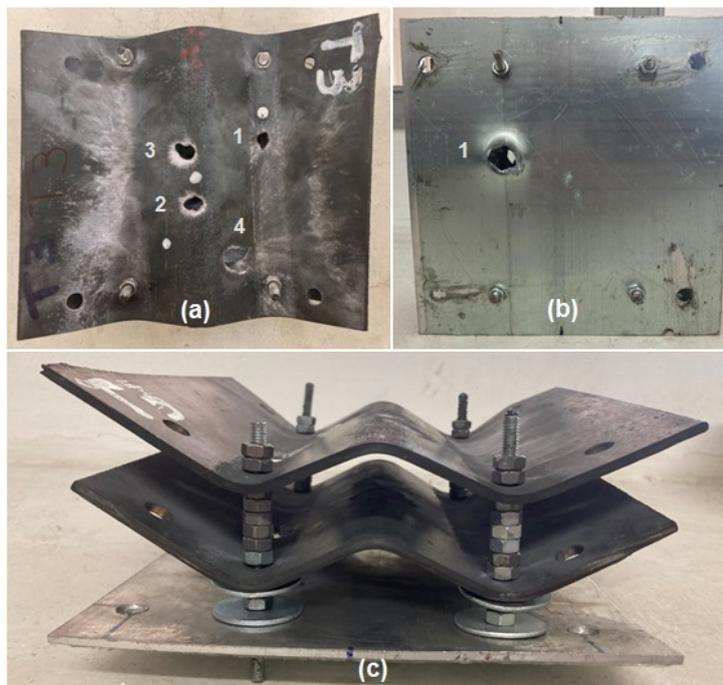


Figura 56 – Amostra T3 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

A Tabela 17 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma, e a respectiva região de acordo com a geometria do CP.

Tabela 17 – Dados dos impactos na amostra T3.

Nº impacto	Região	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	Côncava	817	810	Sim
2	Convexa	823	814	Não
3	Convexa	821	814	Não
4	Inclinada	NR*	NR*	Não

\*Não registrada pelo equipamento.

A Figura 57 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho. Nesta amostra foram realizados quatro impactos, já que o terceiro tiro atingiu a região de pico do CP, ao invés da

região inclinada, como inicialmente planejado. Pequenos desvios do ponto sinalizado pelo laser podem ocorrer durante o ensaio, sendo necessário, portanto, aumentar a quantidade de tiros para garantir pelo menos um em cada região crítica da placa poliondular. Ressalta-se que a realização de um tiro a mais se trata de um critério mais exigente, já que, mesmo com um impacto adicional, não houve perfuração da placa testemunha.

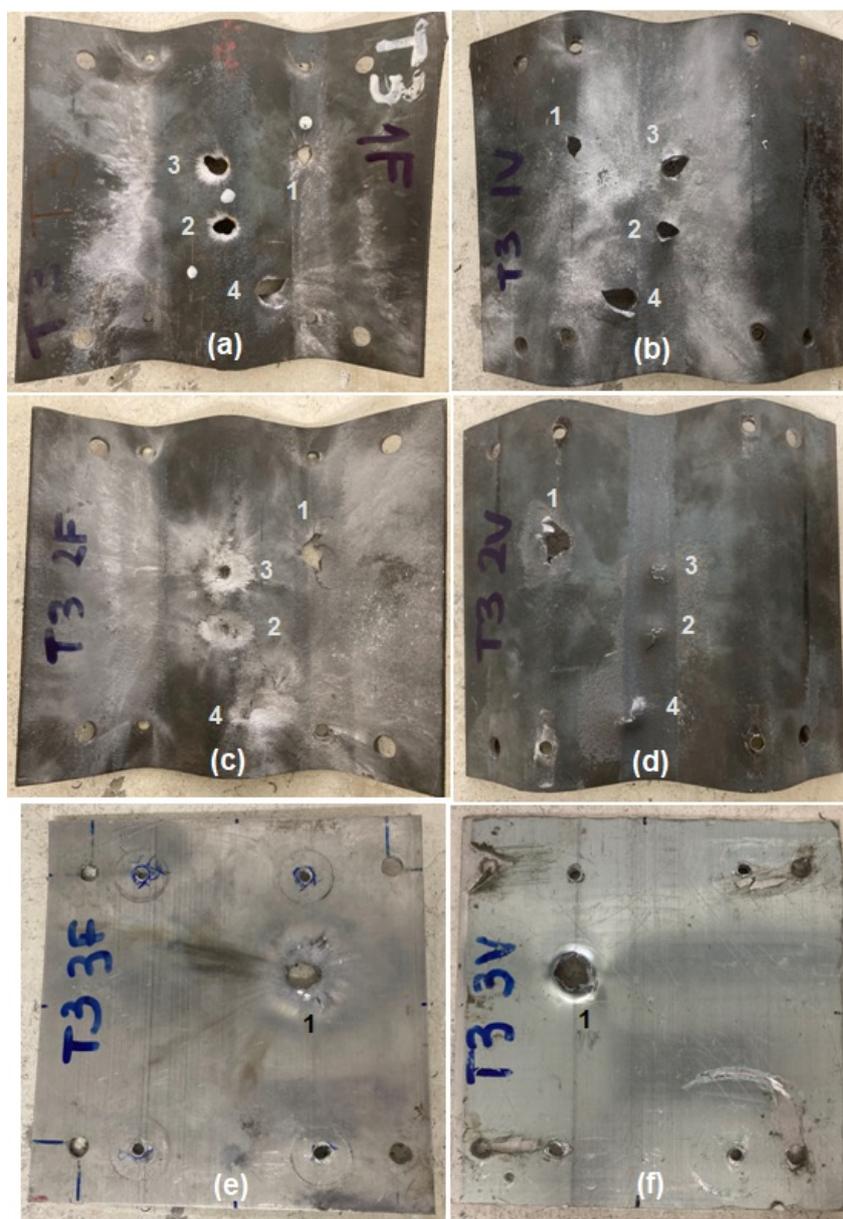


Figura 57 – Amostra T3: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunha.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra T3 não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para o primeiro impacto realizado, na região côncava (vale). Entretanto, tal CP apresenta melhor comportamento do que a amostra P3R, já que somente um do total de quatro impactos gerou perfuração da placa testemunha.

Diferentemente da amostra T2, que teve a segunda camada de aço maraging perfurada para os tiros fora da região de vale (intermediária e pico), a amostra T3 só teve perfuração na primeira camada para essas regiões, conforme pode ser observado na Figura 57. Sendo assim, pode-se dizer que a amostra T3 apresentou um desempenho balístico melhor do que a amostra T2.

Por fim, ressalta-se que o pior desempenho do material foi na região de vale do CP, conforme já observado na amostra T2.

#### 4.1.5 Amostra P4R

A Figura 58 apresenta a amostra P4R (plana com espaçamento de 40 mm, envelhecimento a 480 °C por 5 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

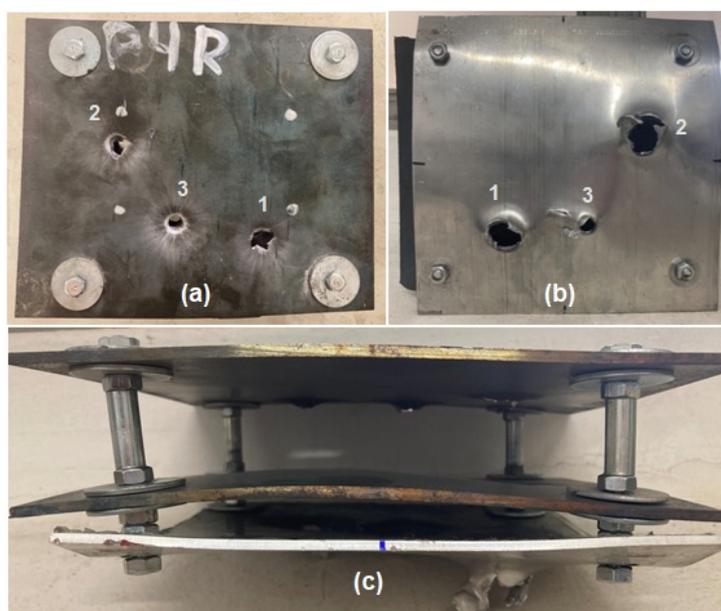


Figura 58 – Amostra P4R e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

A Tabela 18 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma.

A Figura 59 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra P4R não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para os três impactos realizados.

Tabela 18 – Dados dos impactos na amostra P4R.

Nº impacto	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	823	815	Sim
2	825	816	Sim
3	825	816	Sim

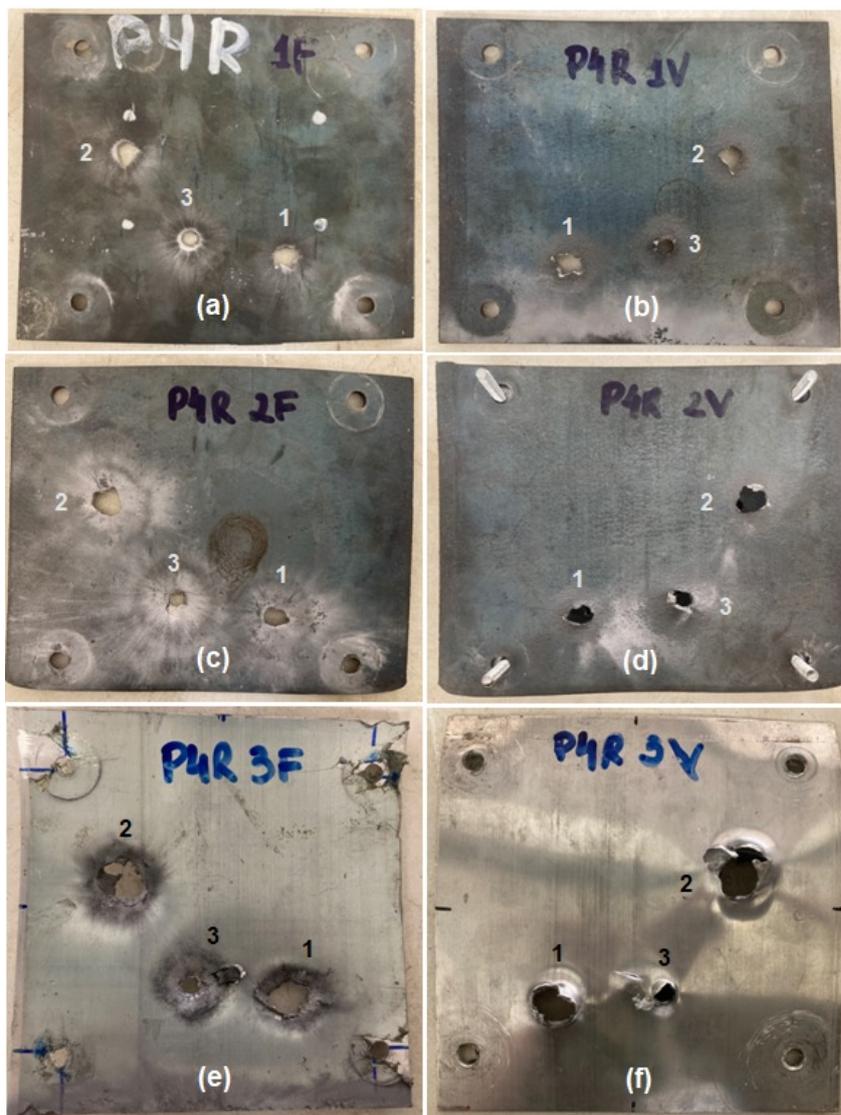


Figura 59 – Amostra P4R: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

#### 4.1.6 Amostra T4

A Figura 60 apresenta a amostra T4 (poliondular com espaçamento de 40 mm, envelhecimento a 480 °C por 5 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

A Tabela 19 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na

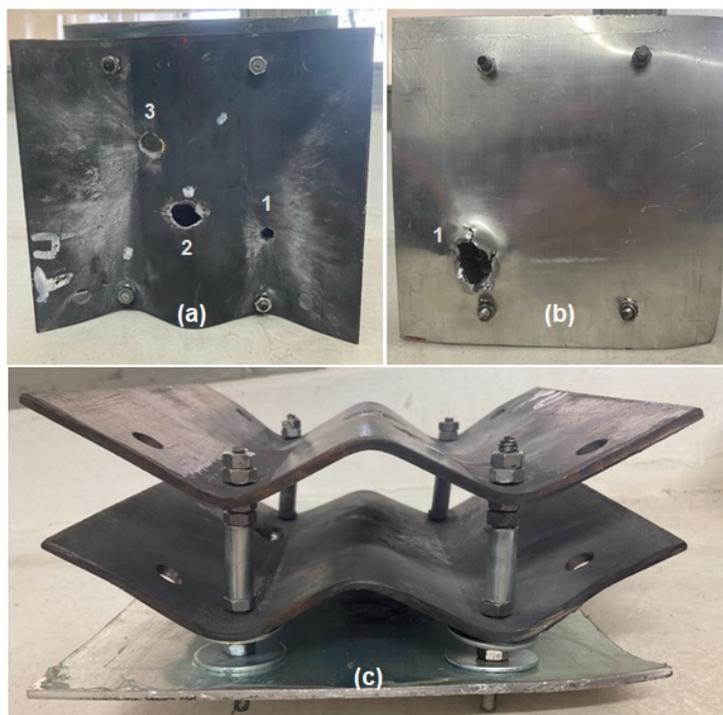


Figura 60 – Amostra T4 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma, e a respectiva região de acordo com a geometria do CP.

Tabela 19 – Dados dos impactos na amostra T4.

Nº impacto	Região	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	Côncava	846	838	Sim
2*	Convexa	822	814	Não
3	Inclinada	835	828	Não

\*fragmento gerado após o impacto: análise em MEV.

A Figura 61 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra T4 não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para o primeiro impacto realizado, na região côncava (vale). Entretanto, tal CP apresenta melhor comportamento do que a amostra P4R, já que somente um do total de quatro impactos gerou perfuração da placa testemunha.

Em relação à amostra T3, não é possível dizer se houve melhoria do desempenho balístico, já que ambas perfuraram na região côncava (vale) e não perfuraram nas demais.

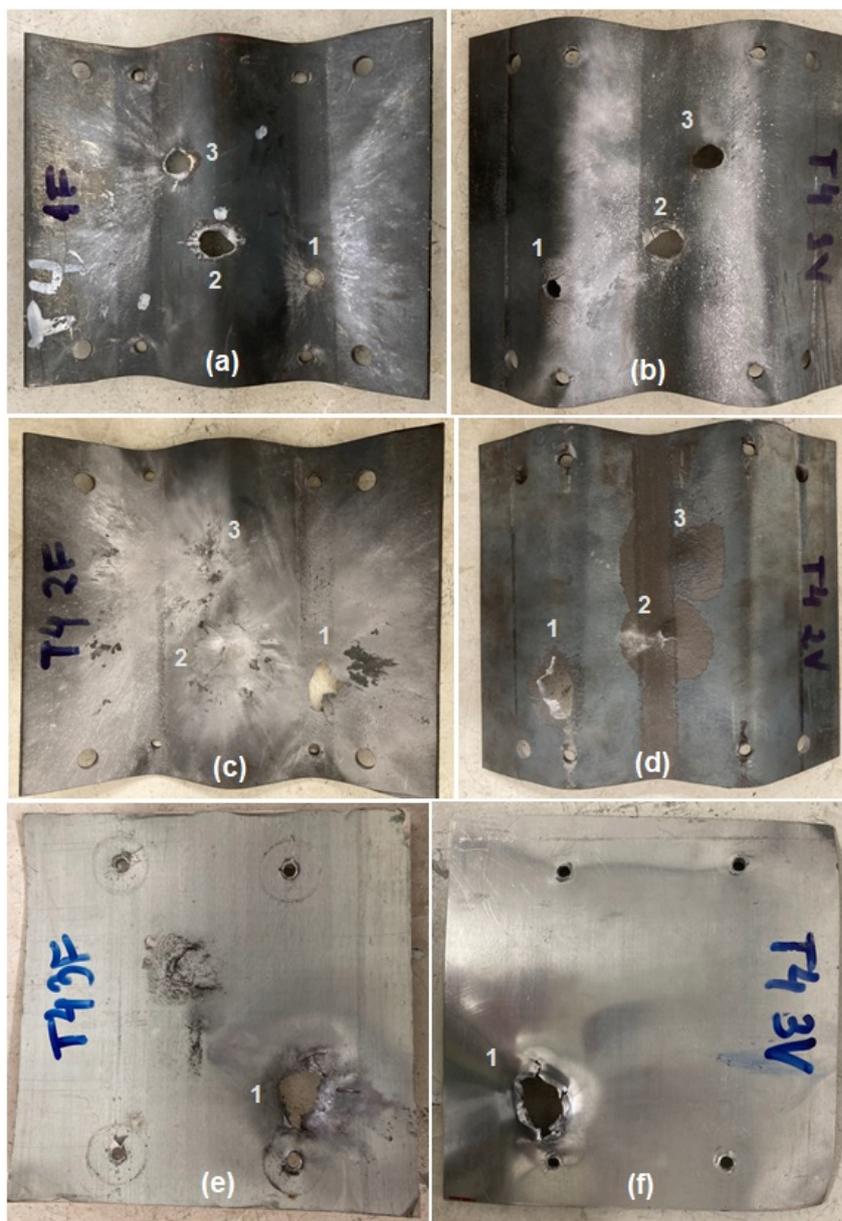


Figura 61 – Amostra T4: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Além disso, para os impactos na região inclinada e convexa, ambas tiveram perfuração da primeira camada de aço maraging, porém não tiveram da segunda, conforme pode ser observado na Figura 61.

Por fim, ressalta-se que o pior desempenho do material foi na região de vale do CP, conforme já observado na amostra T2 e T3.

#### 4.1.7 Análise da superfície de fratura em MEV

Um fragmento de aço gerado pelo 2º tiro (região de pico) da amostra T4 foi analisado em MEV. A Figura 62 apresenta as micrografias obtidas em MEV da superfície do fragmento

em questão. É possível observar que as regiões analisadas apresentam características de fratura do tipo frágil, condição esperada para o aço maraging após o envelhecimento.

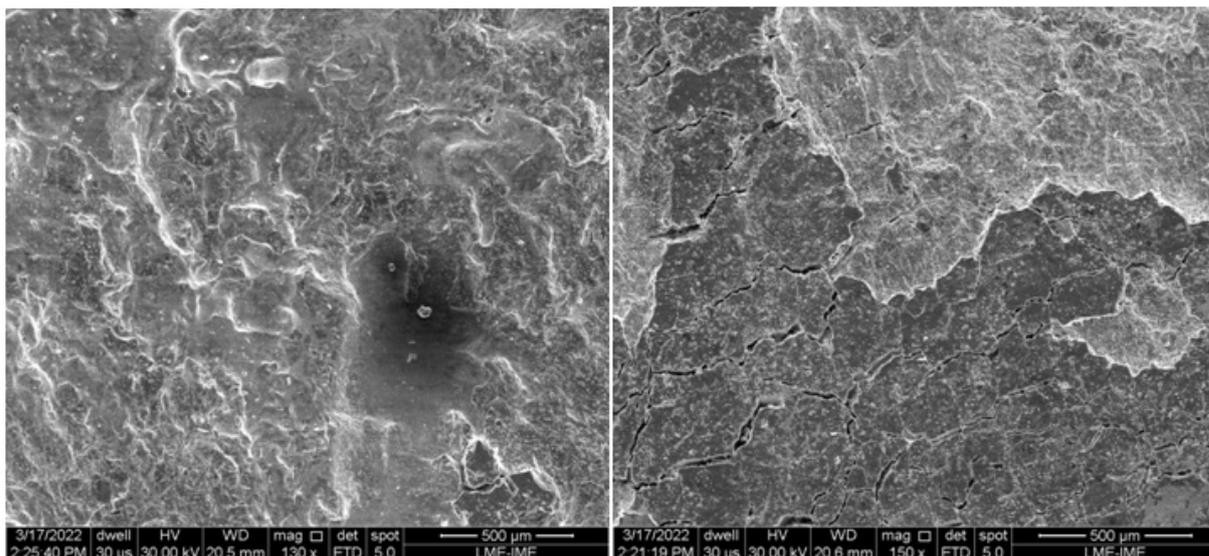


Figura 62 – Superfície de fratura do fragmento de aço maraging analisado em MEV – (a) ampliação de 130x; e (b) de 150x.

Com uma maior ampliação, de 2500x, foi possível observar a presença de regiões esféricas na superfície do material. De modo a verificar a composição química dessas regiões, foi realizada uma análise de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) das áreas com diferentes colorações. A Figura 63 apresenta as micrografias da superfície da amostra com uma ampliação de 2500x. Nas letras (a) e (b) estão indicadas as regiões cuja composição química foi analisada (Pontos 1 e 2).

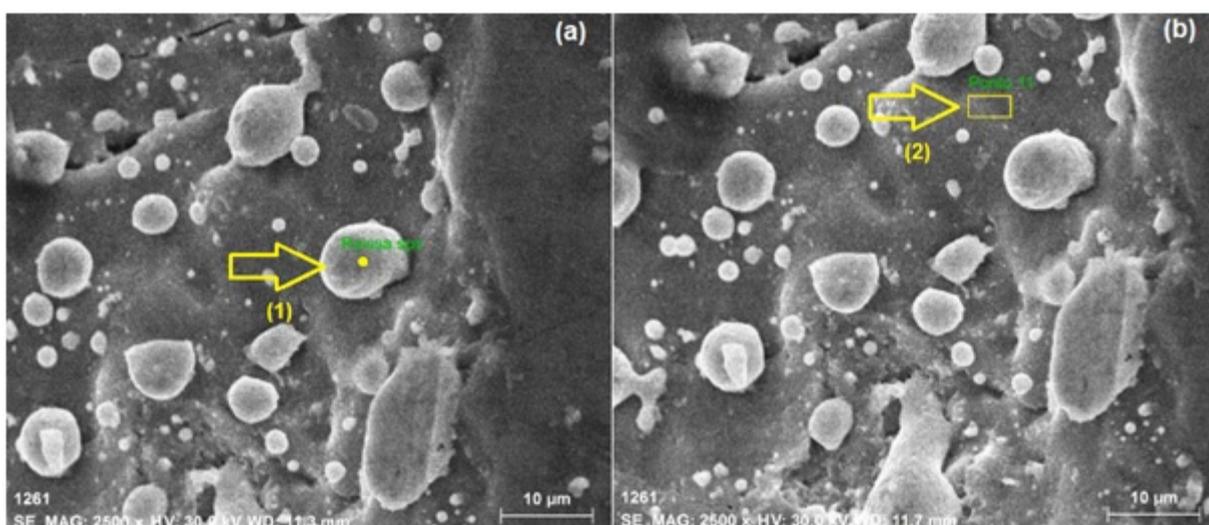


Figura 63 – Micrografias de MEV da superfície do fragmento, indicando as regiões analisadas por EDS.

A Figura 64 e a Tabela 20 apresentam, respectivamente, o espectro e a composição

química da região esférica clara (Figura 63a – Ponto 1). De acordo com o resultado, o maior percentual atômico é do elemento chumbo, indicando se tratar de micro partículas resultantes da fragmentação do núcleo do projétil. Isso explica as regiões esbranquiçadas observadas nas diferentes camadas das amostras após os testes balísticos, principalmente na face frontal da segunda camada de aço maraging, conforme pode ser visualizado na letra (c) das Figuras 51, 53, 55, 57, 59 e 61.

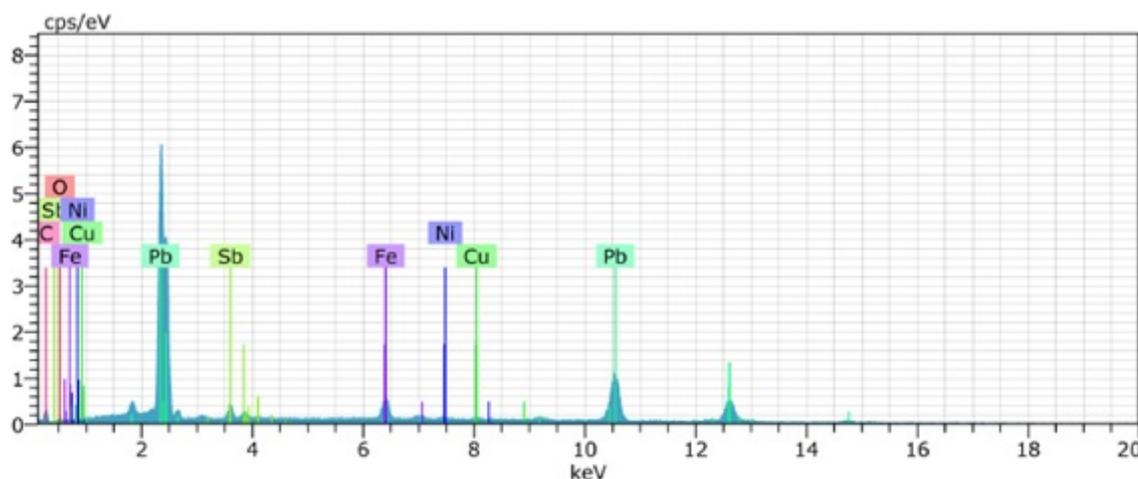


Figura 64 – Espectro da região esférica de cor clara (Figura 63a – Ponto 1) analisada por EDS.

Tabela 20 – Composição química da região esférica de cor clara (Figura 63a – Ponto 1) analisada por EDS.

Elemento	Nº Atômico	Composição em massa (% m)	Composição atômica (% at)
Pb	82	86,03	44,13
Fe	26	4,59	8,73
C	6	3,93	34,81
Sb	51	3,20	2,80
O	8	1,15	7,64
Cu	29	0,57	0,95
Ni	28	0,52	0,94

A Figura 65 e a Tabela 21 apresentam, respectivamente, o espectro e a composição química da região escura (Figura 63b – Ponto 2). De acordo com o resultado, observa-se um alto teor atômico de ferro, indicando se tratar da superfície do próprio aço maraging do corpo-de-prova, cuja composição principal é do elemento Fe (vide Tabela 8).

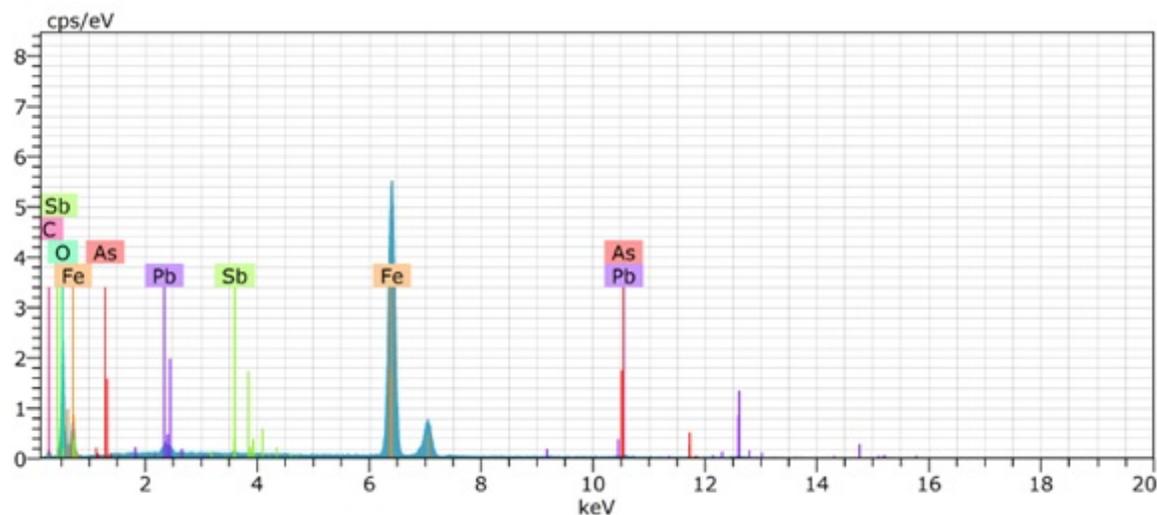


Figura 65 – Espectro e composição química da região escura (Figura 63b – Ponto 2) analisada por EDS.

Tabela 21 – Composição química da região escura (63b – Ponto 2) analisada por EDS.

Elemento	Nº Atômico	Composição em massa (% m)	Composição atômica (% at)
Fe	26	70,10	43,14
O	8	21,75	46,71
Pb	82	4,75	0,79
C	6	3,25	9,31
Sb	51	0,16	0,04

#### 4.1.8 Resumo do primeiro ensaio balístico

A Tabela 22 apresenta um resumo dos resultados obtidos na execução do primeiro ensaio balístico.

Em geral, sobre o primeiro ensaio balístico, os seguintes pontos puderam ser destacados:

a) Foi possível observar a presença de manchas esbranquiçadas, com formato radial, a partir do ponto de impacto para diversas amostras e, em particular, na face frontal da segunda camada de aço maraging. Acredita-se que essas manchas sejam provenientes da fragmentação do projétil de chumbo durante o impacto, fato indicado pela análise por EDS realizada em MEV de um fragmento gerado durante os ensaios.

b) Verificou-se um desempenho balístico superior das amostras poliondulares quando são comparados os mesmos materiais, com mesmo espaçamento;

c) Entre as amostras poliondulares, observou-se um desempenho balístico superior das amostras com maiores espaçamento (30 e 40 mm) em relação à amostra de menor

Tabela 22 – Resumo dos resultados do primeiro ensaio balístico.

<b>Amostra P2R</b> (Env.: 480 °C, 5 h)			<b>Amostra T2*</b> (Env.: 480 °C, 5 h)		
<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>	<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>
1 <sup>a</sup> (aço)	3	Planas	1 <sup>a</sup> (aço)	4	Todas
2 <sup>a</sup> (aço)	3	Planas	2 <sup>a</sup> (aço)	4	Todas
3 <sup>a</sup> (Al)	3	Planas	3 <sup>a</sup> (Al)	1	Côncava
<b>Amostra P3R</b> (Env.: 480 °C, 5 h)			<b>Amostra T3*</b> (Env.: 480 °C, 5 h)		
<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>	<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>
1 <sup>a</sup> (aço)	3	Planas	1 <sup>a</sup> (aço)	4	Todas
2 <sup>a</sup> (aço)	3	Planas	2 <sup>a</sup> (aço)	1	Côncava
3 <sup>a</sup> (Al)	2	Planas	3 <sup>a</sup> (Al)	1	Côncava
<b>Amostra P4R</b> (Env.: 480 °C, 5 h)			<b>Amostra T4</b> (Env.: 480 °C, 5 h)		
<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>	<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>
1 <sup>a</sup> (aço)	3	Planas	1 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas
2 <sup>a</sup> (aço)	3	Planas	2 <sup>a</sup> (aço)	1	Côncava
3 <sup>a</sup> (Al)	3	Planas	3 <sup>a</sup> (Al)	1	Côncava

\*Amostras que tiveram um impacto a mais, totalizando quatro impactos.

Obs.: Todas as regiões de impacto nas placas poliondulares = côncava, convexa e inclinada.

espaçamento (15 mm). Entre as amostras de maior espaçamento, entretanto, não foi possível determinar uma diferença significativa de resultado;

d) Da comparação da amostra de menor espaçamento (15 mm) com o material testado por Cunha (2019), observa-se uma piora do comportamento balístico. Tal fato indica que o tratamento térmico do aço maraging utilizado pelo autor (480 °C, por 3 h) talvez apresente resultados melhores do que o tratamento térmico realizado nesta primeira etapa (480 °C, por 5 h) para fins de desempenho balístico do material. As propriedades do material nas duas condições de envelhecimento foram comparadas nas etapas posteriores do presente trabalho, por meio de ensaios de caracterização do aço maraging 250 em ambas as condições de envelhecimento.

e) Nas amostras com melhor desempenho balístico (T3 e T4), a região côncava, tal como observado por Cunha (2019), apresentou-se como um ponto de fragilidade do material, havendo perfuração para todas as amostras nessa região.

Para esta etapa, concluiu-se que, nas condições analisadas, um espaçamento entre camadas maior indica uma melhoria do desempenho balístico. Entretanto, não foi possível observar diferenças significativas entre os comportamentos das amostras com espaçamento de 30 e 40 mm. Sendo assim, de modo a minimizar a espessura total da blindagem, optou-se por prosseguir nas etapas seguintes do trabalho com o espaçamento de 30 mm.

Além disso, devido ao melhor comportamento apresentado pelo material estudado por Cunha (2019) para condições de menor espaçamento, optou-se por analisar a influência da variação do tratamento térmico no desempenho balístico.

## 4.2 Segundo ensaio balístico

### 4.2.1 Amostra T3-SD-35

A Figura 66 apresenta a amostra T3-SD-35 (poliondular, espaçamento de 30 mm, configuração sem desvio, primeira camada com envelhecimento a 480 °C por 3 h e segunda camada com envelhecimento 480 °C por 5 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

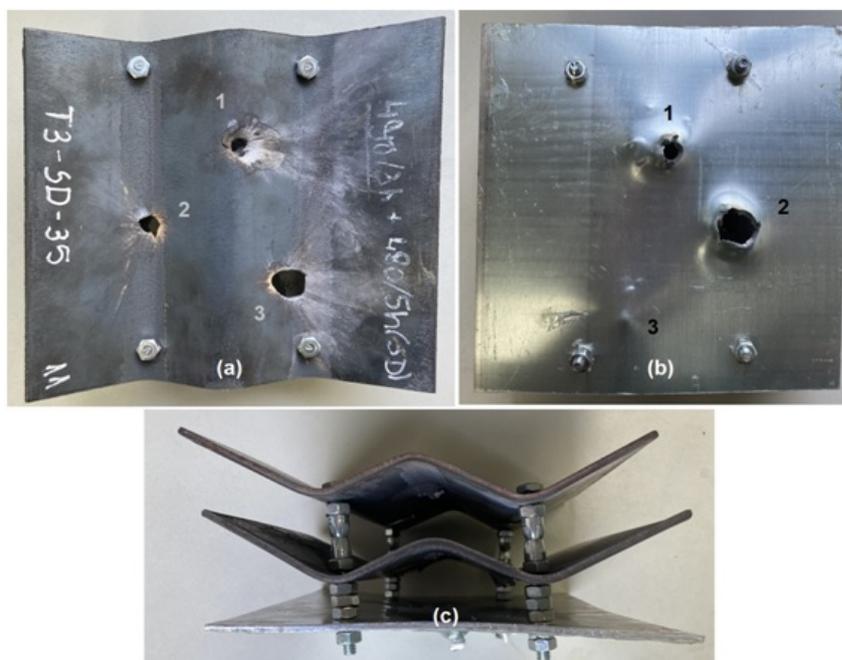


Figura 66 – Amostra T3-SD-35 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

A Tabela 23 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição

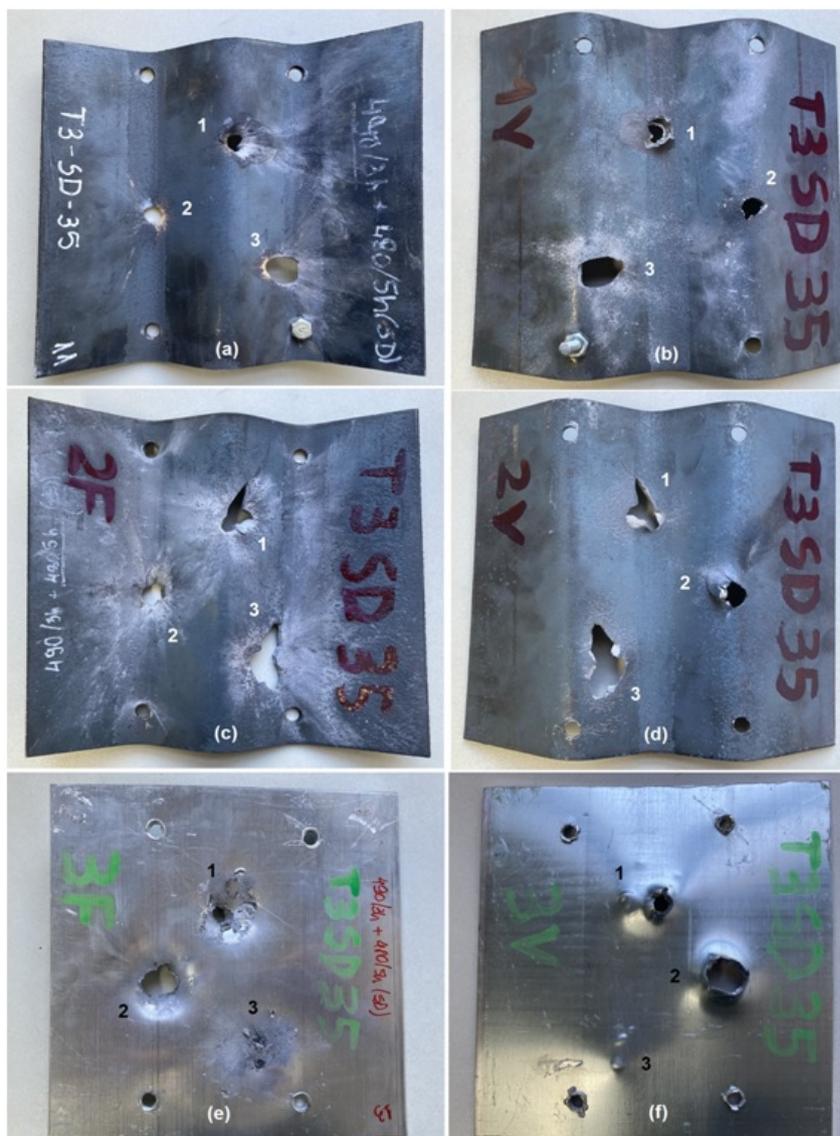


Figura 67 – Amostra T3-SD-35: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho

da placa testemunho, conforme previsto em norma, e a respectiva região de acordo com a geometria do CP.

Tabela 23 – Dados dos impactos na amostra T3-SD-35.

Nº impacto	Região	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	Convexa	832	822	Sim
2	Côncava	800	791	Sim
3	Inclinada	834	824	Não

A Figura 67 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada (envelhecimento a 480 °C por 3 h); frontal (c) e distal (d) da 2ª camada (envelhecimento a 480 °C por 5 h); e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra T3-SD-35 não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para dois dos impactos realizados, na região côncava (vale) e convexa (pico).

Em relação à amostra T3, é possível dizer que houve uma queda do desempenho balístico, já que a amostra T3 foi perfurada somente na região côncava e a amostra T3-SD-35 foi perfurada tanto na região côncava quanto na convexa. Além disso, para os impactos na região inclinada e convexa da amostra T3, ambas tiveram perfuração da primeira camada de aço maraging, porém não tiveram da segunda. Já na amostra T3-SD-35, foram observadas perfurações na primeira e segunda camada para todos os impactos, conforme pode ser observado na Figura 67.

#### 4.2.2 Amostra T3-SD-33

A Figura 68 apresenta a amostra T3-SD-33 (poliondular, espaçamento de 30 mm, configuração sem desvio, primeira e segunda camadas com envelhecimento a 480 °C por 3 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

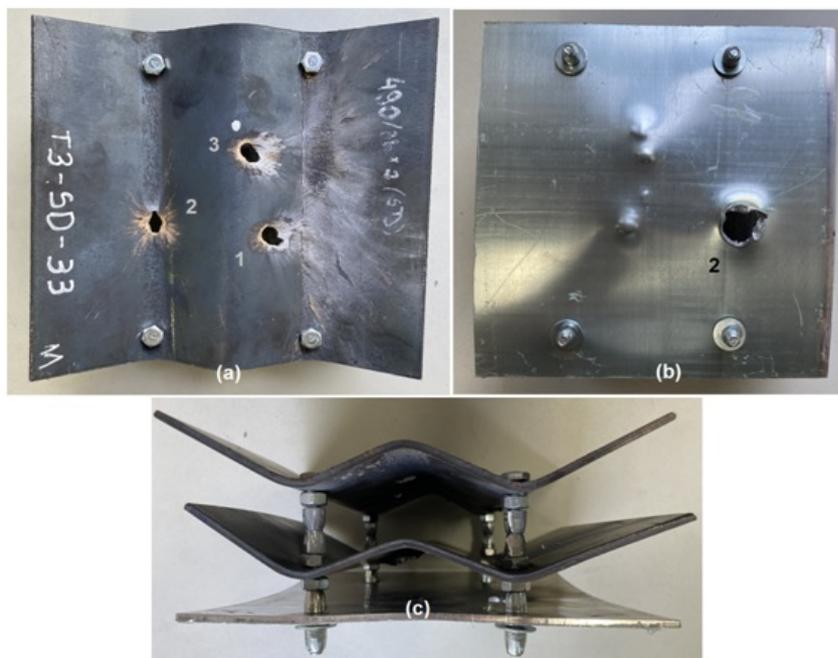


Figura 68 – Amostra T3-SD-33 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

A Tabela 24 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma, e a respectiva região de acordo com a geometria do CP.

Tabela 24 – Dados dos impactos na amostra T3-SD-33.

Nº impacto	Região	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	Inclinada	836	826	Não
2	Côncava	830	821	Sim
3	Convexa	827	817	Não

A Figura 69 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada (envelhecimento a 480 °C por 3 h); frontal (c) e distal (d) da 2ª camada (envelhecimento a 480 °C por 3 h); e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra T3-SD-33 não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para um dos impactos realizados, na região côncava (vale).

Em relação à amostra T3-SD-35, é possível dizer que houve melhoria do desempenho balístico, já que a amostra T3-SD-33 foi perfurada somente na região côncava e a amostra T3-SD-35 foi perfurada tanto na região côncava quanto na convexa. Em relação à amostra T3, houve queda no desempenho, já que a amostra T3-SD-33 teve perfurações na primeira e segundas camadas para os impactos nas regiões convexa e inclinada, já a amostra T3 teve perfuração somente da primeira camada para esses mesmos impactos. Essas observações podem ser visualizadas na Figura 69.

### 4.2.3 Amostra T3-CD

A Figura 70 apresenta a amostra T3-CD (poliondular, espaçamento de 30 mm, configuração com desvio, primeira e segunda camadas com envelhecimento a 480 °C por 5 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

A Tabela 25 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma, e a respectiva região de acordo com a geometria do CP.

Tabela 25 – Dados dos impactos na amostra T3-CD.

Nº impacto	Região*	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	Côncava	828	819	Sim
2	Convexa	833	822	Não
3	Inclinada	816	807	Sim

\*Em relação à primeira placa.

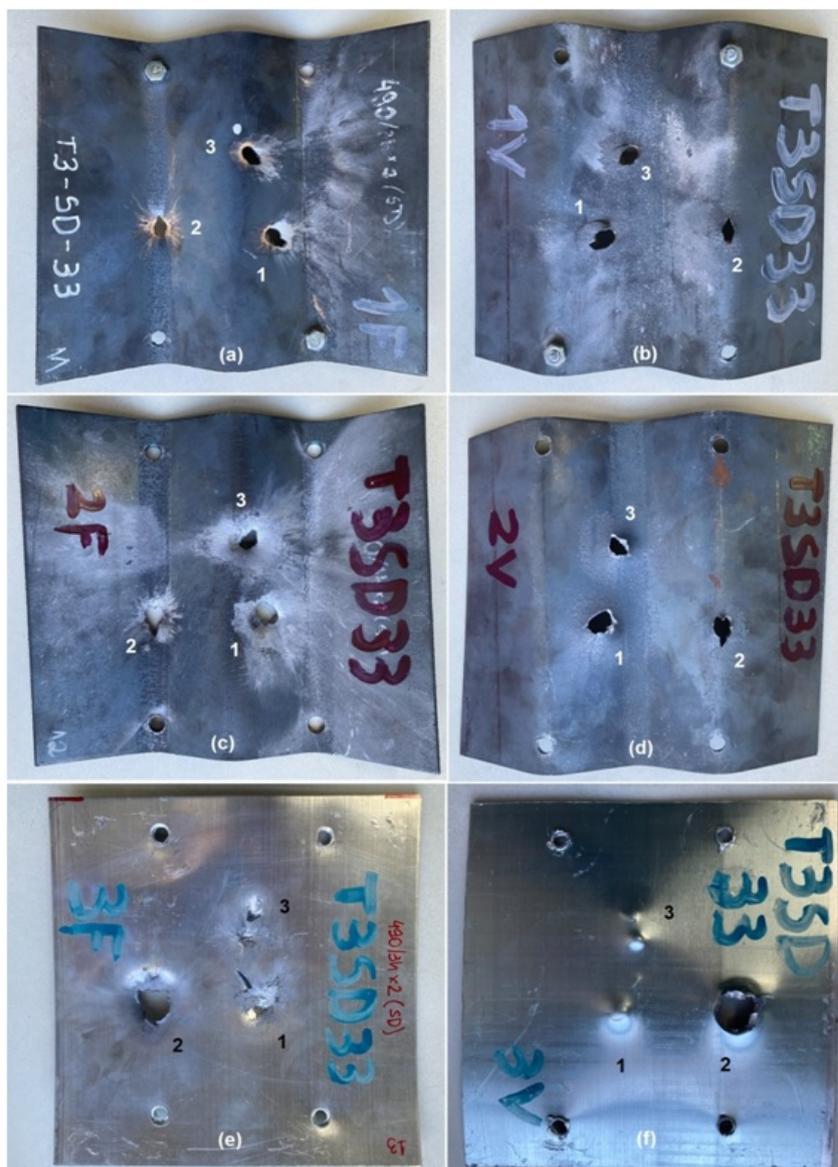


Figura 69 – Amostra T3-SD-33: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e distal (f) da placa testemunho

A Figura 71 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada (envelhecimento a 480 °C por 3 h); frontal (c) e distal (d) da 2ª camada (envelhecimento a 480 °C por 3 h); e frontal (e) e distal (f) da placa testemunho.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra T3-CD não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para dois dos impactos realizados, na região côncava (vale) e inclinada.

Em relação à amostra T3, é possível dizer que houve uma queda do desempenho balístico, já que a amostra T3 foi perfurada somente na região côncava e a amostra T3-CD foi perfurada tanto na região côncava quanto na inclinada. Além disso, para o impacto na região convexa da amostra T3, houve perfuração somente da primeira camada de aço

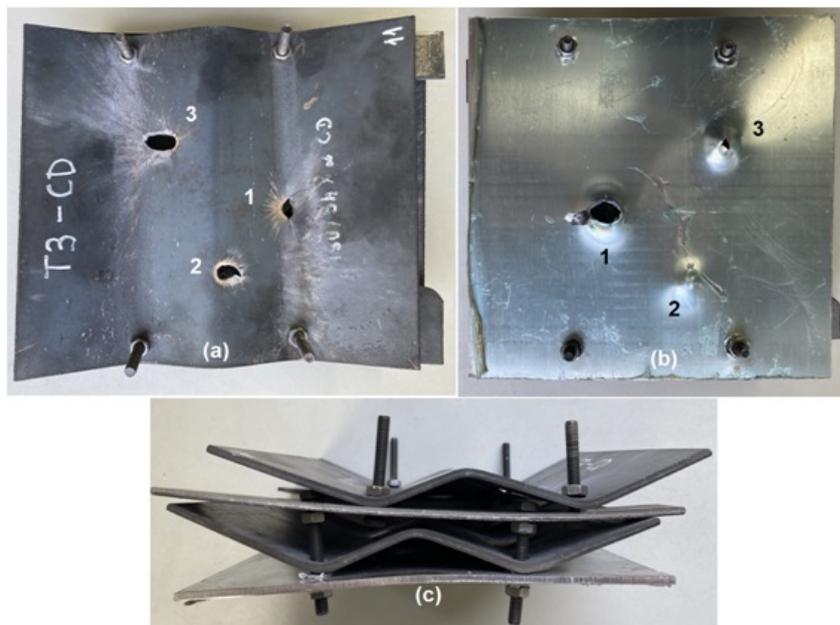


Figura 70 – Amostra T3-CD e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

maraging. Já na amostra T3-CD, foram observadas perfurações na primeira e segunda camadas para todos os impactos, conforme pode ser observado na Figura 71.

#### 4.2.4 Amostra T3-CD-35

A Figura 72 apresenta a amostra T3-CD-35 (poliindular, espaçamento de 30 mm, configuração com desvio, primeira camada com envelhecimento a 480 °C por 3 h e segunda camada com envelhecimento a 480 °C por 5 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

A Tabela 26 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma, e a respectiva região de acordo com a geometria do CP.

Tabela 26 – Dados dos impactos na amostra T3-CD-35.

Nº impacto	Região*	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	Convexa	832	821	Sim
2	Côncava	835	825	Sim
3	Inclinada	831	822	Sim

\*Em relação à primeira placa.



Figura 71 – Amostra T3-CD: Faces frontal (a) e distal (b) da 1<sup>a</sup> camada; frontal (c) e distal (d) da 2<sup>a</sup> camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho

A Figura 73 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1<sup>a</sup> camada (envelhecimento a 480 °C por 3 h); frontal (c) e distal (d) da 2<sup>a</sup> camada (envelhecimento a 480 °C por 3 h); e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra T3-CD-35 não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para todos os impactos realizados.

Em relação à amostra T3, é possível dizer que houve uma queda do desempenho balístico, já que a amostra T3 foi perfurada somente na região côncava e a amostra T3-CD-35 foi perfurada em todas as regiões impactadas. Em relação à amostra T3-SD-35, pode-se afirmar que também houve uma piora no desempenho balístico, já que houve

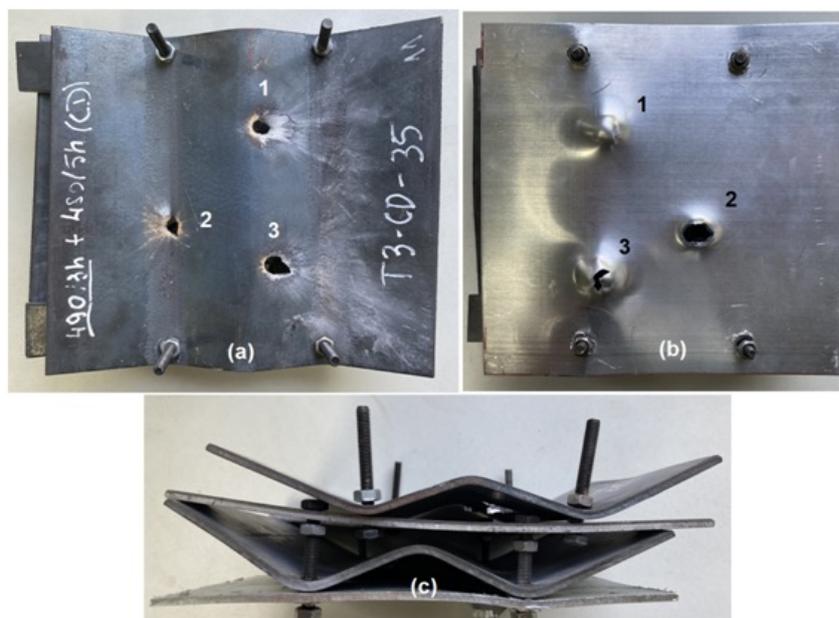


Figura 72 – Amostra T3-CD-35 e sequência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

perfuração de todos os impactos na T3-CD-35, porém somente de dois impactos na amostra T3-SD-35.

#### 4.2.5 Amostra T3-CD-33

A Figura 74 apresenta a amostra T3-CD-33 (poliindular, espaçamento de 30 mm, configuração com desvio, primeira e segunda camadas com envelhecimento a 480 °C por 3 h) após o ensaio balístico em suas vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral. Na figura também é indicada a sequência dos impactos.

A Tabela 27 apresenta as velocidades da munição, para cada um dos impactos, na saída da boca do provete ( $V_0$ ) e a 12 m do provete ( $V_1$ ), dados fornecidos pelo equipamento. Na mesma tabela, foi especificado se o impacto gerou perfuração de acordo com a condição da placa testemunho, conforme previsto em norma, e a respectiva região de acordo com a geometria do CP.

Tabela 27 – Dados dos impactos na amostra T3-CD-33.

Nº impacto	Região*	$V_0$ (m/s)	$V_1$ (m/s)	Perfuração
1	Convexa	806	798	Sim
2	Côncava	815	805	Sim
3	Inclinada	828	818	Não

\*Em relação à primeira placa.



Figura 73 – Amostra T3-CD-35: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho

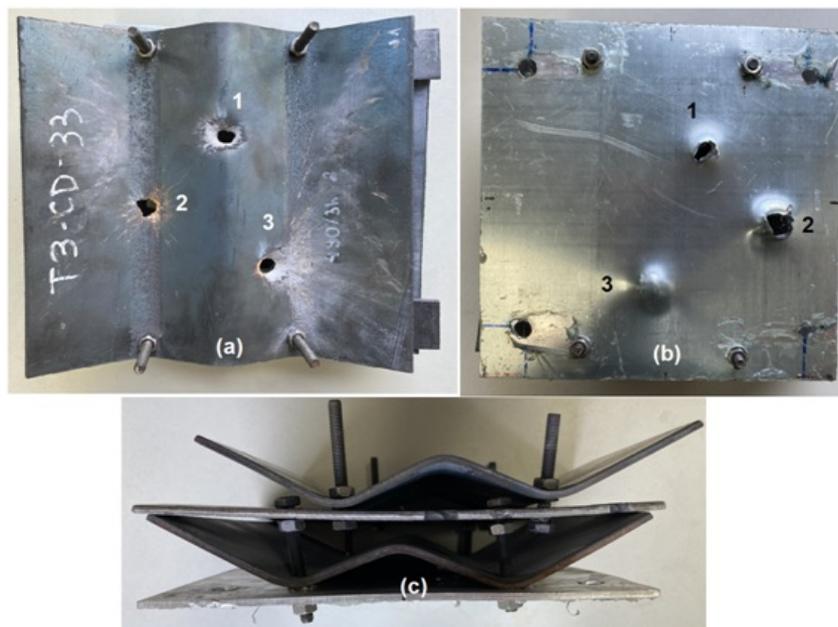


Figura 74 – Amostra T3-CD-35 e seqüência dos impactos, vistas (a) frontal; (b) posterior e (c) lateral.

A Figura 75 mostra as faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada (envelhecimento a 480 °C por 3 h); frontal (c) e distal (d) da 2ª camada (envelhecimento a 480 °C por 3 h); e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho.

Com base nas informações apresentadas, há indícios de que a amostra T3-CD-33 não atenderia aos critérios da norma NBR 15000, apresentando perfuração para dois dos impactos realizados, na região côncava (vale) e convexa (pico).

Em relação à amostra T3 (sem desvio, ambas as camadas com envelhecimento a 480 °C por 5 h), é possível dizer que houve uma queda do desempenho balístico, já que a amostra T3 foi perfurada somente na região côncava e a amostra T3-CD foi perfurada tanto na região côncava quanto na convexa. Além disso, para o impacto na região inclinada da amostra T3, houve perfuração somente da primeira camada de aço maraging. Já na amostra T3-CD-33, foram observadas perfurações na primeira e segunda camadas para todos os impactos.

Em relação à amostra T3-SD-33 (sem desvio, primeira camada com envelhecimento a 480 °C por 3 h e segunda a 480 °C por 5 h), pode-se afirmar que também houve uma queda de desempenho balístico, uma vez que a amostra T3-SD-33 teve somente uma perfuração de todas as camadas (região côncava) e a amostra T3-CD-33 teve perfuração em dois impactos (regiões côncava e convexa), conforme pode ser observado na Figura 75.



Figura 75 – Amostra T3-CD-33: Faces frontal (a) e distal (b) da 1ª camada; frontal (c) e distal (d) da 2ª camada; e frontal (e) e (f) distal da placa testemunho

#### 4.2.6 Resumo do segundo ensaio balístico

A Tabela 28 apresenta um resumo dos resultados obtidos na execução do segundo ensaio balístico.

Em geral, sobre o segundo ensaio balístico, os seguintes pontos puderam ser destacados:

a) Houve uma queda de desempenho para todas as amostras quando comparadas com a melhor configuração do primeiro ensaio balístico (amostra T3 – sem desvio, ambas as camadas com envelhecimento a 480 °C por 5 h), tanto para as amostras sem desvio e com variação dos tratamentos térmicos, quanto para as amostras com desvio;

Tabela 28 – Resumo dos resultados do segundo ensaio balístico.

<b>Amostra T3*</b> (Env.: 1 <sup>a</sup> e 2 <sup>a</sup> a 480°C, 5h)			<b>Amostra T3-CD**</b> (Env.: 1 <sup>a</sup> e 2 <sup>a</sup> a 480°C, 5h)		
<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>	<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>
1 <sup>a</sup> (aço)	4	Todas	1 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas
2 <sup>a</sup> (aço)	1	Côncava	2 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas
3 <sup>a</sup> (Al)	1	Côncava	3 <sup>a</sup> (Al)	2	Côncava e inclinada
<b>Amostra T3-SD-35</b> (Env.: 1 <sup>a</sup> 480°C, 3h; 2 <sup>a</sup> 480°C, 5h)			<b>Amostra T3-CD-35**</b> (Env.: 1 <sup>a</sup> 480°C, 3h; 2 <sup>a</sup> 480°C, 5h)		
<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>	<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>
1 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas	1 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas
2 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas	2 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas
3 <sup>a</sup> (Al)	2	Côncava e convexa	3 <sup>a</sup> (Al)	3	Todas
<b>Amostra T3-SD-33</b> (Env.: 1 <sup>a</sup> e 2 <sup>a</sup> a 480°C, 3h)			<b>Amostra T3-CD-33**</b> (Env.: 1 <sup>a</sup> e 2 <sup>a</sup> a 480°C, 3h)		
<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>	<b>Camada</b>	<b>Quantidade de tiros que perfuraram</b>	<b>Região de impacto perfurada</b>
1 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas	1 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas
2 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas	2 <sup>a</sup> (aço)	3	Todas
3 <sup>a</sup> (Al)	1	Côncava	3 <sup>a</sup> (Al)	2	Côncava e convexa

\*Amostra ensaiada no primeiro ensaio balístico.

\*\*Nas configurações com desvio (CD), as regiões foram definidas de acordo com a primeira camada de aço.

Obs.: Todas as regiões de impacto nas placas poliondulares = côncava, convexa e inclinada.

b) Foi observado um pior comportamento balístico para todas as amostras com desvio quando comparadas com as mesmas condições sem desvio. Acredita-se que isso se deva ao fato de que, para obtenção da configuração com desvio, é necessário que haja uma aproximação considerável das camadas de aço em algumas regiões do CP. Tal aproximação causa uma redução do espaçamento entre as camadas, o que já foi observado causar uma queda de desempenho da solução balística (CROUCH, 2017; LENIHAN et al, 2019).

Para um melhor entendimento da queda de comportamento observada para todos os corpos-de-prova do segundo ensaio balístico em relação ao primeiro e, como as condições de execução dos tratamentos térmicos não foram as mesmas do primeiro ensaio devido a questões técnicas (indisponibilidade do forno do IME), resolveu-se analisar a dureza e as

superfícies de falha dos materiais em ambos os ensaios, para fins de comparação.

### 4.3 Caracterização das amostras ensaiadas

#### 4.3.1 Dureza das amostras ensaiadas

As durezas medidas nas amostras testadas estão dispostas nas Tabelas 29 a 32. Foram disponibilizados os resultados tanto do ensaio realizado na escala Vickers, bem como sua conversão para a escala Rockwell C, quanto do ensaio realizado diretamente na escala Rockwell C.

Tabela 29 – Durezas, nas escalas Vickers e Rockwell C, de amostra somente solubilizada, representando o aço como recebido.

<b>Código: S</b>			
<b>Condição: Amostra somente solubilizada, aço como recebido</b>			
<b>Medida</b>	<b>HRC</b>	<b>HV</b>	<b>Conversão HRC</b>
1	28,18	360	36,7
2	28,74	374	38,2
3	29,00	368	37,6
4	29,25	374	38,2
5	29,87	378	38,6
<b>Média</b>	<b>29,01</b>	<b>370,80</b>	<b>37,86</b>
<b>Desvio Padrão</b>	<b>0,62</b>	<b>7,01</b>	<b>0,74</b>

Tabela 30 – Durezas, nas escalas Vickers e Rockwell C, de amostra envelhecida a 480 °C por 5 h, utilizada no primeiro ensaio balístico.

<b>Código: T4 (2F*)</b>			
<b>Condição: Amostra do 1º ensaio, envelhecida a 480 °C por 5h</b>			
<b>Medida</b>	<b>HRC</b>	<b>HV</b>	<b>Conversão HRC</b>
1	48,69	657	58,2
2	48,64	635	57,1
3	48,74	629	56,8
4	48,84	649	57,8
5	49,15	656	58,1
<b>Média</b>	<b>48,81</b>	<b>645,20</b>	<b>57,60</b>
<b>Desvio Padrão</b>	<b>0,20</b>	<b>12,62</b>	<b>0,62</b>

\*2ª camada - face frontal

Observa-se que, em todas as amostras testadas, a dureza medida na escala Vickers teve um resultado maior do que a dureza medida diretamente na escala Rockwell C. Acredita-se que isso seja devido ao encruamento da superfície ocorrido durante a etapa

Tabela 31 – Durezas, nas escalas Vickers e Rockwell C, de amostra envelhecida a 480 °C por 5 h, utilizada no segundo ensaio balístico.

<b>Código:</b> T3-CD-35 (2F*)			
<b>Condição:</b> Amostra do 2º ensaio, envelhecida a 480 °C por 5h			
<b>Medida</b>	<b>HRC</b>	<b>HV</b>	<b>Conversão HRC</b>
1	51,90	708	60,5
2	52,16	708	60,5
3	52,21	710	60,6
4	52,26	726	61,2
5	52,26	726	61,2
<b>Média</b>	<b>52,16</b>	<b>715,60</b>	<b>60,80</b>
<b>Desvio Padrão</b>	<b>0,15</b>	<b>9,53</b>	<b>0,37</b>

\*2ª camada - face frontal

Tabela 32 – Durezas, nas escalas Vickers e Rockwell C, de amostra envelhecida a 480 °C por 3 h, utilizada no segundo ensaio balístico.

<b>Código:</b> T3-CD-33 (1F*)			
<b>Condição:</b> Amostra do 2º ensaio, envelhecida a 480 °C por 3h			
<b>Medida</b>	<b>HRC</b>	<b>HV</b>	<b>Conversão HRC</b>
1	38,84	484	48,0
2	38,54	484	48,0
3	39,66	484	48,0
4	39,71	466	46,6
5	38,59	472	47,1
<b>Média</b>	<b>39,07</b>	<b>478,00</b>	<b>47,54</b>
<b>Desvio Padrão</b>	<b>0,57</b>	<b>8,49</b>	<b>0,65</b>

\*1ª camada - face frontal

de preparação das amostras, mais especificamente no lixamento do material. Como o equipamento para medição de dureza Vickers faz uma medição em escala micrométrica, ou seja, mede a dureza da superfície da amostra, acredita-se que tenha sido registrado o resultado da camada encruada do material. Por outro lado, o equipamento para medição de dureza Rockwell C faz a medida em uma escala macrométrica, levando em conta um volume maior do material e não registrando somente a dureza superficial. Além disso, ressalta-se que o resultado medido pela escala Rockwell C está de acordo com o previsto pela literatura, que prevê uma dureza de 29 HRC para o aço na condição solubilizada (SILVA e MEI, 2010). Com base nisso, pode-se considerar que os valores reais da dureza dos materiais foram os medidos diretamente na escala Rockwell C, cujo resumo foi disponibilizado na Tabela 33.

A literatura indica que a dureza esperada pelo mesmo aço maraging 250 envelhecido a 480 °C por 3 h seja de, aproximadamente, 52 HRC (CUNHA, 2019). Porém, observa-se que

Tabela 33 – Resumo das durezas das amostras ensaiadas, na escala Rockwell C.

Condição	Amostra	Dureza (HRC)
Solubilizada	S	29,01 ± 0,62
480 °C por 5 h – 1º ensaio	T4 (1F)	48,81 ± 0,20
480 °C por 5 h – 2º ensaio	T3-CD-35 (2F)	52,16 ± 0,15
480 °C por 3 h – 2º ensaio	T3-CD-33 (1F)	39,07 ± 0,57

o aço ensaiado apresentou uma dureza abaixo do esperado, com média de, aproximadamente, 39 HRC. Isso mostra que, provavelmente, houve uma falha na execução do tratamento térmico de envelhecimento do material, que, por questões técnicas, precisou ser realizado em um forno diferente do utilizado no primeiro ensaio. Essa queda acentuada da dureza do material comprometeu os resultados balísticos obtidos, uma vez que o aço maraging não estava nas condições esperadas para teste, apresentando propriedades mecânicas inferiores ao que deveria.

Além disso, observa-se que há diferença entre as durezas dos materiais envelhecidos a 480 °C por 5 h no primeiro (aproximadamente 48,8 HRC) e no segundo ensaio (aproximadamente, 52,2 HRC), indicando que houve falha, também, em um dos tratamentos térmicos de envelhecimento realizados nessa condição.

De modo a esclarecer essas inconsistências observadas nas durezas, bem como ter um melhor entendimento das propriedades dos materiais, será realizada a caracterização do aço nas duas condições de envelhecimento (480 °C por 3 h e por 5 h).

### 4.3.2 MEV das amostras ensaiadas

Além da medição das durezas dos materiais, foi feita, em MEV, a análise das superfícies de falha na região de impacto balístico nos dois ensaios realizados. Essa etapa teve como objetivo observar possíveis diferenças no comportamento dos aços empregados.

#### 4.3.2.1 Amostra T4-1F (1º ensaio, 1ª camada - 480 °C, por 5 h)

A Figura 76 apresenta as micrografias obtidas em MEV da amostra T4 (1F) com aumento de 500x (a) e de 5000x (b). Observa-se que, de modo geral, a fratura ocorrida teve um aspecto misto, com partes apresentando comportamento dúctil, determinado pela presença de microcavidades, e com partes apresentando comportamento frágil, determinado pela presença de regiões de clivagem. Apesar do caráter misto da fratura, é possível perceber uma relativa predominância do comportamento frágil em relação ao dúctil.

Ressalta-se que esse material apresentou um valor de dureza intermediário entre as durezas avaliadas, conforme pode ser visualizado na Tabela 33, o que está coerente com o comportamento observado.

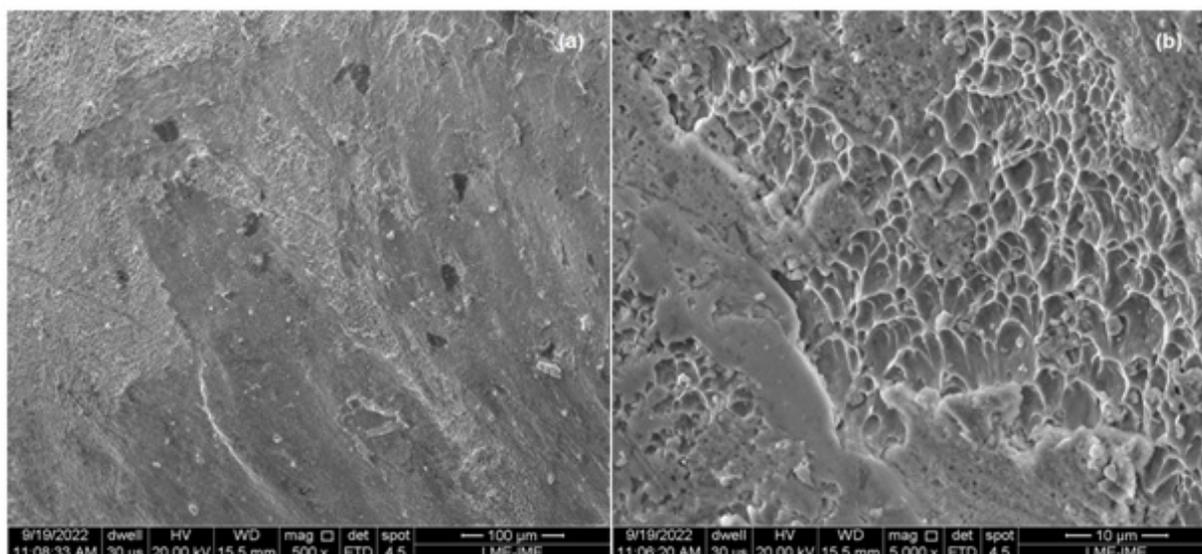


Figura 76 – Micrografia da região de impacto da amostra T4-1F com aumento de (a) 500x; e (b) 5000x.

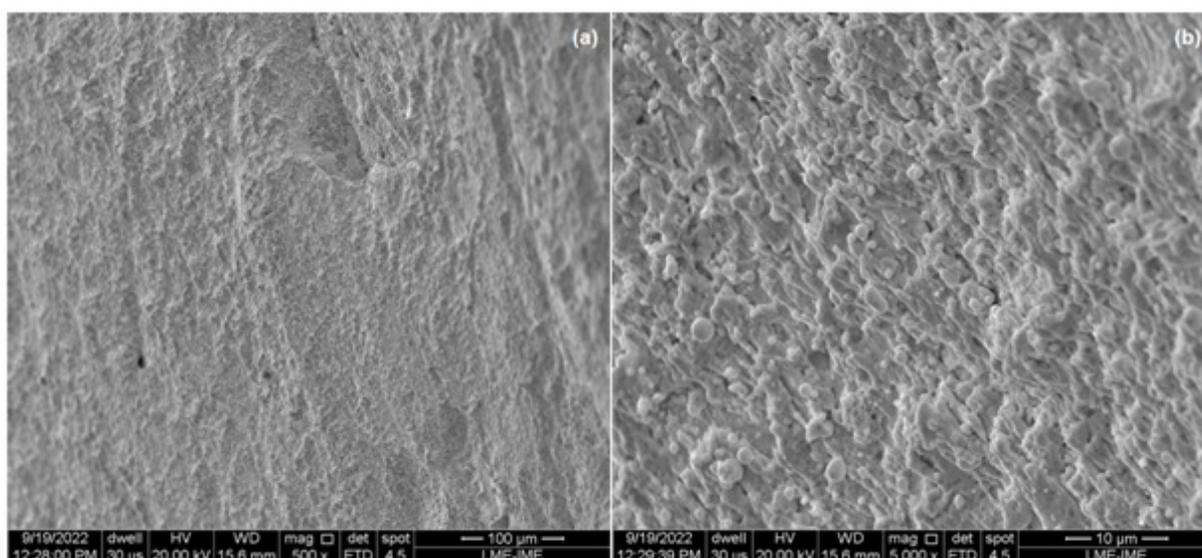


Figura 77 – Micrografia da região de impacto da amostra T4-2F com aumento de (a) 500x; e (b) 5000x.

#### 4.3.2.2 Amostra T4-2F (1º ensaio, 2ª camada - 480 °C, por 5 h)

A Figura 77 apresenta as micrografias obtidas em MEV da amostra T4 (2F) com aumento de 500x (a) e de 5000x (b). Nota-se que não é possível visualizar a superfície de fratura propriamente dita, uma vez que parece haver uma camada de material fundido cobrindo a superfície. Após a realização de EDS no material, concluiu-se que se trata de chumbo fundido proveniente do núcleo da munição empregada. A presença de chumbo na superfície do aço impediu a visualização de detalhes da superfície de fratura.

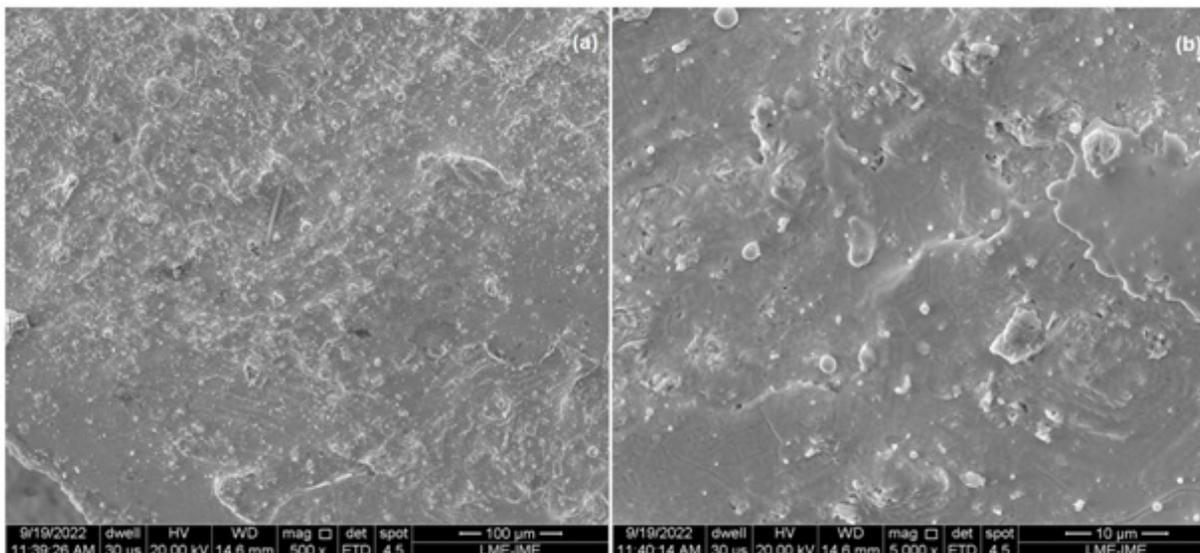


Figura 78 – Micrografia da região de impacto da amostra T3-CD-35-2F com aumento de (a) 500x; e (b) 5000x.

#### 4.3.2.3 Amostra T3-CD-35-2F (2º ensaio, 2ª camada - 480 °C, por 5 h)

A Figura 78 apresenta as micrografias obtidas em MEV da amostra T3-CD-35 (2F) com aumento de 500x (a) e de 5000x (b). Observa-se que, de modo geral, a fratura ocorrida teve um comportamento frágil, determinado pela presença predominante de regiões de clivagem na superfície do material.

Com base na Tabela 33, observa-se que esse aço apresentou a maior dureza de todas, o que está coerente com o aspecto predominantemente frágil apresentado pelo material.

#### 4.3.2.4 Amostra T3-CD-33-1F (2º ensaio, 1ª camada - 480 °C, por 3 h)

A Figura 79 apresenta as micrografias obtidas em MEV da amostra T3-CD-33 (1F) com aumento de 500x (a) e de 5000x (b). Observa-se que, de modo geral, a fratura ocorrida teve um aspecto misto, com partes apresentando comportamento dúctil, determinado pela presença de microcavidades, e com partes apresentando comportamento frágil, determinado pela presença de regiões de clivagem. Entretanto, ao contrário da amostra T4-1F, é possível perceber uma relativa predominância do comportamento dúctil em relação ao frágil.

Quando esse resultado é analisado em conjunto com os valores de dureza apresentados na Tabela 33, nota-se que o comportamento está dentro do esperado, já que esta amostra apresentou o valor de dureza mais baixo entre as amostras envelhecidas.

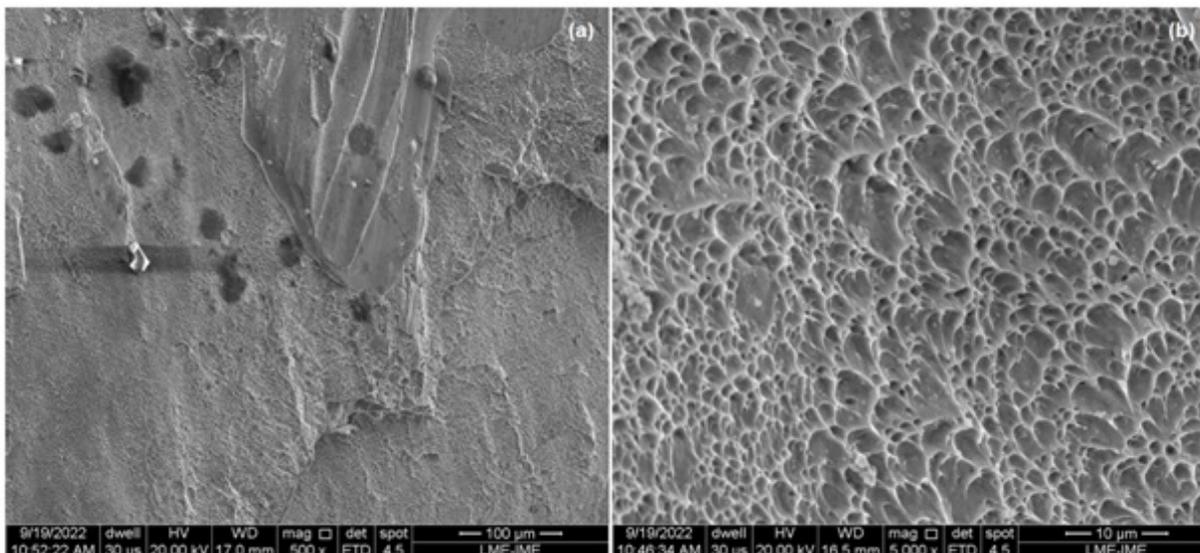


Figura 79 – Micrografia da região de impacto da amostra T3-CD-33-1F com aumento de (a) 500x; e (b) 5000x.

## 4.4 Caracterização do aço maraging 250 envelhecido

Além da caracterização das amostras ensaiadas no primeiro e segundo ensaios balísticos, foi realizada a caracterização do aço maraging 250 em amostras não ensaiadas. Foram analisadas as duas condições de envelhecimento empregadas neste trabalho: 480 °C por 3 h e 480 °C por 5 h.

### 4.4.1 Ensaio de dureza

As durezas medidas nos aços tratados termicamente nas duas condições de envelhecimento (480 °C por 3 h e 480 °C por 5 h) estão dispostas na Tabela 34. Ressalta-se que o valor de dureza para o aço envelhecido a 480 °C por 3 h está condizente com o obtido por Cunha (2019) para o mesmo aço na mesma condição, conforme apresentado na Tabela 5.

Foram realizadas análise de variância e Teste de Tukey nos dados obtidos, de modo a verificar se existe diferença significativa entre as médias de dureza do material nas duas condições de envelhecimento, com 95% de confiança. Os resultados e os dados utilizados na análise foram dispostos na Tabela 35.

Como a diferença absoluta entre as médias dos dois tratamentos realizados é maior do que a diferença mínima significativa (DMS) pelo Teste de Tukey, pode-se dizer, com 95% de confiança, que as médias são diferentes. Sendo assim, é possível afirmar que o envelhecimento a 480 °C por 5 h proporciona uma maior dureza ao aço maraging 250 do que o envelhecimento à mesma temperatura por 3 h, conforme previsto na literatura (vide Figura 13). Entretanto, em termos percentuais, não é um aumento considerável de dureza, já que representa um incremento de somente 0,8% em relação à dureza do material tratado

Tabela 34 – Dureza, em HRC, dos aços nas duas condições de envelhecimento.

Envelhecimento	480 °C por 3 h	480 °C por 5 h
Medida	Dureza (HRC)	Dureza (HRC)
1	52,31	52,56
2	52,51	52,72
3	52,72	53,02
4	52,41	52,82
5	52,16	53,07
6	52,82	53,02
7	52,51	53,23
<b>Média</b>	<b>52,49</b>	<b>52,92</b>
<b>Desvio padrão</b>	<b>0,23</b>	<b>0,23</b>

Tabela 35 – Análise de variância e Teste de Tukey para os dados de dureza.

Análise de variância					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crít)*
Tratamentos	1	0,64	0,64	12,27	4,75
Resíduo	12	0,63	0,05		
Total	13	1,27			
Teste de Tukey					
GL(R)	q**	QMR	r	DMS	
12	3,08	0,05	7	0,27	

\*De acordo com a distribuição F de Snedecor, com 5% de significância.

\*\*De acordo com a tabela de amplitude total estudentizada, para o Teste de Tukey, com 5% de significância.

durante 3 h.

Em relação às amostras ensaiadas balisticamente, conforme resultados de dureza apresentados na Tabela 33, pode-se concluir o seguinte:

a) Confirma-se que houve falha do envelhecimento a 480 °C por 3 h realizado no segundo ensaio balístico, uma vez que a amostra tratada nessa mesma condição apresentou dureza aproximada de 52,5 HRC, enquanto a amostra ensaiada apresentou dureza aproximada de 39 HRC. Isso pode ser explicado por possíveis defasagens entre a temperatura lida no controlador do forno e a efetivamente existente no material tratado, situação que pode resultar em um tempo insuficiente para o envelhecimento do material;

b) Apesar da falha no tratamento térmico por 3 h realizado, é possível notar que a amostra T3-SD-33 (ambas camadas com dureza 39 HRC) apresentou melhor desempenho balístico do que a amostra T3-SD-35 (primeira camada com dureza 39 HRC e segunda com 52 HRC). Isso pode indicar que a utilização de uma segunda camada mais dura e, conseqüentemente, mais frágil, seja prejudicial ao desempenho do material. Esse

comportamento pode ser confirmado ao analisar as amostras com as mesmas condições de dureza e com desvio: o desempenho da amostra T3-CD-33 também foi melhor do que o da amostra T3-CD-35. Acredita-se que o motivo para isso seja que, nesse estágio do percurso do projétil, seja mais importante que a segunda camada tenha tenacidade suficiente para absorver a energia do projétil e reduzir a sua quantidade de movimento, condições prejudicadas quando a segunda camada é muito dura e frágil.

c) Ressalta-se que na amostra T3-SD-33, mesmo com ambas as camadas com dureza inferior, a geometria poliondular da amostra T3-SD-33 impediu a perfuração completa em dois dos três tiros realizados, perfurando somente o impacto na região côncava e corroborando a eficiência dessa geometria para a aplicação balística. Ao analisar também a amostra T3-CD-33, conforme mostrado na Figura 4.26, nota-se claramente o papel que essa geometria tem no percurso do projétil: no terceiro impacto realizado, o projétil incidiu de maneira aproximadamente perpendicular na região inclinada da primeira camada, mas incidiu de maneira praticamente paralela na região convexa da segunda, de modo que não perfurou a terceira camada da amostra. Esse comportamento de variação da incidência do projétil se deve, provavelmente, às características da geometria poliondular e do espaçamento do corpo-de-prova;

d) O envelhecimento a 480 °C por 5 h realizado no primeiro ensaio balístico apresentou valores de dureza abaixo do esperado para essa condição de envelhecimento. Isso porque a Tabela 34 apresenta um valor de dureza esperado em torno de 52,9 HRC para o envelhecimento por 5 h, enquanto a Tabela 33 apresenta um valor de dureza de 48,8 HRC para a amostra ensaiada. Essa falha na realização do tratamento térmico pode ter sido devido à oscilação aproximada de  $\pm 10$  °C, característica do forno Jung do IME utilizado nesse primeiro tratamento.

e) O envelhecimento a 480 °C por 5 h realizado no segundo ensaio balístico apresentou valor de dureza próximo do esperado para essa condição de envelhecimento (conforme Tabela 34), indicando que o envelhecimento por 5 h realizado corretamente foi o do segundo ensaio balístico.

Apesar ter havido inconsistência na dureza do material envelhecido para o primeiro ensaio balístico, ressalta-se que foi obtido um bom resultado para o aço na condição ensaiada, o que indica que a dureza na faixa de 48-49 HRC talvez seja um valor adequado de dureza a ser buscado no desenvolvimento da solução balística, já que, conforme apresentado na seção 2.3.9, a faixa de dureza tem uma influência significativa no desempenho balístico do material.

Uma possível continuidade deste trabalho, na tentativa de alcançar o desempenho balístico desejado, seria a utilização de corpos-de-prova sem desvio, porém com tiras de reforço somente nas regiões côncavas da segunda camada do CP. A escolha dessa região para o reforço se deve ao fato de que esta foi a única região de falha do material testado

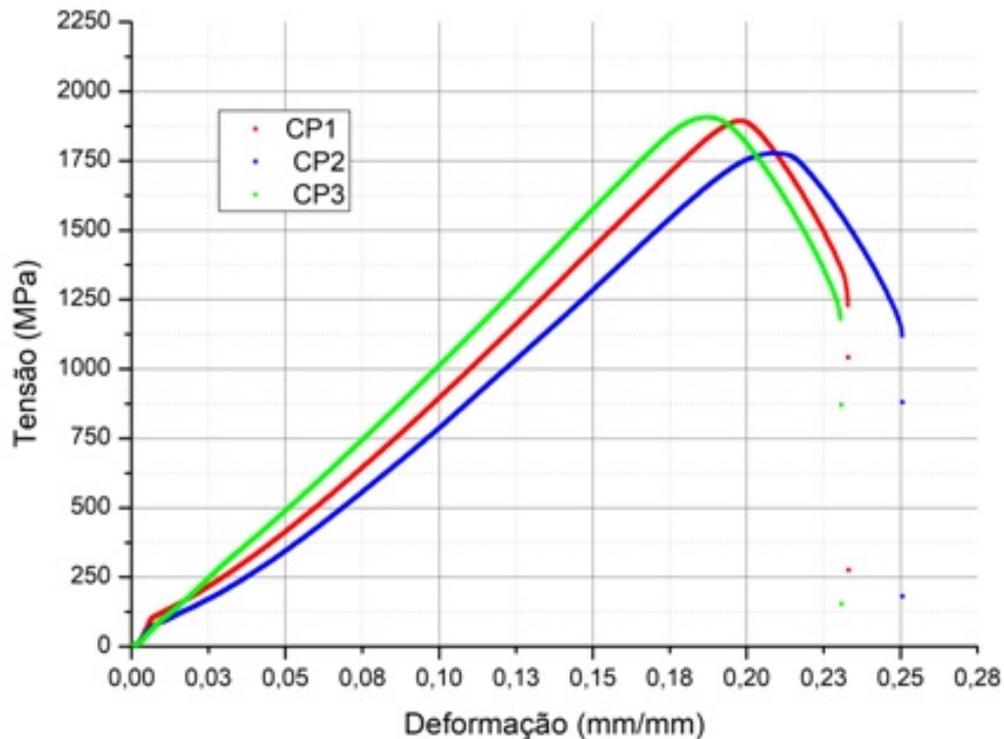


Figura 80 – Gráficos tensão-deformação dos corpos de prova com envelhecimento a 480 °C por 5 h.

no primeiro ensaio e que as configurações com desvio do segundo ensaio se mostraram ineficazes.

#### 4.4.2 Ensaio de tração

Os gráficos de tensão por deformação dos ensaios de tração nas duas condições de envelhecimento (480 °C por 3 h e 480 °C por 5 h) foram dispostos nas Figuras 80 e 80. A Tabela 36 apresenta os resultados de tensão máxima (MPa), tensão de escoamento (MPa) e alongamento máximo (mm) obtidos por meio do ensaio em questão.

Tabela 36 – Propriedades dos materiais obtidas por meio do ensaio de tração.

Condição	480 °C por 5 h	480 °C por 3 h
Tensão máxima (MPa)	1859 ± 71	1882 ± 30
Tensão de escoamento (MPa)	1818 ± 85	1822 ± 58
Alongamento máximo (mm)	7,14 ± 0,33	7,01 ± 0,09

Foram realizadas análises de variância para os dados de tensão máxima, tensão de escoamento e alongamento máximo das condições analisadas, de modo a verificar se existe

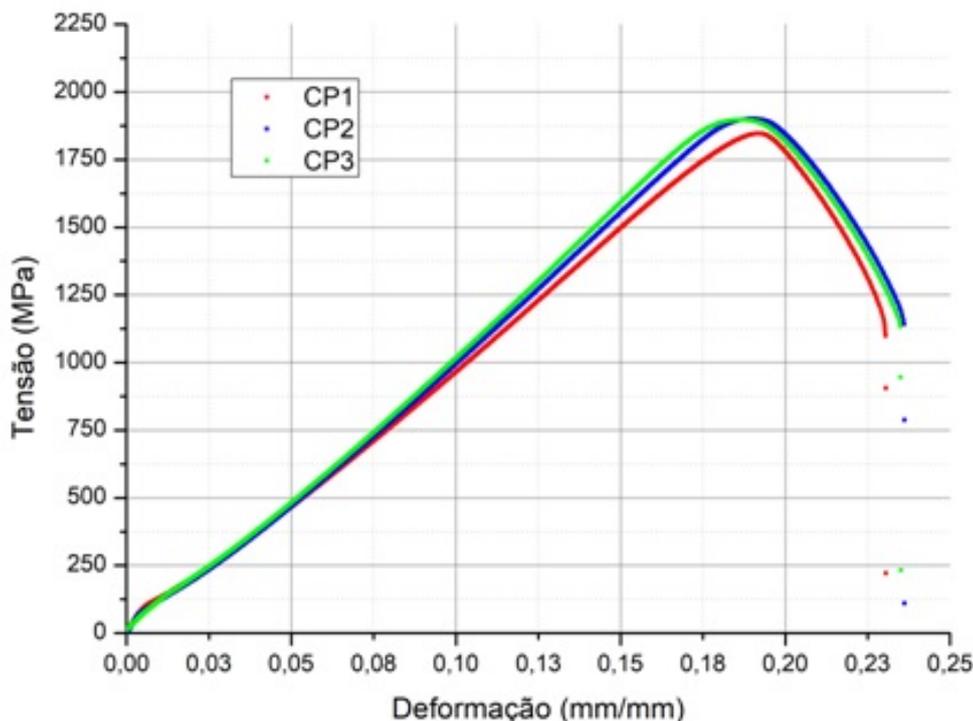


Figura 81 – Gráficos tensão-deformação dos corpos de prova com envelhecimento a 480 °C por 3 h.

diferença nas duas condições de envelhecimento, com 95% de confiança. Os resultados e os dados utilizados nas análises foram dispostos na Tabela 37.

A Tabela 37 mostra que, para as três propriedades analisadas, o valor de  $F$ (calculado) foi menor do que o respectivo  $F$ (crítico). Isso significa que não é possível dizer, com 95% de confiança, que há diferença significativa entre os envelhecimentos realizados, em relação às propriedades de tensão máxima, tensão de escoamento e alongamento máximo do material.

#### 4.4.3 Ensaio de impacto (Charpy)

Os resultados de energia absorvida para cada condição de amostra (solubilizada, envelhecimento a 480 °C por 5h e envelhecimento 480 °C por 3h) testada no ensaio Charpy foram dispostos na Tabela 38. Ressalta-se que as amostras testadas na condição solubilizada não romperam em duas partes, o que deve ser destacado conforme orientação da norma empregada (ASTM, 2016b).

Os resultados de energia absorvida durante o impacto para as condições de envelhecimento a 480 °C por 3 h e 5 h não diferiram entre si, ambas apresentando valores de 10 J. Para fins de comparação, as amostras solubilizadas tiveram uma média de 24 J, acima dos

Tabela 37 – Análises de variância para os dados de resistência mecânica, limite de escoamento e alongamento máximo.

<b>Análise de variância – Resistência mecânica</b>					
<b>Causas de variação</b>	<b>GL</b>	<b>SQ</b>	<b>QM</b>	<b>F(calc)</b>	<b>F(crít)*</b>
Tratamentos	1	786,84	786,84	0,26	7,71
Resíduo	4	11972,73	2993,18		
Total	5	12759,57			
<b>Análise de variância – Limite de escoamento</b>					
<b>Causas de variação</b>	<b>GL</b>	<b>SQ</b>	<b>QM</b>	<b>F(calc)</b>	<b>F(crít)*</b>
Tratamentos	1	18,06	18,06	0,0034	7,71
Resíduo	4	21104,77	5276,19		
Total	5	21122,83			
<b>Análise de variância – alongamento máximo</b>					
<b>Causas de variação</b>	<b>GL</b>	<b>SQ</b>	<b>QM</b>	<b>F(calc)</b>	<b>F(crít)*</b>
Tratamentos	1	0,02	0,02	0,42	7,71
Resíduo	4	0,23	0,05		
Total	5	0,25			

\*De acordo com a distribuição F de Snedecor, com 5% de significância.

Tabela 38 – Resultados do ensaio Charpy.

<b>Condição</b>	<b>Energia absorvida (J)</b>
Solubilizada*	24,0 ± 2,0
Envelhecimento a 480 °C, por 5h	10,0 ± 0,0
Envelhecimento a 480 °C, por 3h	10,0 ± 0,0

\*Amostras não chegaram a romper em duas partes.

valores para as amostras envelhecidas. Isso mostra que, conforme o esperado, as amostras envelhecidas apresentam comportamento mais frágil do que as solubilizadas.

#### 4.4.4 MEV - Superfícies de fratura do ensaio Charpy

##### 4.4.4.1 Solubilizada

A Figura 82 apresenta as micrografias obtidas em MEV da superfície de fratura, após o ensaio Charpy, do aço maraging 250 solubilizado, com aumento de 500x (a) e de 1500x (b). Observa-se que, de modo geral, a fratura ocorrida teve um aspecto dúctil, com a presença de muitas microcavidades e sendo possível observar a presença de deformação plástica significativa no material. Essa deformação é representada pelo crescimento e coalescimento das microcavidades.

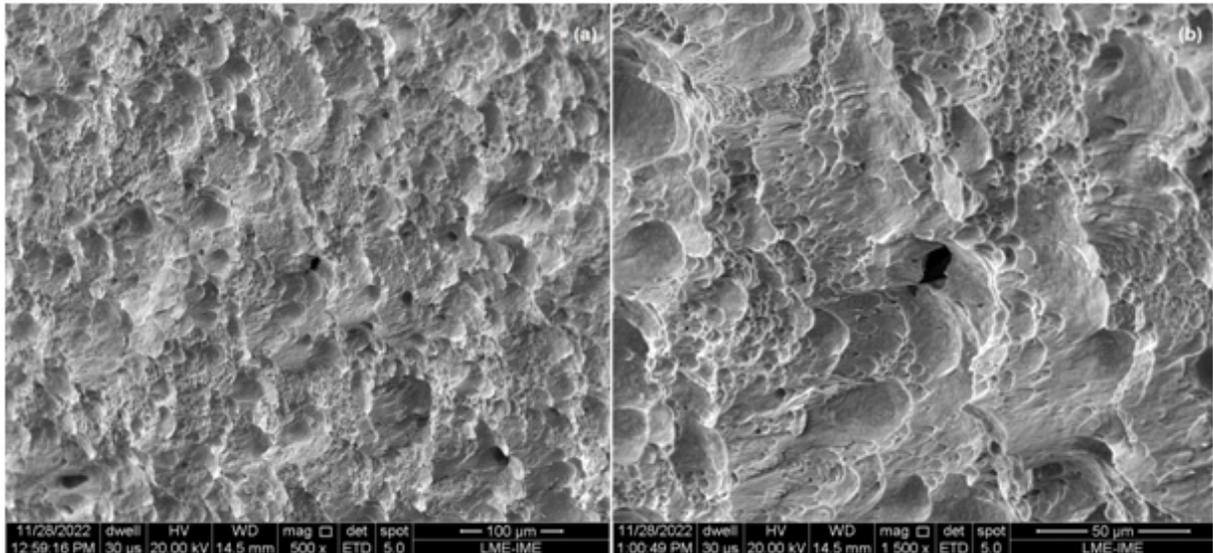


Figura 82 – Micrografia da superfície de fratura de amostra de aço maraging solubilizado, com aumento de (a) 500x; e (b) 1500x.

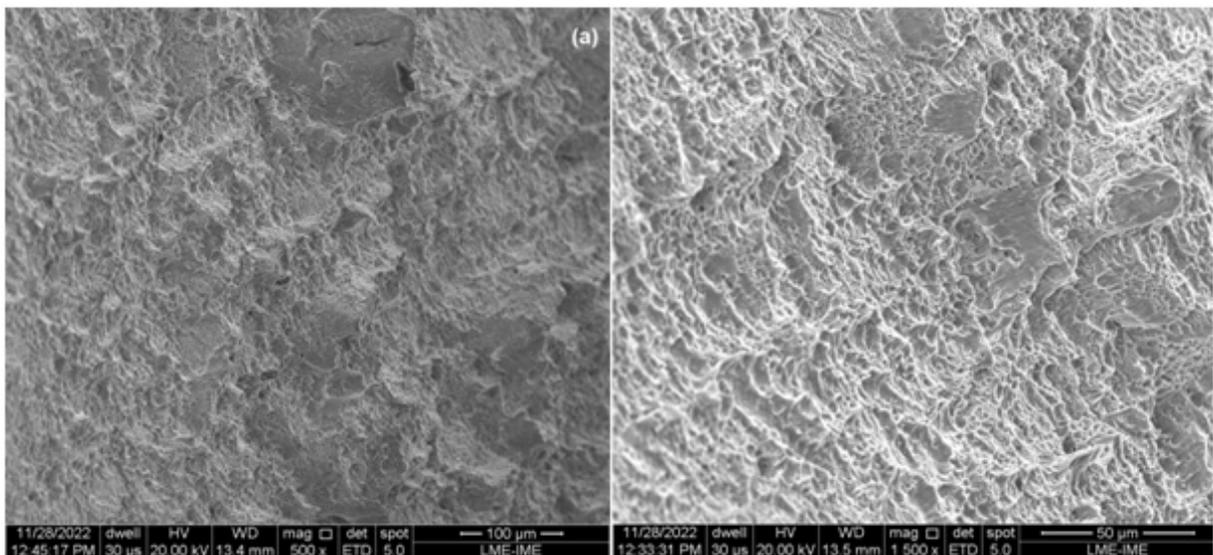


Figura 83 – Micrografia da superfície de fratura de amostra de aço maraging envelhecido a 480 °C por 5 h, com aumento de (a) 500x; e (b) 1500x.

#### 4.4.4.2 Envelhecimento a 480 °C por 5 h

A Figura 83 apresenta as micrografias obtidas em MEV da superfície de fratura, após o ensaio Charpy, do aço maraging 250 envelhecido a 480 °C por 5 h, com aumento de 500x (a) e de 1500x (b). Observa-se que, de modo geral, a fratura ocorrida teve um aspecto misto, com a presença de microcavidades, características da fratura dúctil, mas também de regiões de clivagem, que caracterizam a fratura frágil.

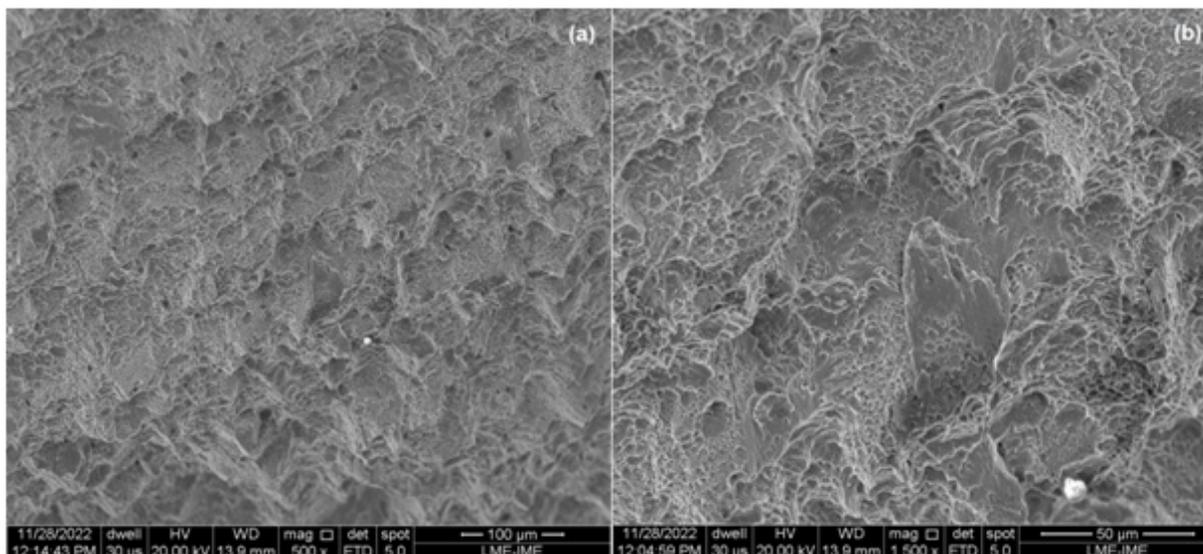


Figura 84 – Micrografia da superfície de fratura de amostra de aço maraging envelhecido a 480 °C por 3 h, com aumento de (a) 500x; e (b) 1500x.

#### 4.4.4.3 Envelhecimento a 480 °C por 3 h

A Figura 84 apresenta as micrografias obtidas em MEV da superfície de fratura, após o ensaio Charpy, do aço maraging 250 envelhecido a 480 °C por 3 h, com aumento de 500x (a) e de 1500x (b). Observa-se que, de modo geral, a fratura ocorrida teve um aspecto misto, apresentando um aspecto predominantemente frágil, com a presença de planos de clivagem, mas ainda com presença de microcavidades.

Em comparação com as micrografias apresentadas na Figura 79, relativas à amostra ensaiada T3-CD-33, que representa o envelhecimento de 480 °C por 3 h do segundo ensaio balístico, nota-se que há diferença nos aspectos de fratura apresentados. Na Figura 79 observa-se uma predominância de fratura dúctil, o que corrobora que o tratamento térmico realizado não foi adequado.

#### 4.4.5 Ensaio de compressão por Barra Hopkinson

O ensaio de compressão por Barra Hopkinson foi realizado em amostras na condição solubilizada, envelhecida a 480 °C por 3 h e envelhecida a 480 °C por 5 h. Os parâmetros empregados no ensaio foram apresentados na Tabela 39. Conforme apresentado na tabela, a taxa de deformação empregada foi de, aproximadamente,  $10^3 \text{ s}^{-1}$  para todas as condições. Ressalta-se que, para atingir a mesma taxa, foi necessário uma maior pressão de entrada e, conseqüentemente, uma maior velocidade do impactador para as amostras envelhecidas do que para as solubilizadas, devido às propriedades de cada material.

Inicialmente, foram verificadas as condições para que os resultados obtidos possam ser considerados válidos: (i) equilíbrio de tensões na amostra ensaiada e (ii) taxa de

Tabela 39 – Parâmetros do ensaio de compressão por Barra Hopkinson.

Condição	Solubilizada	Envelhecimento a 480 °C por 3 h	Envelhecimento a 480 °C por 5 h
Diâmetro (mm)	6,96 ± 0,04	7,04 ± 0,03	6,95 ± 0,01
Espessura (mm)	3,73 ± 0,01	3,73 ± 0,01	3,72 ± 0,10
Pressão de entrada (psi)	35	60	60
Pressão efetiva (psi)	30,52 ± 2,54	52,61 ± 2,23	52,78 ± 2,37
Velocidade impactador (m/s)	21,34 ± 1,51	30,88 ± 1,63	30,31 ± 0,29
Taxa de deformação ( $s^{-1}$ )	1113 ± 70	1041 ± 72	1015 ± 35

deformação constante. Conforme pode ser visto nos gráficos do Anexo D da presente dissertação, há convergência das forças nas faces barra incidente/amostra e amostra/barra de transmissão para todas as amostras, garantindo a condição de equilíbrio de tensões nos CP ensaiados. Além disso, também no Anexo D, podem ser visualizados os gráficos de taxa de deformação em função do tempo de ensaio para cada uma das amostras. Nestes gráficos, é possível observar que, após uma oscilação inicial (resultante do estado de tensões ainda não equilibrado no interior da amostra), todas as amostras tendem para um patamar de taxa de deformação, o que atende ao segundo critério necessário para validade do ensaio.

A Figura 85 apresenta os gráficos tensão-deformação para o ensaio dinâmico das amostras solubilizadas. Pode-se observar um comportamento semelhante entre as três curvas tensão-deformação apresentadas. Esse comportamento é similar ao de curvas de materiais que estão sendo submetidos à recristalização dinâmica contínua, conforme pode ser visualizado na Figura 16.

A Tabela 40 resume o valor médio de tensão máxima obtida no ensaio e a deformação total média das amostras. Nessa tabela, também foram disponibilizados os valores médios das energias absorvidas pelo material até o ponto de máxima tensão e até um valor de 7% de deformação. Esse valor de deformação foi escolhido de modo a representar uma área considerável do gráfico e ser um valor de deformação alcançado por todas as condições de tratamento térmico, para fins de comparação entre as amostras. As energias foram calculadas a partir da área abaixo de cada curva até o ponto de deformação especificado.

Em relação às amostras envelhecidas a 480 °C por 3 h, a Figura 86 apresenta os gráficos tensão-deformação do ensaio dinâmico realizado. Para todas as curvas, é possível observar um encruamento inicial do material, seguido por um comportamento cíclico, que se deve, provavelmente, à competição entre os fenômenos de encruamento e de amolecimento térmico no interior do material. Tais curvas também apresentam semelhanças com as da

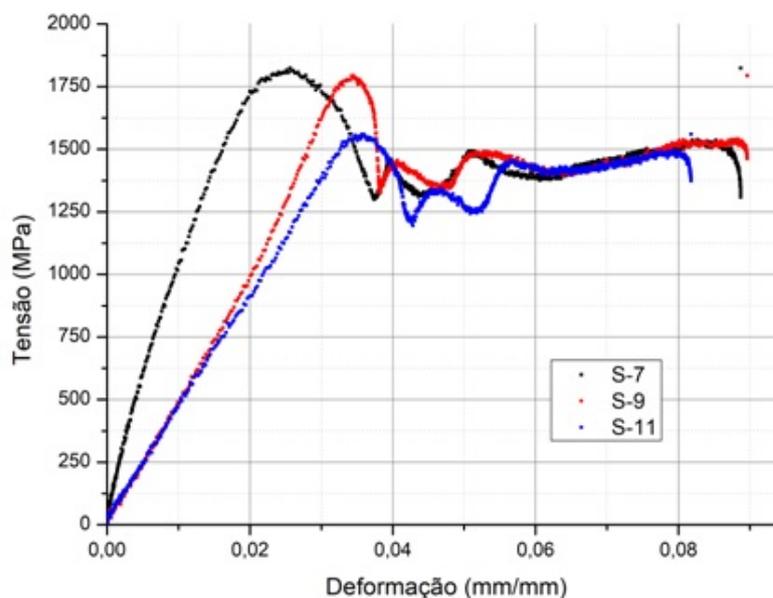


Figura 85 – Gráficos tensão-deformação do ensaio dinâmico nas amostras solubilizadas.

Tabela 40 – Resultados do ensaio dinâmico para as amostras solubilizadas.

<b>Tensão máxima (MPa)</b>	$1726 \pm 145$
<b>Deformação total (mm/mm)</b>	$0,087 \pm 0,004$
<b>Energia até a tensão máxima (MJ/m<sup>3</sup>)</b>	$29,9 \pm 0,3$
<b>Energia até 7% de deformação (MJ/m<sup>3</sup>)</b>	$84,8 \pm 9,3$

Figura 16, nas quais são apresentadas esquematizações de curvas tensão-deformação de materiais submetidos à recristalização dinâmica. Entretanto, diferentemente das curvas do material na condição solubilizada (Figura 85), o material envelhecido parece ter um comportamento mais próximo da recristalização dinâmica periódica.

Acredita-se, portanto, que ocorre recristalização dinâmica no material quando carregado a altas taxas de deformação, mesmo que o ensaio tenha sido realizado à temperatura ambiente. Isso pode ser explicado por um possível aumento da temperatura no interior do material nessas condições de carregamento, o que pode resultar na formação de bandas de cisalhamento adiabáticas. A formação dessas bandas durante ensaios de compressão por Barra Hopkinson já foi observada em outros materiais de alta dureza utilizados em blindagem balística (OLIVEIRA et al., 2022).

A Tabela 41 resume o valor médio de tensão máxima obtida no ensaio e a deformação total média das amostras envelhecidas a 480 °C por 3 h. Nessa tabela, também foram disponibilizados os valores médios das energias absorvidas pelo material até o ponto de máxima tensão e até um valor de 7% de deformação, calculadas a partir da área abaixo de

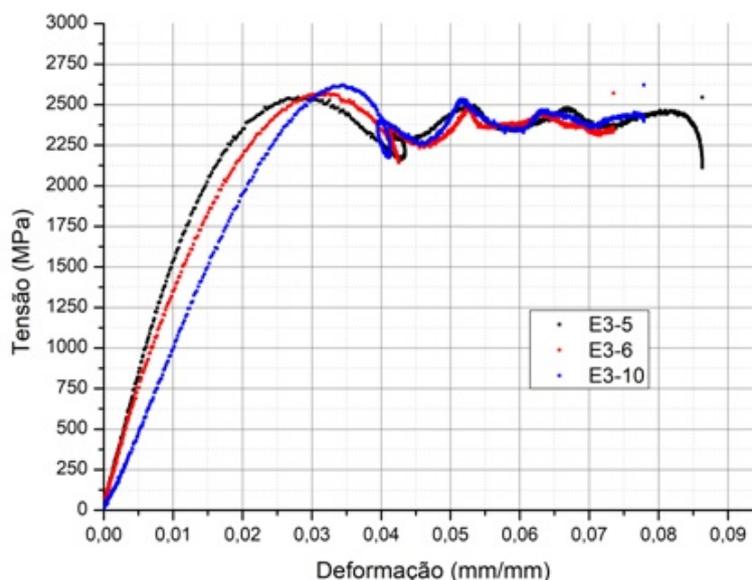


Figura 86 – Gráficos tensão-deformação do ensaio dinâmico nas amostras envelhecidas a 480 °C por 3 h.

cada curva até o ponto de deformação especificado.

Tabela 41 – Resultados do ensaio dinâmico para as amostras envelhecidas a 480 °C por 3 h.

Tensão máxima (MPa)	$2559 \pm 33$
Deformação total (mm/mm)	$0,079 \pm 0,006$
Energia até a tensão máxima (MJ/m <sup>3</sup> )	$52,6 \pm 3,9$
Energia até 7% de deformação (MJ/m <sup>3</sup> )	$144,9 \pm 4,3$

Em relação às amostras envelhecidas a 480 °C por 5 h, a Figura 87 apresenta os gráficos tensão-deformação para o ensaio dinâmico realizado. É possível observar os mesmos aspectos das curvas tensão-deformação das amostras envelhecidas por 3 h, indicando que nessa condição também ocorre, inicialmente, o encruamento do material, seguido de fenômenos cíclicos de encruamento e amolecimento térmico. Acredita-se que esse amolecimento é causado pela recristalização dinâmica periódica do material, que, provavelmente, sofreu um aumento de temperatura interna durante o carregamento a altas taxas de deformação.

A Tabela 42 resume o valor médio de tensão máxima obtida no ensaio e a deformação total média das amostras envelhecidas a 480 °C por 5 h. Nessa tabela, também foram disponibilizados os valores médios das energias absorvidas pelo material até o ponto de máxima tensão e até um valor de 7% de deformação, calculadas a partir da área abaixo de cada curva até o ponto de deformação especificado.

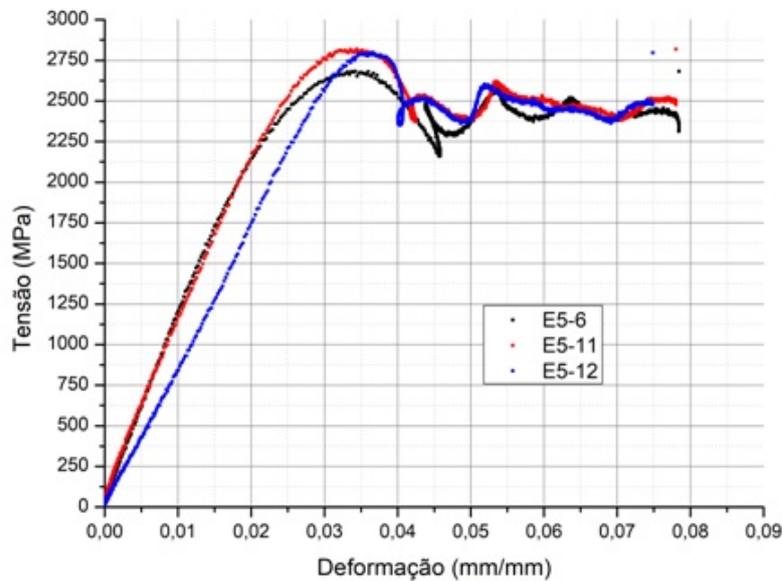


Figura 87 – Gráficos tensão-deformação do ensaio dinâmico nas amostras envelhecidas a 480 °C por 5 h.

Tabela 42 – Resultados do ensaio dinâmico para as amostras envelhecidas a 480 °C por 5 h.

<b>Tensão máxima (MPa)</b>	$2765 \pm 74$
<b>Deformação total (mm/mm)</b>	$0,077 \pm 0,002$
<b>Energia até a tensão máxima (MJ/m<sup>3</sup>)</b>	$59,0 \pm 1,6$
<b>Energia até 7% de deformação (MJ/m<sup>3</sup>)</b>	$145,9 \pm 4,9$

Ao comparar os resultados de tensão máxima entre o material solubilizado e nas duas condições de envelhecimento, nota-se um aumento da tensão máxima suportada. De acordo com Dehgahi et al. (2021), o aumento da resistência do material a altas taxas de deformação pode ser explicado pela interação entre os precipitados e discordâncias, nos quais os precipitados atuam como barreiras para a movimentação das discordâncias, aumentando a resistência do material. Com o aumento da taxa de deformação, há um aumento também da densidade de discordâncias no interior do material, o que maximiza o efeito do aumento de resistência (DEHGAHI, 2021).

Além disso, observa-se que a deformação total das amostras solubilizadas é maior do que as das amostras envelhecidas. Isso está de acordo com o esperado para o material nas condições quasi-estáticas de ensaio, já que a realização de tratamentos térmicos de envelhecimento resulta em diminuição da ductilidade do material. Entretanto, ao analisar os dados de energia, nota-se que há um aumento das energias absorvidas até a tensão máxima e até 7% de deformação, mesmo com a redução da ductilidade das

amostras envelhecidas. Isso contraria o esperado em condições quasi-estáticas, nas quais, normalmente, um aumento da ductilidade do material implica no aumento da energia absorvida até a fratura.

Ao comparar o resultado de tensão máxima (MPa) entre os ensaios quasi-estáticos, apresentados na Tabela 36, e dinâmicos, apresentados nas Tabelas 41 e 42, vemos que há um aumento de, aproximadamente, 36% no valor de tensão máxima para a condição de envelhecimento a 480 °C por 3 h e de, aproximadamente, 49% para a condição de envelhecimento a 480 °C por 5 h. Isso mostra que o aço maraging tem um comportamento sensível à taxa de deformação, o que demonstra a importância da análise dinâmica na caracterização para a aplicação desejada na área balística. Essa dependência do comportamento do material com a taxa de deformação já havia sido observada por Song (2017) e por Dehgahi et al. (2021).

Ressalta-se que o ensaio quasi-estático realizado foi um ensaio de tração, enquanto o dinâmico foi de compressão. Entretanto, conforme observado por Song (2017) em seu estudo realizado em aço maraging 250, existe uma simetria considerável nos gráficos tensão-deformação para compressão e tensão dinâmica para este material, com exceção das deformações de fratura (SONG, 2017).

Por fim, foram realizadas análise de variância e Teste de Tukey nos dados obtidos, de modo a verificar se existe diferença significativa entre as médias de tensão máxima, deformação total, energia absorvida até a tensão máxima e energia absorvida até 7% de deformação, nas duas condições de envelhecimento, com 95% de confiança. Os resultados e os dados utilizados na análise foram dispostos nas Tabelas 43 a 46.

Tabela 43 – Análise de variância e Teste de Tukey para os dados de tensão máxima do ensaio dinâmico.

<b>Análise de variância – Tensão máxima</b>					
<b>Causas de variação</b>	<b>GL</b>	<b>SQ</b>	<b>QM</b>	<b>F(calc)</b>	<b>F(crít)*</b>
Tratamentos	1	63654	63654	19,52	7,71
Resíduo	4	13042	3260,5		
Total	5	76696			
<b>Teste de Tukey – Tensão máxima</b>					
<b>GL(R)</b>	<b>q**</b>	<b>QMR</b>	<b>R</b>	<b>DMS</b>	
4	3,93	3260,5	3	129,56	

\*De acordo com a distribuição F de Snedecor, com 5% de significância.

\*\*De acordo com a tabela de amplitude total estudentizada. para o Teste de Tukey, com 5% de significância.

Em relação às tensões máximas, como a diferença absoluta entre as médias dos dois tratamentos realizados é maior do que a diferença mínima significativa (DMS) pelo Teste de Tukey, pode-se dizer, com 95% de confiança, que as médias são diferentes. Sendo

Tabela 44 – Análise de variância para os dados de deformação total do ensaio dinâmico.

<b>Análise de variância – Deformação total</b>					
<b>Causas de variação</b>	<b>GL</b>	<b>SQ</b>	<b>QM</b>	<b>F(calc)</b>	<b>F(crít)*</b>
Tratamentos	1	0,000007	0,000007	0,30	7,71
Resíduo	4	0,000092	0,000023		
Total	5	0,000099			

\*De acordo com a distribuição F de Snedecor, com 5% de significância.

Tabela 45 – Análise de variância e Teste de Tukey para os dados de energia até a tensão máxima do ensaio dinâmico.

<b>Análise de variância – Energia até Tensão Máxima</b>					
<b>Causas de variação</b>	<b>GL</b>	<b>SQ</b>	<b>QM</b>	<b>F(calc)</b>	<b>F(crít)*</b>
Tratamentos	1	60,17	60,17	6,90	7,71
Resíduo	4	34,89	8,72		
Total	5	95,06			

\*De acordo com a distribuição F de Snedecor, com 5% de significância.

Tabela 46 – Análise de variância e Teste de Tukey para os dados de energia até 7% de deformação do ensaio dinâmico.

<b>Análise de variância – Energia até 7% de Deformação</b>					
<b>Causas de variação</b>	<b>GL</b>	<b>SQ</b>	<b>QM</b>	<b>F(calc)</b>	<b>F(crít)*</b>
Tratamentos	1	1,50	1,50	0,07	7,71
Resíduo	4	85,29	21,32		
Total	5	86,79			

\*De acordo com a distribuição F de Snedecor, com 5% de significância.

assim, é possível afirmar que o envelhecimento a 480 °C por 5 h proporciona uma maior tensão máxima ao aço maraging 250 do que o envelhecimento à mesma temperatura por 3 h. Esse aumento de tensão máxima é de, aproximadamente, 8%. Como o ensaio a altas taxas de deformação se aproxima mais da situação de emprego desejada para o material, pode-se dizer que o aço maraging 250 envelhecido a 480 °C por 5 h seria mais vantajoso em termos de resistência mecânica do que o mesmo aço envelhecido por 3 h para a aplicação balística, já que a tensão máxima suportada pelo aço atua no projétil reduzindo seu poder de penetração.

Em relação às deformações totais e às energias absorvidas, as Tabelas 44 a 46 mostram que os valores de F(calculado) foram menores do que os respectivos F(crítico). Isso significa que não é possível dizer, com 95% de confiança, que há diferença significativa entre os envelhecimentos realizados, em relação à deformação total sofrida pelo material e às energias absorvidas (até a tensão máxima e até 7% de deformação). Entretanto, esse baixo valor de F(calculado) pode ser devido ao número reduzido de amostras em cada

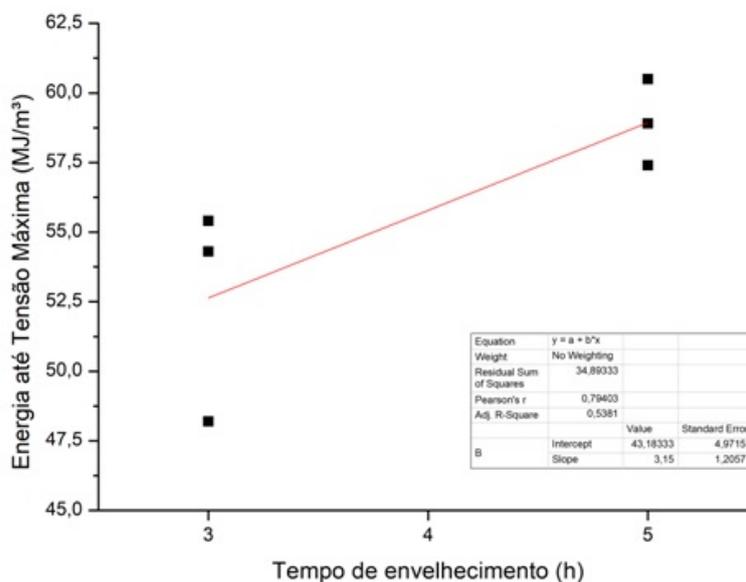


Figura 88 – Gráfico de energia absorvida até a tensão máxima em função do tempo de envelhecimento e regressão linear dos pontos.

condição, o que motivou uma análise mais aprofundada em relação aos parâmetros de energia. As Figuras 88 e 89 apresentam os gráficos de energia até a tensão máxima por tempo de envelhecimento e de energia até 7% de deformação por tempo de envelhecimento, respectivamente. Nesses gráficos, também foram plotadas as respectivas curvas de regressão linear.

De acordo com os parâmetros da regressão linear, vê-se que para a energia absorvida até a tensão máxima tem-se um coeficiente de correlação linear de 0,794, o que indica uma forte correlação entre as variáveis. Sendo assim, embora a análise de variância não tenha indicado diferença estatística significativa entre os tratamentos térmicos de 3 e 5 h, pode-se dizer que existe uma tendência ao aumento dessa energia absorvida com o aumento do tempo de envelhecimento de 3 para 5 h.

Por outro lado, para os dados de energia absorvida até 7% de deformação, o coeficiente de correlação linear foi de 0,131, indicando uma fraca correlação entre as variáveis. Portanto, não é possível dizer que exista uma tendência ao aumento dessa energia absorvida com o aumento do tempo de envelhecimento de 3 para 5 h.

Uma sugestão para trabalhos futuros seria o aprofundamento do estudo dessa variação dos parâmetros de tensão máxima e energia absorvida para outros tempos de envelhecimento.

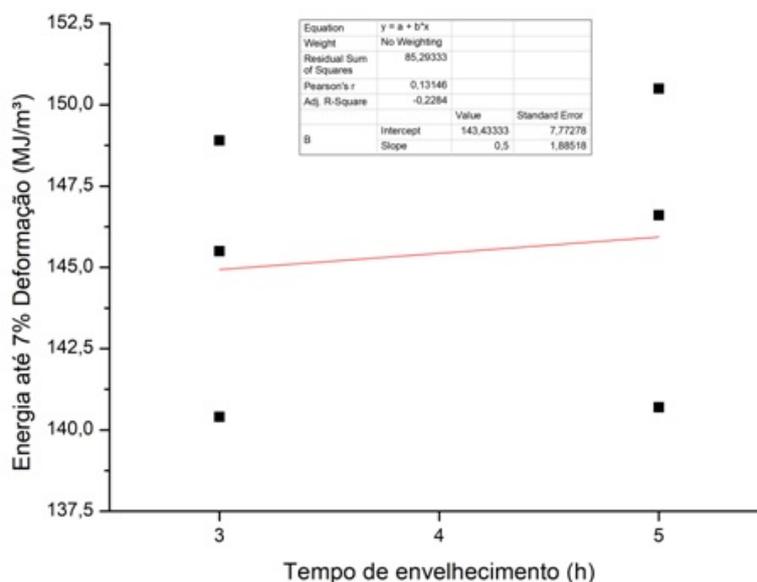


Figura 89 – Gráfico de energia absorvida até 7% de deformação em função do tempo de envelhecimento e regressão linear dos pontos.

#### 4.4.6 Considerações gerais

De modo geral, não foi possível observar diferenças significativas na caracterização mecânica do material para as condições de envelhecimento estudadas (480 °C por 3 h e por 5 h) quando analisados somente os testes a baixas taxas de deformação. Entretanto, durante a caracterização dinâmica, foi possível observar um aumento de, aproximadamente, 8% na tensão máxima suportada pelo aço envelhecido a 480 °C por 5 h em relação ao envelhecimento a 480 °C por 3 h. Além disso, constatou-se uma tendência de aumento de energia absorvida até a tensão máxima com o aumento do tempo de envelhecimento de 3 para 5 h. Como a condição de carregamento dinâmico se aproxima mais da aplicação balística desejada, pode-se dizer que o tratamento térmico a 480 °C por 5 h seria o mais adequado para o material em questão.

## 5 CONCLUSÃO

Com base nos resultados observados nos ensaios balísticos e nas caracterizações realizadas, foi possível concluir que:

- O primeiro ensaio balístico mostrou a eficiência da geometria poliondular para proteção balística, além da importância de espaçamento entre as camadas da blindagem. Nessa etapa, o espaçamento de 30 mm apresentou-se como a melhor alternativa. Além disso, as regiões côncavas das amostras representaram pontos críticos da blindagem, sendo a única região perfurada em todos os corpos-de-prova poliondulares;

- Houve falha na preparação das amostras para o segundo ensaio balístico, o que prejudicou a obtenção da solução balística otimizada em termos de configuração e tratamentos térmicos. Apesar disso, foi possível observar que a condição com desvio entre a primeira e a segunda camada apresentou resultados piores do que a sem desvio. Isso indica que, em trabalhos futuros, uma nova abordagem para solucionar o pior desempenho do material na região côncava seja a utilização de tiras de reforço nessas regiões, uma vez que a aproximação causada em determinadas regiões da amostra, devido ao desvio das camadas, foi prejudicial ao comportamento balístico.

- Em relação à caracterização do aço maraging 250 submetido aos envelhecimentos a 480 °C por 3 e 5 h, não foi possível observar diferenças significativas entre os materiais ao analisar somente os ensaios quasi-estáticos. Porém, na execução de ensaios a altas taxas de deformação, observou-se uma maior tensão máxima e uma tendência de aumento de energia absorvida até a tensão máxima para a condição de 5 h, indicando que, para aplicação balística, essa condição seja melhor. Além disso, foi possível confirmar o comportamento dependente da taxa de deformação para o aço maraging 250 estudado, que apresentou maiores valores de tensão máxima para o carregamento dinâmico do que para o carregamento quasi-estático. Isso confirma a necessidade do aprofundamento do estudo a altas taxas de deformação, a fim de uma melhor compreensão do comportamento do material para a aplicação balística desejada.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados e conclusão deste estudo, sugere-se para trabalhos futuros:

- A utilização de uma amostra plana de dimensões reduzidas, para teste de dureza, colocada no forno junto ao corpo-de-prova a ser envelhecido para ensaio balístico. Desse modo, é possível realizar o teste de dureza nessa amostra e verificar a eficiência do tratamento térmico antes da realização do teste balístico;

- Estudo do efeito do desvio entre camadas em relação ao desempenho balístico, quantificando as vantagens do desalinhamento das regiões críticas com as desvantagens da redução do distanciamento entre camadas;

- Estudo do efeito de um desvio mais acentuado entre camadas, de modo que a região convexa da primeira camada coincida com a região côncava da segunda, para fins de desempenho balístico;

- Análise do desempenho balístico de amostras poliondulares espaçadas, mas com a utilização de reforços nas regiões críticas da geometria (regiões côncavas);

- Aprofundamento do estudo do comportamento dinâmico do aço maraging 250 envelhecido a 480 °C por 5 h, com variação das taxas de deformação e análise microestrutural após a execução do ensaio dinâmico.

- Aprofundamento do estudo da variação dos parâmetros de tensão máxima e energia absorvida a altas taxas de deformação para diferentes tempos de envelhecimento.

- Estudo do comportamento balístico do aço maraging 250 com diferentes condições de envelhecimento (e, conseqüentemente, com diferentes valores de dureza) para fins de caracterização do material como disruptor ou absorvedor.

## REFERÊNCIAS

- ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR 15000: Blindagens Para Impactos Balísticos - Classificação e Critérios de Avaliação**. Rio de Janeiro. 2005.
- ASM Handbook, Volume 8, **Mechanical Testing and Evaluation**, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2000.
- ASTM – American Society for Testing Materials. **E18-15: Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials**. 2015.
- ASTM – American Society for Testing Materials. **E8/E8M – 16a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. 2016a.
- ASTM – American Society for Testing Materials. **E23-16b: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. 2016b.
- ASTM – American Society for Testing Materials. **E384 17: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. 2017.
- BEN-DOR, G.; DUBINSKY, A.; ELPERIN, T. **New Results on Ballistic Performance of Multi-Layered Metal Shields: Review**. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, v. 88, p. 1-8, 2017.
- BORVIK, T.; DEY, S.; CLAUSEN, A. H. **Perforation Resistance of Five Different High-Strength Steel Plates Subjected to Small-Arms Projectiles**. International Journal of Impact Engineering, v. 36, p. 948-964, 2009.
- CHEN, W.; SONG, B. **Split Hopkinson (Kolsky) Bar: Design, Testing and Applications**. Springer: New York, 2011.
- CROUCH I. G. **The Science of Armour Materials**. Woodhead Publishing in Materials, 2017.
- CUNHA, D. F. **Comportamento Dinâmico de Placas Metálicas Poliondulares e sua Aplicação em Blindagens Balísticas**. Dissertação de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2019.
- DA FONSECA, D. P. M.; FEITOSA, A. L. M.; DE CARVALHO, L. G.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. **A Short Review on Ultra-High-Strength Maraging Steels and Future Perspectives**. Materials Research, V. 24, 2021.
- DACAL, T. M. L. A. **Estudo de Placas de Titânio com Superfície Poliondular para Aplicação Balística**. Dissertação de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2021.

- DEHGAHI, S.; PIRGAZI, H.; SANJARI, M.; ALAGHMANDFARD, R.; TALLON, J.; ODESHI, A.; KESTENS, L.; MOHAMMADI, M. **Texture evolution during high strain-rate compressive loading of maraging steels produced by laser powder bed fusion**. *Materials Characterization*, v. 178, 2021.
- DIAS, R. R. **Desenvolvimento de Compósito Polimérico com Matriz Termoplástica Nanoestruturada para Uso em Capacetes Balísticos**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2019.
- FERREIRA, F. J. **Análise do Comportamento Dinâmico de Componentes Estruturais sob Solicitações Generalizadas**. Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2003.
- FORÇAS Blindadas. **Escritório de Projetos do Exército Brasileiro**, [s.d.]. Disponível em: <<http://www.epex.eb.mil.br/index.php/texto-explicativo>>. Acesso em: 16 de jun. de 2022.
- GOLDSTEIN, J. I.; NEWBURY, D. E.; ECHLIN, P.; JOY, D. C.; LYMAN, C. E.; LIFSHIN, C.; SAWYER, L.; MICHAEL, J. R. **Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis**. Kluwer Academic/Plenum Publishers: New York, 2003.
- GOMES, A.V., **Comportamento Balístico de Alumina com Adição de Nióbia e Variação da Geometria do Alvo**. Tese de Doutorado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2004.
- HALL, A. M.; SLUNDER, C. J. **The Metallurgy Behaviour and Application of the 18-Percent Nickel Maraging Steel: A Survey**. Office of Technology Utilization National Aeronautics and Space Administration: Washington, DC, 1968.
- HAZELL, P. J. **Armour: Materials, Theory and Design**. Boca Raton: CRC Press, 2016.
- HOLT, J. M. **Uniaxial Tension Testing**, *Metals Handbook*, v. 8, ASM, p. 297-337, 2000.
- INCO. **18 Per Cent Nickel Maraging Steels: Engineering Properties**. Source book on maraging steels, ASM, 1976.
- KILIÇ, N.; EKICI, B. **Ballistic resistance of high hardness armor steels against 7.62 mm armor piercing ammunition**. *Materials and Design*, v. 44, p. 35–48, 2013.
- KRISHNA TEJA PALLETI, H. N.; GURUSAMY, S.; SANTOSH KUMAR; SONI, R.; JOHN, B.; VAIDYA, R.; BHOGE, A.; NAIK, N. K. **Ballistic Impact Performance of Metallic Targets**. *Materials and Design*, v. 39, p. 253-263, 2012.
- LAIBLE, R. C. **Ballistic Materials and Penetration Mechanics**. New York. Elsevier, 1980.
- LENIHAN, D.; RONAN, W.; O'DONOGHUE, P. E.; LEEN, S. B. **A Review of the**

- Integrity of Metallic Vehicle Armour to Projectile Attack.** Journal of Materials: Design and Applications, v. 233 (1), p. 73–94, 2019.
- MELIANDE, N. M. **Caracterização de Compósitos Híbridos de Epóxi com Tecido de Aramida e Manta de Curauá para Capacete Balístico.** Dissertação de mestrado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2022.
- MEYERS, M. A. **Dynamic Behavior Of Materials.** San Diego: John Wiley Sons, 1994.
- MONTEIRO, S. N.; LOURO, L. H. L.; GOMES, A. V.; CHAGAS, C. F. M.; CALDEIRA, A. B.; LIMA JR, E. P. **How Effective is a Convex Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> Ceramic Armor?.** Ceramics International, v. 42, p. 7844-7847, 2016.
- MUNIÇÃO CBC 7,62x51mm comum. **Companhia Brasileira de Cartuchos,** [s.d.]. Disponível em: <<https://www.cbc.com.br/produtos/762x51mm-comum-nato-ball/>>. Acesso em: 19 de jun. de 2022.
- NAHME, H.; LACH, E. **Dynamic Behaviour of High Strength Armor Steels.** Journal de Physique IV: França, 1997.
- PADILHA, A. F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura.** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
- PIRES, T. L. M. C. A. **Barra de Pressão de Hopkinson: Conceção e Desenvolvimento de um Projeto de uma Barra de Pressão de Hopkinson para Realização de Ensaios Mecânicos.** Dissertação de mestrado, Escola Naval, Alfeite, 2016.
- PORTFÓLIO Estratégico do Exército. **Escritório de Projetos do Exército Brasileiro,** [s.d.]. Disponível em: <<http://www.epex.eb.mil.br/index.php/texto-explicativo>>. Acesso em: 16 de jun. de 2022.
- OLIVEIRA, S. S.; MONSORES, K. G. C.; DA SILVA, A. O.; MONTEIRO, S. N.; PAULA, A. S.; WEBER, R. P. **Adiabatic shear bands produced in a metallic armor, after dynamic compression with a Hopkinson pressure bar.** Journal of Materials Research and Technology, v. 17, p. 2505-2517, 2022.
- RELINC®. **Manual de Operação Split Hopkinson Pressure Bar.** [S.l.: s.n.], 2014.
- RYAN, S.; LI, H.; EDGERTON, M.; GALLARDY, D.; CIMPOERU, S. J. **The Ballistic Performance of an Ultra-High Hardness Armour Steel: an Experimental Investigation.** International Journal of Impact Engineering, v. 94, p. 60-73, 2016.
- SANTANA, S. I. V. **Microestrutura de um Aço Maraging 350 Submetido a Tratamentos Termomecânicos.** Tese de Doutorado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2017.
- SAE – Society of Automotive Engineers. **AMS2759/3 G: Heat Treatment, Precipitation-**

**Hardening Corrosion-Resistant and Maraging Steel Parts.** 2019.

SAE – Society of Automotive Engineers. **AMS6512 H: Steel, Maraging, Bars, Forgings, Tubing, and Rings 18Ni – 7.8Co – 4.9Mo – 0,10Al Consumable Electrode Vacuum Melted, Annealed.** 2017.

SAE – Society of Automotive Engineers. **AMS6520 - Steel, Maraging, Sheet, Strip, and Plate 18Ni - 7.8Co - 4.9Mo - 0.40Ti - 0.10Al Consumable Electrode Melted, Solution Heat Treated.** 2016.

SCHMIDT, M.; ROHRBACH, K.; **Heat treatment of maraging steels**, ASM Handbook, v. 4, ASM, p. 219-228, 1990.

SILVA, A. L. V. C.; MEI P. R. **Aços e Ligas Especiais.** São Paulo. Blucher, 2010.

SONG, B.; SANBORN, B.; WAKELAND, P. E.; FURNISH, M. D. **Dynamic Characterization and Stress-Strain Symmetry of Vascomax® C250 Maraging Steel in Compression and Tension.** Procedia Engineering, v. 197, 2017.

TOBOLSKI, E. L.; FEE, A. **Macroindentation Hardness Testing**, ASM Handbook, v. 4, ASM, p. 428-468, 2000.

TYPE: 7.62 X 51 M80 NATO. **Ammo Bullet**, c2020. Disponível em: <<https://www.ammoandbullet.com/7-62-x-51-m80-data/>>. Acesso em: 19 de jun. de 2022.

VELENTZAS, G.C. **Spaced Armour Systems.** 24 MVT M.Sc. Project Report, Royal Military College of Science, Shrivenham: 1996.

UNITED STATES DEFENSE STANDARD. **MIL-S-46850-D: Steel: Bar, Plate, Sheet, Strip, Forgings, and Extrusions, 18 Percent Nickel Alloy, Maraging, 200 ksi, 250 ksi, 300ksi, High Quality.** 1991.

YAZIV, D., REIFEN, Y., KIVITY, Y. **Spacing effect on the performance of ceramic targets.** Paper Presented at the 16th International Symposium on Ballistics, San Francisco, 1996.

# ANEXO A – CERTIFICADO DE QUALIDADE DO AÇO MARAGING 250



## CERTIFICADO DE QUALIDADE

CONFORME EN 10204 3.1

Nosso sistema de qualidade é certificado de acordo com ISO 9001, TS 16949, NBR 15100 (AS 9100) e NADCAP (tratamento térmico e ultrassom).  
Certificação Ambiental ISO 14001.

CERTIFICADO

Pag. 1 / 3

NOTA FISCAL

<b>CLIENTE</b>							
PEDIDO DO CLIENTE / SEQUÊNCIA / ITEM							
<b>OP</b>	<b>LOTE</b>	<b>VOLUME</b>	<b>PESO</b>	<b>QUANTIDADE</b>			
<b>LIGA VILLARES</b>				<b>LIGA CLIENTE/SIMILAR</b>			
VART250QA				MARAGING 250			
<b>DIMENSÕES</b>		<b>COMPRIMENTO (mm)</b>	<b>Nº DO DESENHO</b>				
60,00 Tol (-)0,800 (+)0,800 300,00 Tol (-)0,000 (+)5,000							
<b>PRODUTO</b>		<b>TRATAMENTO TÉRMICO</b>			<b>ACABAMENTO</b>		
Barra Chato Canto Vivo		Solubilizado			Fres. Larg., Bruto Espes		
<b>LINHA DE PRODUTO</b>		<b>PROCESSO DE FUSÃO</b>				<b>CORRIDA</b>	
Laminados		VIM + VAR				5704014	
<b>COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% em peso)</b>							
Análise química na liga							
C 0,004	Si 0,05	Mn <0,01	P <0,005	S 0,0011	Co 8,49	Cr 0,08	Mo 5,2000
Ni 18,23	Cu 0,02	Ti 0,47	Al 0,107	B 0,0018	Zr 0,012	Mg <0,005	Ca <0,0010
N <0,0010	O <0,0010						
Análise química - Pé do Lingote							
C 0,004	Si 0,05	Mn <0,01	P <0,005	S 0,0011	Co 8,44	Cr 0,08	Mo 5,2000
Ni 18,16	Cu 0,02	Ti 0,47	Al 0,108	B 0,0017	Zr 0,011	Mg <0,005	Ca <0,0010
N <0,0010	O <0,0010						
<b>NORMAS ATENDIDAS</b>							
<b>Ciclo de tratamento térmico</b>							
Ciclo 1: Solubilização		Forno 1: 02		Carga 1: 163			
Temperatura 1: 830 °C		Tempo 1: 6,0 horas		Resfriam. 1: Água			
<b>Macrografia conforme norma ASTM E381</b>							
Situação: Aprovado		Severidade: S1 / R1 / C1					
<b>Microinclusão conforme norma ASTM E45</b>							
A Fina: 0		B Fina: 0		C Fina: 0			
D Fina: 1		E Fina: 1		A Grossa: 0			
B Grossa: 0		C Grossa: 0		D Grossa: 0			
E Grossa: 0							
Method D INGOT TOP							
<b>Tamanho de grão conforme norma ASTM E112</b>							
Situação: Aprovado							
TAMANHO DE GRÃO ENCONTRADO: 6 ASTM; 100x; VILLELA; MID-RADIUS							
<b>A VILLARES METALS DECLARA QUE ESTE PRODUTO ESTÁ EM CONFORMIDADE COM AS ESPECIFICAÇÕES DO PEDIDO DE COMPRA</b>							
USINA DE SUMARÉ / ESCRITÓRIO CENTRAL R. Alfredo Dumont Villares, 155 13178-902 # Sumaré - SP # BRAZIL Fone: 55 19 3303-8000 Fax: 55 19 3303-8695 e-mail: metala@villaresmetals.com.br							



## CERTIFICADO DE QUALIDADE

CONFORME EN 10204 3.1

CERTIFICADO

Pag. 2/ 3

NOTA FISCAL

Nosso sistema de qualidade é certificado de acordo com ISO 9001, TS 16949, NBR 15100 (AS 9100) e NADCAP (tratamento térmico e ultrassom).  
Certificação Ambiental ISO 14001.

Tração na am. tratada - longitudinal conforme norma ASTM E8		
Corpo de prova n°: 7310-A	Posição: Longitudinal	Temperatura: 24,9 °C
Dimensão: 12,44 mm	Lim. resist.: 278 ksi	Lim. esc. 0,2%: 268 ksi
Estricção: 58,4 %	Alongamento: 15,0 %	
Tração na am. tratada - longitudinal conforme norma ASTM E8		
Corpo de prova n°: 7310-B	Posição: Longitudinal	Temperatura: 24,9 °C
Dimensão: 12,48 mm	Lim. resist.: 277 ksi	Lim. esc. 0,2%: 269 ksi
Estricção: 58,2 %	Alongamento: 12,9 %	
Tração na am. tratada - longitudinal conforme norma ASTM E8		
Corpo de prova n°: 7310-C	Posição: Longitudinal	Temperatura: 24,9 °C
Dimensão: 12,50 mm	Lim. resist.: 277 ksi	Lim. esc. 0,2%: 268 ksi
Estricção: 56,5 %	Alongamento: 13,0 %	
Tração na am. tratada - transversal conforme norma ASTM E8		
Corpo de prova n°: 7310-D	Posição: Transversal	Temperatura: 24,9 °C
Dimensão: 12,49 mm	Lim. resist.: 278 ksi	Lim. esc. 0,2%: 269 ksi
Estricção: 52,0 %	Alongamento: 12,5 %	
Impacto na amostra tratada conforme norma ASTM E23		
Corpo de prova n°: 7310	Tipo do CP: Charpy-V	Temperatura ambiente: 23,1 °C
Sentido 1: Longitudinal	Valor 1A: 23,40 Jf	Valor 1B: 24,40 Jf
Valor 1C: 22,30 Jf	Valor Médio 1: 23,34 Jf	
Dureza conforme norma ASTM E18		
Resultado: 28 HRC		
1- 26 HRC / 2- 27 HRC / 3- 29 HRC / 4- 29 HRC / AVERAGE- 28 HRC.		
Dureza na amostra tratada conforme norma ASTM E18		
Resultado: 51 HRC		
51; 51; 52 HRC / AVERAGE- 51 HRC.		
Tenacidade à fratura conforme norma ASTM E399		
KIC: 96,09 KS		
Tenacidade à fratura conforme norma ASTM E399		
KIC: 94,45 KS		
Tenacidade à fratura conforme norma ASTM E399		
KIC: 93,14 mm		
Ultra-som conforme norma AMS 2154 CLAA		
Situação: Aprovado		
Acceptance criteria: Class AA.		
Fbh=1,2 mm		
A VILLARES METALS DECLARA QUE ESTE PRODUTO ESTÁ EM CONFORMIDADE COM AS ESPECIFICAÇÕES DO PEDIDO DE COMPRA		
USINA DE SUMARÉ / ESCRITÓRIO CENTRAL R. Alfredo Dumont Villares, 155 13178-902 # Sumaré - SP # BRAZIL Fone: 55 19 3303-8000 Fax: 55 19 3303-8696 e-mail: metais@villaresmetals.com.br		



**CERTIFICADO DE QUALIDADE**

CONFORME EN 10204 3.1

CERTIFICADO

Pag. 3/ 3

NOTA FISCAL

Nosso sistema de qualidade é certificado de acordo com ISO 9001, TS 16949, NBR 15100 (AS 9100) e NADCAP (tratamento térmico e ultrassom). Certificação Ambiental ISO 14001.

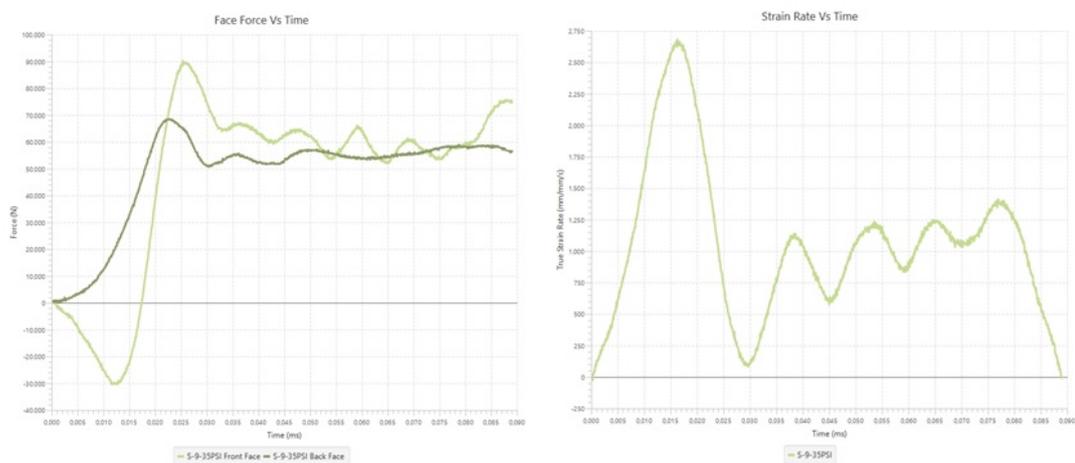
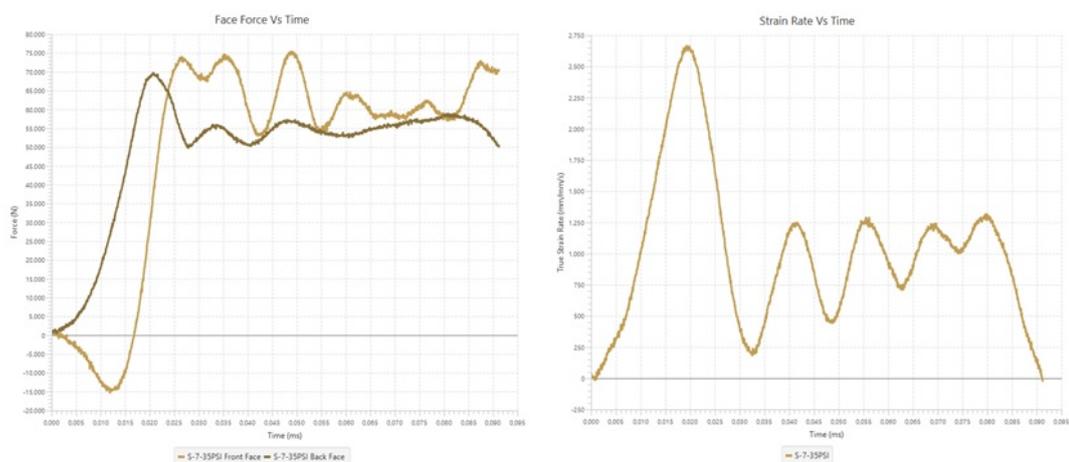
<b>Inspeção visual e dimensional</b>	
Situação: Aprovado	
<b>Teste anti-mistura</b>	
Situação: Aprovado	
<b>OBSERVAÇÕES</b>	
<b>A VILLARES METALS DECLARA QUE ESTE PRODUTO ESTÁ EM CONFORMIDADE COM AS ESPECIFICAÇÕES DO PEDIDO DE COMPRA</b>	
USINA DE SUMARÉ / ESCRITÓRIO CENTRAL R. Alfredo Dumont Villares, 155 13178-902 # Sumaré - SP # BRAZIL Fone: 55 19 3303-8000 Fax: 55 19 3303-8696 e-mail: metais@villaresmetals.com.br	

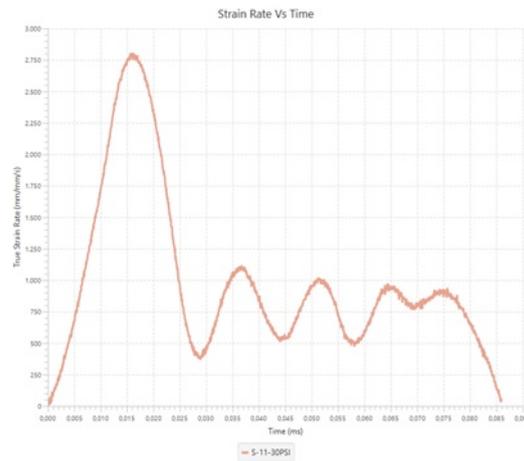
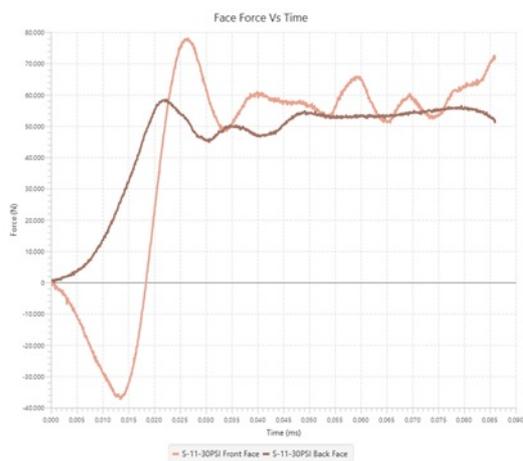




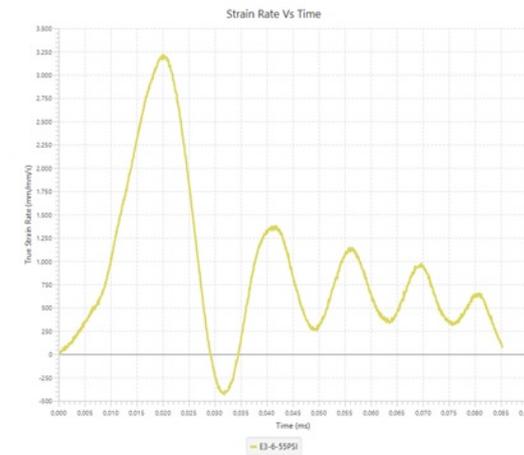
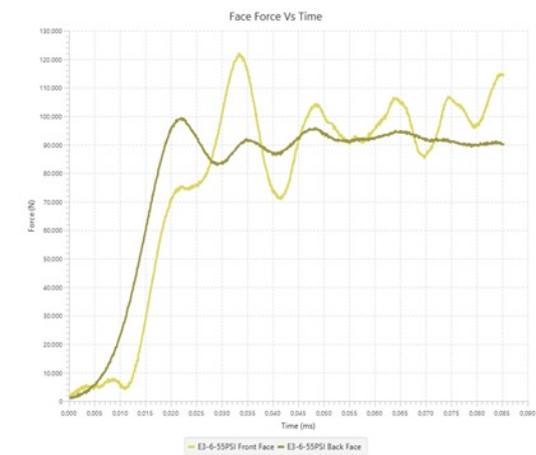
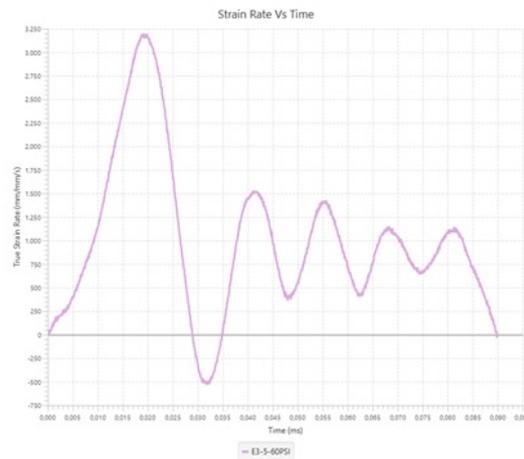
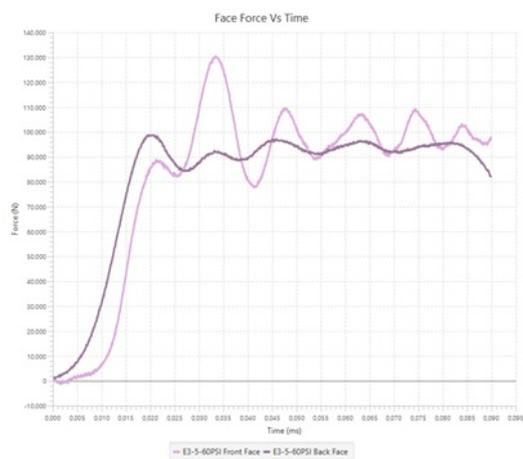
## ANEXO D – GRÁFICOS DO ENSAIO DE COMPRESSÃO EM BARRA HOPKINSON (FORÇA X TEMPO E TAXA DE DEFORMAÇÃO X TEMPO)

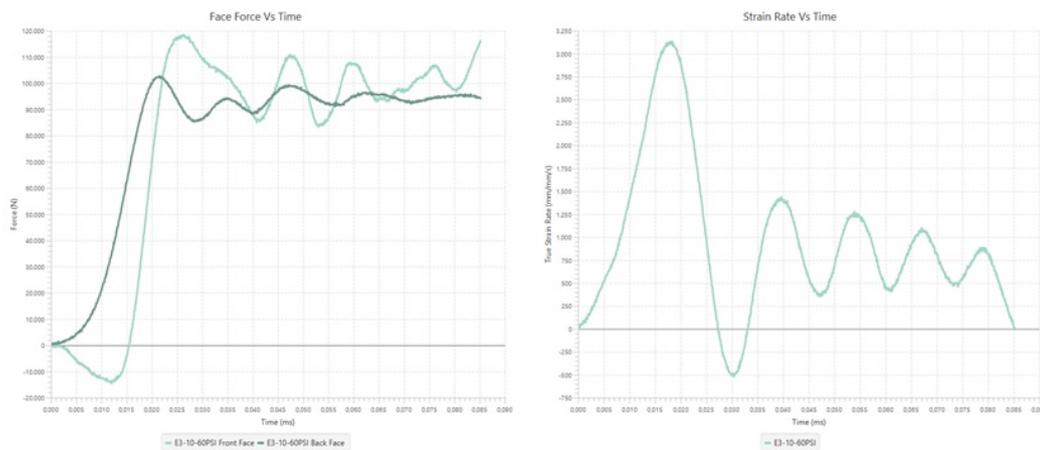
1) Amostras solubilizadas:





2) Amostras envelhecidas a 480 °C por 3 h:





3) Amostras envelhecidas a 480 °C por 5 h:

