

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

DARCIA MARIA BRANDÃO DE SOUZA

**ESTUDO DE PLACAS POLIONDULARES DE AÇO *MARAGING* 250
TRATADAS TERMICAMENTE PARA PROTEÇÃO BALÍSTICA**

**RIO DE JANEIRO
2024**

DARCIA MARIA BRANDÃO DE SOUZA

ESTUDO DE PLACAS POLIONDULARES DE AÇO *MARAGING* 250
TRATADAS TERMICAMENTE PARA PROTEÇÃO BALÍSTICA

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

Orientador(es): Alaelson Vieira Gomes, D.Sc.
Andersan dos Santos Paula, D.Sc.

Rio de Janeiro

2024

©2024

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).

Souza, Darcia Maria Brandão de.

ESTUDO DE PLACAS POLIIONDULARES DE AÇO *MARAGING* 250 TRATADAS TERMICAMENTE PARA PROTEÇÃO BALÍSTICA / Darcia Maria Brandão de Souza. – Rio de Janeiro, 2024.

128 f.

Orientador(es): Alaelson Vieira Gomes e Andersan dos Santos Paula.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência e Engenharia de Materiais, 2024.

1. Sistema de blindagem multicamadas. 2. Aço *Maraging* 250. 3. Envelhecimento. 4. Poliiondular. 5. Camada de ar atmosférico. i. Gomes, Alaelson Vieira (orient.) ii. Paula, Andersan dos Santos (orient.) iii. Título

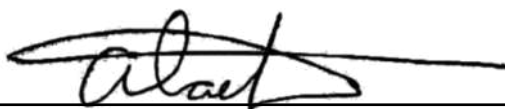
DARCIA MARIA BRANDÃO DE SOUZA

**ESTUDO DE PLACAS POLIONDULARES DE AÇO
MARAGING 250 TRATADAS TERMICAMENTE PARA
PROTEÇÃO BALÍSTICA**

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

Orientador(es): Alaelson Vieira Gomes e Andersan dos Santos Paula.

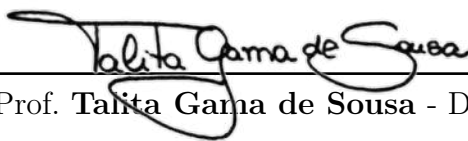
Aprovada em 22 de fevereiro de 2024, pela seguinte banca examinadora:



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



Prof. **Andersan dos Santos Paula** - D.Sc. do IME



Prof. **Talita Gama de Sousa** - D.Sc. do IME



Prof. **Simone Izabel Vieira de Santana** - D.Sc. da AMAN



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

Rio de Janeiro

2024

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a Deus, por permitir que eu concluísse mais uma etapa. Guiando-me em cada momento e concedendo-me serenidade, coragem e sabedoria.

Agradeço aos meus pais, Ana Paula e Edinaldo (in memoriam) e a minha avó Darcia por todo amor que recebo e por nunca terem medido esforços para me proporcionar o melhor que podiam em termos de educação. Minha avó sempre diz que a herança dos pobres é o livro.

Agradeço ao meu esposo Thiago e a minha filha Manuela por todo amor que recebo, pelo incentivo e pela compreensão da minha ausência em diversos momentos.

Agradeço aos meus orientadores, Cel Alaelson e Professora Andersan, por me orientarem nessa pesquisa, por compartilharem comigo seus conhecimentos e pela forma carinhosa e paciente com que sempre me trataram.

Agradeço aos professores das disciplinas que tive a oportunidade de cursar no mestrado. Minha gratidão por compartilharem seus conhecimentos e contribuírem para o meu aprimoramento profissional.

Agradeço aos integrantes do Centro Tecnológico do Exército, em especial a Maj Viviane Vivas, ao Maj Rodrigues, ao Cap Fonseca, ao SC Raphael Aragones e aos técnicos Francisco Santos e Victor Miranda, pela colaboração, compreensão e amizade.

Agradeço a todos que de alguma forma contribuíram para a condução das atividades desse estudo: ao apoio da empresa Villares Metals S.A. por fornecer do material utilizado neste trabalho; ao Arsenal de Guerra do Rio de Janeiro e ao Laboratório de Instrumentação e Tecnologia Mecânica (LITMEC/ CBPF) por realizar o corte das amostras; ao Instituto de Aeronáutica e Espaço pela confecção dos corpos de prova; à equipe da Linha IV da Seção de Testes do Centro de Avaliações do Exército por realizar o ensaio balístico; aos técnicos dos laboratórios do IME que me auxiliaram na condução dos ensaios; e ao Programa de Excelência Acadêmica (PROEX) da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (Capes) pelo fomento para manutenção das atividades acadêmicas e de pesquisa do PPGCEM/IME.

Agradeço a todos os amigos que fiz e aos que tive a oportunidade de reencontrar durante o mestrado. O companheirismo de vocês contribuiu para tornar esse desafio mais leve.

RESUMO

Este trabalho buscou analisar o comportamento balístico de um sistema de blindagem multicamadas espaçado composto por duas placas poliondulares de aço *maraging* 250 envelhecidas e por uma placa de alumínio sem adição de elementos de liga. A depender dos parâmetros de tempo e de temperatura utilizados no envelhecimento das placas poliondulares de aço *maraging*, foram estabelecidos três grupos para análise balística. Adicionalmente, o material plano foi caracterizado por meio de ensaios mecânicos quase-estáticos e dinâmicos nas condições solubilizado e envelhecido (após solubilização prévia). Observou-se que o material envelhecido a 480 °C por 5 h apresentou os maiores valores de dureza e de limite de resistência. Nos ensaios quase-estáticos, não foram observadas diferenças nas propriedades do material envelhecido a 450 °C e a 540 °C, ambos por 3 h. Entretanto, foi observada uma fragilização no comportamento dinâmico do material envelhecido a 540 °C por 3 h, possivelmente em decorrência da formação de austenita revertida. Realizou-se ensaio balístico baseado em adaptações da norma NBR 15000. Por meio de análises visuais após ensaio e informações obtidas com o Radar *Doppler* SL – 520P, verificou-se que o melhor comportamento balístico foi obtido para o grupo cujas duas placas poliondulares foram envelhecidas a 480 °C por 5 h. Dentre as posições de impacto, verificou-se que o melhor comportamento balístico foi obtido para a posição inclinado – inclinado, seguido pelas posições côncava – convexa e convexa – côncava. Não se observaram desvios significativos na trajetória do projétil com a utilização da camada intermediária de ar atmosférico entre as placas poliondulares.

Palavras-chave: Sistema de blindagem multicamadas; Aço Maraging 250; Envelhecimento; Poliondular; Camada de ar atmosférico.

ABSTRACT

This work analyzes the ballistic behavior of a spaced multilayer armor system composed of two aged 250 maraging steel polywave plates and an aluminum without addition of alloying elements plate. Depending on the time and temperature parameters used in the aging of the maraging polyundular steel plates, three groups were established for ballistic analysis. Additionally, the flat material was characterized through quasi-static and dynamic mechanical tests under solubilized and aged conditions (after prior solubilization). Note that the material aged at 480 °C for 5 h showed the highest hardness and ultimate strength values. In quasi-static tests, no significant differences were observed in the properties for the conditions heat treated at 450 and 540 °C, both for 3 h. However, there was a weakening in the dynamic behavior of the material aged at 540 °C for 3 h was found, possible resulting from the reversed austenite formation. Ballistic testing was carried out based on adaptations of the NBR 15000 standard. Through visual analyzes after testing and information obtained with the Doppler Radar SL – 520P, it was verified that the best ballistic behavior was obtained for the group whose two polywave plates were aged at 480 °C for 5 h. Among the impact positions, it was found that the best ballistic behavior was obtained for the inclined – inclined position, followed by the concave – convex and convex – concave positions. No significant deviations were observed in the projectile trajectory with the use of air gap between the polywave plates.

Keywords: Multilayer armor system; 250 maraging steel; Aging; Polywave; Air gap.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Sistema de blindagem mista associando material disruptivo e absorvedor (adaptado de (Hazell, 2016)).	24
Figura 2 – Esquemático da formação de buraco dúctil (adaptado de (Crouch, 2017)).	26
Figura 3 – Esquemático da formação de batoque (adaptado de (Crouch, 2017)). . .	27
Figura 4 – Esquemático da formação de disco (adaptado de (Crouch, 2017)). . . .	28
Figura 5 – Esquemático da formação de lascas (adaptado de (Crouch, 2017)). . . .	29
Figura 6 – Esquemático da fratura conoidal (adaptado de (Crouch, 2017)).	30
Figura 7 – Esquemáticos da formação de trincas (a) radiais e (b) circunferenciais (adaptado de (Crouch, 2017)).	31
Figura 8 – Esquemático da relação entre desempenho balístico e dureza da blindagem, indicando os prováveis mecanismos de falha operativos em cada faixa de dureza do material (adaptado de (Crouch, 2017)).	31
Figura 9 – Esquemático de um sistema de blindagem com três camadas (adaptado de (Crouch, 2017)).	33
Figura 10 – Vista transversal de placa poliondular e das regiões de impacto analisadas: (1) convexa, (2) intermediária e (3) côncava (Cunha, 2019).	37
Figura 11 – Esquemático da formação de ondas de tensão e de tensões de cisalhamento no interior do material balístico (adaptado de (Crouch, 2017)). . .	39
Figura 12 – Curvas tensão deformação compressivas para diferentes aços balísticos (adaptado de (Nahme; Lach, 1997)).	40
Figura 13 – Curvas tensão <i>versus</i> deformação (a) ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica; e (b) ocorrência de recristalização dinâmica a alta e a baixa taxas de deformação a quente (Padilha; Junior, 2005).	41
Figura 14 – Microestrutura esquemática da martensita em ripas formada no aço <i>maraging</i> (adaptado de (Morito <i>et al.</i> , 2003; Zhou <i>et al.</i> , 2019)).	43
Figura 15 – Efeito da adição de 8% de cobalto na variação de dureza <i>Rockwell C</i> em uma liga Fe-18%Ni-5%Mo (adaptado de (Rohrbach; Schmidt, 1991)).	44
Figura 16 – Diagrama de fases do sistema Fe-Ni na condição de equilíbrio e metaestável (adaptado de (Berns; Theisen, 2008; Silva; Mei, 2010))	46
Figura 17 – Resposta do material envelhecido isotermicamente a diferentes temperaturas (adaptado de (Viswanathan; Dey; Asundi, 1993)).	49
Figura 18 – Ilustração esquemática de uma curva de resistência mecânica ou de dureza <i>versus</i> tempo de envelhecimento para aços <i>maraging</i> (adaptado de (Berns; Theisen, 2008; Sha; Guo, 2009)).	50

Figura 19 – Micrografia da amostra não deformada de aço <i>maraging</i> 350 envelhecido a 550 °C por 10 horas (Freitas, 2018).	52
Figura 20 – Resultados obtidos em aço <i>maraging</i> envelhecido a 480 °C, (a) evolução da dureza e da tenacidade à fratura versus tempo de envelhecimento e (b) curva tensão versus deformação (adaptado de (Niu <i>et al.</i> , 2019)).	53
Figura 21 – (a) Vista lateral e (b) vista frontal das chapas laminadas.	54
Figura 22 – Placa com geometria poliondular.	55
Figura 23 – CP no formato <i>subsize</i> previsto em norma, unidade em mm (adaptado de (ASTM, 2021)).	59
Figura 24 – Barra de pressão <i>Hopkinson</i>	61
Figura 25 – Túnel balístico da Seção de Testes do CAEx. Em destaque, o provete e, ao fundo, o alvo.	62
Figura 26 – Disposição espacial do CP balístico.	63
Figura 27 – Posições de impacto: (a) vale - pico, (b) pico - vale e (c) inclinada - inclinada.	64
Figura 28 – Micrografias (MEV) da amostra CR, com aumento de 250 x, destacando a camada de óxido formada na superfície observada (a) com detector de SE e (b) com detector de BSE.	68
Figura 29 – Micrografias (MEV) da amostra CR: a) aumento de 100 x, SE, destacando a camada modificada total presente em uma das faces no plano da chapa; b) aumento de 400 x, BSE, destacando a diferença na composição química ao longo da camada modificada.	68
Figura 30 – Pontos da amostra CR nos quais foram realizadas as análises químicas por EDS ao longo da espessura.	69
Figura 31 – Mapeamento da amostra CR ao longo da espessura para os três elementos mais representativos: (a) Fe, (b) Ni e (c) Co.	69
Figura 32 – Micrografias (MEV) da amostra envelhecida a 540 °C por 3 horas: a) aumento de 250 x, SE, destacando a camada total formada na oxidação; b) aumento de 500 x, BSE, destacando que há diferença na composição ao longo da camada de óxido.	70
Figura 33 – Medidas de dureza, na escala <i>Rockwell C</i> , para as amostras CR e envelhecidas.	71
Figura 34 – Difratoograma do material na condição recebida.	74
Figura 35 – Difratoograma do material envelhecido a 450 °C por 3 h.	75
Figura 36 – Difratoograma do material envelhecido a 480 °C por 5 h.	75
Figura 37 – Difratoograma do material envelhecido a 540 °C por 3 h.	75
Figura 38 – Curvas tensão <i>versus</i> deformação de engenharia dos CP CR e envelhecidos (medido sem extensômetro).	78

Figura 39 – Pulsos característicos de propagação de onda em Barra <i>Hopkinson</i> para os CP CR e envelhecidos.	82
Figura 40 – Gráfico de força (N) <i>versus</i> tempo (ms) para avaliar o regime de equilíbrio de tensões na taxa de deformação empregada.	82
Figura 41 – Curvas de taxa de deformação em função do tempo para os CP CR (DCR) e envelhecidos (D450, D480 e D540).	83
Figura 42 – Curvas de tensão <i>versus</i> deformação de engenharia obtidas no ensaio de compressão dinâmica, para uma taxa de deformação de 1400/s.	84
Figura 43 – Vista frontal dos CP após ensaio balístico. CP 450_1: (a.1) placa superior, (a.2) placa inferior e (a.3) placa de alumínio; CP 450_2: (b.1) placa superior, (b.2) placa inferior e (b.3) placa de alumínio.	87
Figura 44 – (a) Face oposta da placa inferior de aço <i>maraging</i> , com destaque para trincas formadas nos impactos (b) 1 e (c) 4.	88
Figura 45 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o terceiro impacto no CP 450_2.	88
Figura 46 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o terceiro impacto no CP 450_1.	89
Figura 47 – Fragmento da placa de aço <i>maraging</i> retido na placa de alumínio no terceiro impacto do CP 450_1.	90
Figura 48 – Vista frontal dos CP após ensaio balístico. CP 480_1: (a.1) placa superior, (a.2) placa inferior e (a.3) placa de alumínio; CP 480_2: (b.1) placa superior, (b.2) placa inferior e (b.3) placa de alumínio.	92
Figura 49 – Vista frontal da face posterior da placa superior de aço <i>maraging</i> do grupo 2. CP 480_1: (a.1) face oposta da placa superior, com destaque para os impactos (a.2) 5 e (a.3) 3. CP 480_2: (b.1) face oposta da placa superior, com destaque para os impactos (b.2) 2 e 3 e (b.3) 4.	95
Figura 50 – Vista frontal dos CP após ensaio balístico. CP 540_1: (a.1) placa superior, (a.2) placa inferior e (a.3) placa de alumínio; CP 540_2: (b.1) placa superior, (b.2) placa inferior e (b.3) placa de alumínio.	96
Figura 51 – CP 540_2: Face posterior da placa inferior de aço <i>maraging</i> relativa ao impacto número 3.	97
Figura 52 – Destaque para os fragmentos da placa de aço <i>maraging</i> retidos na placa de alumínio: (a) CP 540_1 e (b) CP 540_2.	97
Figura 53 – Registro dos impactos balísticos que atingiram as placas inferiores de aço <i>maraging</i> do (a) grupo 1 e (b) grupo 3.	102
Figura 54 – Placas de alumínio dos grupos (a) 1 e (b) 3, com destaque para os estilhaços retidos e para marcas que sugerem ser provenientes de impactos com estilhaços.	102

Figura 55 – Micrografia (MEV) da amostra CR na seção de corte na espessura referente a DL (a) e a DT (b).	103
Figura 56 – Micrografia (MEV/SE) da amostra envelhecida a 450 °C por 3 h.	104
Figura 57 – Micrografia (MEV/SE) da amostra envelhecida a 480 °C por 5 h.	104
Figura 58 – Micrografia (MEV/SE) da amostra envelhecida a 540 °C por 3 h.	104
Figura 59 – Micrografia (MEV/SE), aumento 10.000 vezes, destacando com a seta vermelha, supostamente, a presença de austenita revertida na amostra envelhecida a 540 °C por 3 h, DL.	105
Figura 60 – Aspecto macrográfico (a) e detalhes micrográficos (b,c) da superfície de fratura do impacto balístico número 3 que atingiu a placa envelhecida a 450 °C por 3 h.	106
Figura 61 – Aspecto macrográfico (a) e detalhes micrográficos (b,c) da superfície de fratura do impacto balístico número 5 que atingiu a placa envelhecida a 480 °C por 5 h.	107
Figura 62 – Aspecto macrográfico (a) e detalhes micrográficos (b,c) da superfície de fratura do impacto balístico número 5 que atingiu a placa envelhecida a 540 °C por 3 h.	107
Figura 63 – Micrografia (MEV), com aumento de 1000 vezes, da superfície de fratura de uma liga de níquel apresentando planos de clivagem (Fractographs, 1992).	107
Figura 64 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o primeiro impacto no CP 450_1.	117
Figura 65 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o segundo impacto no CP 450_1.	117
Figura 66 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o terceiro impacto no CP 450_1.	118
Figura 67 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o quarto impacto no CP 450_1.	118
Figura 68 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o quinto impacto no CP 450_1.	118
Figura 69 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o primeiro impacto no CP 450_2.	119
Figura 70 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o segundo impacto no CP 450_2.	119
Figura 71 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o terceiro impacto no CP 450_2.	119
Figura 72 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o quarto impacto no CP 450_2.	120

Figura 73 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o primeiro impacto no CP 480_1.	121
Figura 74 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o segundo impacto no CP 480_1.	121
Figura 75 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o terceiro impacto no CP 480_1.	122
Figura 76 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o quarto impacto no CP 480_1.	122
Figura 77 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o quinto impacto no CP 480_1.	122
Figura 78 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o primeiro impacto no CP 480_2.	123
Figura 79 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o segundo impacto no CP 480_2.	123
Figura 80 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o terceiro impacto no CP 480_2.	123
Figura 81 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o quarto impacto no CP 480_2.	124
Figura 82 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o primeiro impacto no CP 540_1.	125
Figura 83 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o segundo impacto no CP 540_1.	125
Figura 84 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o terceiro impacto no CP 540_1.	126
Figura 85 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o quarto impacto no CP 540_1.	126
Figura 86 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o quinto impacto no CP 540_1.	126
Figura 87 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o primeiro impacto no CP 540_2.	127
Figura 88 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o segundo impacto no CP 540_2.	127
Figura 89 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o terceiro impacto no CP 540_2.	127
Figura 90 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar <i>Doppler</i> para o quarto impacto no CP 540_2.	128

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Níveis de proteção balística (adaptado de (ABNT, 2020)).	22
Tabela 2 – Composição nominal de aços <i>maraging</i> comerciais da série 18%Ni (adaptado de (Rohrbach; Schmidt, 1993)).	43
Tabela 3 – Funções dos principais elementos de liga presentes nos aços <i>maraging</i> (adaptado de (Pereloma; Edmonds, 2012; Rohrbach; Schmidt, 1991; Rohrbach; Schmidt, 1993)).	45
Tabela 4 – Propriedades mecânicas típicas de séries comerciais de aços <i>maraging</i> (adaptado de (INCO, 1976)).	49
Tabela 5 – Fração de austenita revertida formada no material envelhecido a diferentes condições e propriedades mecânicas correspondentes (adaptado de (Viswanathan; Dey; Sethumadhavan, 2005)).	51
Tabela 6 – Composição química completa da liga recebida pela empresa, % em peso (adaptado de (VILLARES METALS S.A., 2014)).	55
Tabela 7 – Parâmetros utilizados nas análises de difração de raios X.	58
Tabela 8 – Parâmetros de envelhecimento das placas poliondulares de aço <i>maraging</i> dos grupos ensaiados balisticamente.	63
Tabela 9 – Composição, em percentual de massa, com base na análise de EDS em pontos distintos destacados na Figura 30 em função dos três elementos mais representativos do aço <i>maraging</i> 250.	70
Tabela 10 – Média dos valores de dureza na escala <i>Rockwell C</i> para amostras de aço <i>maraging</i> 250 em diferentes condições.	71
Tabela 11 – Análise de variância e teste de <i>Tukey</i> para os valores de dureza das amostras envelhecidas.	72
Tabela 12 – Variação das medidas de ferritoscopia como função da condição de envelhecimento para amostras de aço <i>maraging</i> 250.	73
Tabela 13 – Análise quantitativa das amostras CR e envelhecidas, utilizando o método de <i>Rietveld</i> com o programa <i>HighScore</i>	76
Tabela 14 – Análise quantitativa das amostras CR e envelhecidas, utilizando o método de <i>Rietveld</i> com o programa TOPAS.	76
Tabela 15 – Propriedades obtidas por meio do ensaio de tração.	78
Tabela 16 – Análise de variância para o limite de resistência das amostras envelhecidas.	79
Tabela 17 – Análise de variância para tensão de escoamento estimada das amostras envelhecidas.	80
Tabela 18 – Análise de variância para o alongamento específico das amostras envelhecidas	80
Tabela 19 – Parâmetros do ensaio de compressão dinâmica em Barra <i>Hopkinson</i>	81

Tabela 20 – Propriedades obtidas através do ensaio de compressão dinâmica em barra <i>Hopkinson</i> para os CP CR e envelhecidos.	84
Tabela 21 – Análise de variância para o limite de resistência obtido com o ensaio dinâmico.	85
Tabela 22 – Análise de variância para a tenacidade obtida com o ensaio dinâmico.	85
Tabela 23 – Limite de resistência, em MPa, obtido através do ensaio de tração e do ensaio de compressão dinâmica em barra <i>Hopkinson</i>	85
Tabela 24 – Informações obtidas sobre os CP do grupo 1 após ensaio balístico.	86
Tabela 25 – Análise de variância do grupo 1 acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.	91
Tabela 26 – Informações obtidas sobre os CP do grupo 2 após ensaio balístico.	93
Tabela 27 – Análise de variância do grupo 2 acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.	93
Tabela 28 – Teste t para a comparação de médias do grupo 2 acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.	94
Tabela 29 – Informações obtidas sobre os CP do grupo 3 após ensaio balístico.	98
Tabela 30 – Análise de variância do grupo 3 acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.	98
Tabela 31 – Informações acerca da ocorrência de perfuração na placa de alumínio agrupadas por região de impacto.	99
Tabela 32 – Análise de variância dos 3 grupos considerando as regiões de impacto acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.	101

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AGR	Arsenal de Guerra do Rio de Janeiro
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i> (Instituto Americano de Ferro e Aço)
ASM	<i>American Society for Metals</i> (Sociedade Americana de Metais)
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana de Testagem e Materiais)
BID	Base Industrial de Defesa
CAEx	Centro de Avaliações do Exército
CBPF	Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrada
Cgcre	Coordenação Geral de Acreditação
COD	<i>Crystallography Open Database</i> (Banco de Dados Aberto de Cristalografia)
CP	Corpo de prova
CR	Condição recebida
CTEx	Centro Tecnológico do Exército
DHA	<i>Dual Hardness Armour</i> (Blindagem de Dupla Dureza)
DL	Direção de laminação
DT	Direção transversal à laminação
DRX	Difração de Raios X
EB	Exército Brasileiro
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (Espectroscopia por Dispersão de Energia)
FMJ	<i>Full Metal Jacketed</i> (Totalmente Encamisado)

GOF	<i>Goodness of fit</i> (Qualidade de ajuste)
HHA	<i>High Hardness Armour</i> (Blindagem de Alta Dureza)
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço
IME	Instituto Militar de Engenharia
LITMec	Laboratório Multiusuário de Instrumentação e Tecnologia Mecânica
LNDC	Laboratório de Ensaios Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
NBR	Norma Brasileira
OCOP	Obtenção da Capacidade Operacional Plena
Ptf EE	Portfólio Estratégico do Exército
Pgr EE	Programa Estratégico do Exército
RHA	<i>Rolled Homogeneous Armour</i> (Blindagem Laminada Homogênea)
RWP	<i>Weighted R profile</i> (Residual Ponderado Calculado)
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TRIP	<i>Transformation-Induced Plasticity</i> (Plasticidade Induzida por Transformação)
TWIP	<i>Twinning-Induced Plasticity</i> (Plasticidade Induzida por Maclação)
UFRJ	Universidade Federal do Rio de Janeiro
UHHA	<i>Ultra-High Hardness Armour</i> (Blindagem de Ultra Alta Dureza)
VIM	<i>Vacuum Induction Melting</i> (Fusão por Indução a Vácuo)
VAR	<i>Vacuum Arc Remelting</i> (Refusão a Vácuo)
WD	<i>Working Distance</i> (Distância de trabalho)

LISTA DE SÍMBOLOS

α	nomenclatura da fase martensita
γ	nomenclatura da fase austenita
ρ	massa específica
μm	micrômetro
μs	microsegundo
A	Ampère
E	módulo de elasticidade
GPa	unidade de tensão, giga pascal
°C	grau Celsius
HRC	unidade de dureza <i>Rockwell</i> na escala C
HB	unidade de dureza <i>Brinell</i>
HV	unidade de dureza <i>Vickers</i>
kgf	quilograma-força
ksi	mil libras por polegada ao quadrado
kV	quiloVolts
MJ	unidade de energia, mega joule
MPa	unidade de tensão, mega pascal
mV	milivolts
N	unidade de força, Newton
psi	libras por polegada ao quadrado
rad	radianos
v	velocidade
V	Volts

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
1.1	JUSTIFICATIVA	20
1.2	OBJETIVO PRINCIPAL	20
1.3	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1	BLINDAGEM BALÍSTICA	22
2.1.1	HISTÓRICO DAS BLINDAGENS	22
2.1.2	BLINDAGENS PASSIVAS	23
2.1.3	BLINDAGENS METÁLICAS	25
2.1.4	MECANISMOS DE PENETRAÇÃO E DE FALHA	26
2.1.4.1	FORMAÇÃO DE BURACO DÚCTIL	26
2.1.4.2	FORMAÇÃO DE BATOQUE	27
2.1.4.3	CISALHAMENTO ADIABÁTICO	27
2.1.4.4	FORMAÇÃO DE DISCO	28
2.1.4.5	FORMAÇÃO DE LASCAS	28
2.1.4.6	FRATURA CONOIDAL	29
2.1.4.7	TRINCAS RADIAIS E CIRCUNFERENCIAIS	29
2.1.4.8	RELAÇÃO ENTRE DUREZA DO ALVO E OS TIPOS DE FALHAS	30
2.1.5	SISTEMA DE BLINDAGEM MULTICAMADAS	32
2.1.6	BLINDAGEM COM SUPERFÍCIES NÃO PLANAS	36
2.2	COMPORTAMENTO DINÂMICO DOS MATERIAIS	38
2.2.1	EFEITOS DE ALTAS TAXAS DE DEFORMAÇÃO	40
2.3	AÇOS <i>MARAGING</i>	42
2.3.1	ELEMENTOS DE LIGA	43
2.3.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS E PROPRIEDADES MECÂNICAS	44
3	MATERIAL E MÉTODOS	54
3.1	MATERIAL	54
3.2	MÉTODOS	55
3.2.1	PREPARAÇÃO DAS PLACAS POLIIONDULARES	55
3.2.2	TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO	56
3.2.3	CARACTERIZAÇÃO	56
3.2.3.1	DUREZA <i>ROCKWELL C</i>	57
3.2.3.2	FERRITOSCOPIA	57
3.2.3.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	58

3.2.3.4	TRAÇÃO	59
3.2.3.5	COMPRESSÃO DINÂMICA EM BARRA <i>HOPKINSON</i>	60
3.2.3.6	BALÍSTICO	62
3.2.3.7	ANÁLISES MICROESTRUTURAIS	64
3.2.3.7.1	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	65
3.2.3.8	ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA	65
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	67
4.1	ANÁLISE DA OXIDAÇÃO NO MATERIAL COMO RECEBIDO E ENVELHECIDO	67
4.2	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	71
4.2.1	DUREZA <i>ROCKWELL C</i>	71
4.2.2	FERRITOSCOPIA	73
4.2.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	74
4.2.4	TRAÇÃO	77
4.2.5	BARRA <i>HOPKINSON</i>	80
4.2.6	ENSAIO BALÍSTICO	86
4.2.6.1	GRUPO 1	86
4.2.6.2	GRUPO 2	91
4.2.6.3	GRUPO 3	94
4.2.6.4	COMPARAÇÃO ENTRE O COMPORTAMENTO BALÍSTICO DOS GRUPOS	99
4.2.7	ANÁLISES MICROESTRUTURAIS	103
4.2.7.1	AMOSTRA CR	103
4.2.7.2	AMOSTRAS ENVELHECIDAS	103
4.2.8	ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA	106
5	CONCLUSÃO	108
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	110
	REFERÊNCIAS	111
	ANEXO A – IMPACTOS DO ENSAIO BALÍSTICO	117
A.1	GRUPO 1	117
A.2	GRUPO 2	121
A.3	GRUPO 3	125

1 INTRODUÇÃO

Desde o início da humanidade, o homem sempre buscou se defender de ameaças diversas. Contra intempéries e ameaças ambientais, o homem utilizou peles de animais. Com o desenvolvimento de novas ameaças, as técnicas de proteção foram aprimoradas e o homem passou a desenvolver e utilizar novos materiais, desde o couro até os atuais materiais com alta tecnologia agregada (Publishing, 2010). O constante aperfeiçoamento das ameaças gera a necessidade de estudar e de desenvolver novos meios de proteção balística, otimizando materiais e desenvolvendo blindagens balísticas mais eficientes.

Com relação aos veículos militares, uma maior eficiência está diretamente relacionada à redução do peso, uma vez que proporciona um aumento na mobilidade sem perda da capacidade de proteção balística. A classe de material mais utilizada como blindagem veicular continua sendo a metálica, tendo em vista a alta capacidade de proteção, o baixo custo relativo e a possibilidade de manutenção em campo (Hazell, 2016).

Na busca pela otimização entre resistência balística e peso das viaturas, autores apresentam como possibilidade a utilização de sistemas de blindagem espaçados com uma camada intermediária de ar atmosférico, compostos por placas com superfícies não planas (Crouch, 2017; Cunha *et al.*, 2019; Cunha, 2019; Dacal, 2021; Gouvêa, 2023).

Crouch (2017) afirma que a camada de ar entre as placas de material balístico contribui para maximizar a absorção de energia da chapa superior sem acrescentar cargas dinâmicas ou estáticas na chapa inferior e para alterar trajetória do projétil, tornando-a mais oblíqua, o que proporciona um melhor desempenho balístico.

Com relação à geometria, Gomes (2004), Cunha *et al.* (2019) estudaram a eficiência de uma geometria convexa em materiais balísticos. Concluíram que a configuração convexa traz benefícios em relação à geometria plana. A geometria convexa da superfície proporcionou uma maior eficiência balística em relação à geometria plana, indicando a possibilidade de utilizar chapas mais finas e, portanto, reduzir o peso. Tal melhora na eficiência advém, dentre outros fatores, da maior divergência das ondas geradas no ponto de impacto em virtude de a superfície convexa tornar o impacto oblíquo.

Cunha (2019), Dacal (2021) e Gouvêa (2023) estudaram o emprego da geometria poliondular em materiais metálicos submetidos a impactos balísticos, obtendo resultados promissores dependendo da região impactada. Cunha (2019) e Gouvêa (2023) estudaram o aço *maraging* 250 como material balístico e demonstraram que a superfície côncava apresentou o pior desempenho balístico, sendo necessário o reforço dessas regiões.

O presente estudo dá continuidade a trabalhos anteriores desenvolvidos acerca de um sistema de blindagem metálica poliondular (Cunha, 2019; Dacal, 2021; Gouvêa, 2023).

1.1 Justificativa

O Portfólio Estratégico do Exército (Ptf EE) é composto por diversos Programas Estratégicos (Prg EE) que geram as capacidades necessárias para que o Exército Brasileiro cumpra as suas missões. Dentre os Prg EE, destaca-se o Prg EE Forças Blindadas que tem como objetivo, dentre outros, obter viaturas blindadas sobre rodas e sobre lagartas, fomentando a pesquisa, o desenvolvimento e a inovação no Brasil para diversas soluções em produtos de defesa e segurança. Outro programa que se destaca é o Prg EE Obtenção da Capacidade Operacional Plena (OCOP), que tem como objetivos manter a permanente capacidade operacional e contribuir com a Base Industrial de Defesa (BID) (EXÉRCITO BRASILEIRO, 2023).

No contexto desses programas, o presente trabalho se justifica, uma vez que busca o desenvolvimento de um sistema de blindagem balística metálica, parte fundamental de viaturas blindadas. Adicionalmente, contribui com a BID, ao estudar a aplicação de um material de fabricação nacional, tornando o produto acessível e de menor custo.

1.2 Objetivo Principal

O objetivo principal deste trabalho é estudar o comportamento balístico de um sistema de blindagem espaçado com camada de ar atmosférico, composto por duas placas envelhecidas de aço *maraging* 250 com geometria poliondular seguidas por uma placa plana de alumínio, visando um sistema de blindagem para a ameaça nível III, que prevê segurança até disparo de projéteis 7,62 x 51 mm FMJ.

1.3 Objetivos Específicos

Para atingir o objetivo principal, buscam-se os seguintes objetivos específicos:

1. realizar o tratamento térmico de envelhecimento em diferentes condições de tempo e temperatura a partir de condição solubilizada única, definida a partir dos estudos anteriores;
2. realizar ensaios e análises para caracterização do material envelhecido;
3. realizar ensaio balístico no sistema de blindagem balística proposto para ameaça de nível III, de acordo com critérios similares aos da norma ABNT NBR 15000 (ABNT, 2020);
4. criticar o processo de laminação a quente utilizado para conformar os tarugos de aço *maraging* 250 fornecidos pela empresa Villares Metals S.A., particularmente quanto

à retenção de oxidação na superfície da chapa laminada em função da utilização de processo em escala piloto; e

5. criticar a utilização do forno sem atmosfera protetiva para o envelhecimento das amostras, particularmente quanto à evolução da oxidação preexistente na superfície da chapa laminada e solubilizada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Blindagem Balística

A norma brasileira NBR 15000-2:2020 define blindagem balística como “anteparo de proteção projetado para oferecer resistência à penetração de projéteis provenientes de armas de fogo” (ABNT, 2020). Esta mesma norma classifica as blindagens para impactos balísticos e fixa os critérios de avaliação, sendo utilizada, no Brasil, para atestar a eficácia de proteções balísticas destinadas ao mercado civil e de segurança pública. Na Tabela 1 estão apresentados os diferentes níveis de proteção do sistema de blindagem quanto ao impacto, em função do calibre, da massa e da velocidade do projétil.

A blindagem ideal busca a combinação de três fatores: peso, custo e eficiência balística. Contudo, o equilíbrio entre eles ainda é um desafio para as indústrias. O aço, por exemplo, é um material barato que apresenta uma ótima eficiência, ao mesmo tempo que é um dos materiais de maior densidade dentre aqueles empregues como blindagem (Crouch, 2017; Hazell, 2016).

2.1.1 Histórico das Blindagens

Por costume, muitas vezes associa-se blindagem à arma de fogo. Porém o conceito de blindagem pode ser ampliado a uma barreira de proteção, cujo propósito é proteger

Tabela 1 – Níveis de proteção balística (adaptado de (ABNT, 2020)).

Nível	Munição	Massa do projétil g	V_0 m/s
I	.22 LRHV Chumbo	$2,6 \pm 0,1$	320 ± 10
	.38 Special RN Chumbo	$10,2 \pm 0,1$	254 ± 15
II-A	9 FMJ	$8,0 \pm 0,1$	332 ± 12
	357 Magnum JSP	$10,2 \pm 0,1$	381 ± 12
II	9 FMJ	$8,0 \pm 0,1$	358 ± 15
	357 Magnum JSP	$10,2 \pm 0,1$	425 ± 15
III-A	9 FMJ	$8,0 \pm 0,1$	426 ± 15
	.44 Magnum SWC GC	$15,6 \pm 0,1$	426 ± 15
III	7.62 x 51 FMJ (.308 - Winchester)	$9,7 \pm 0,1$	838 ± 15
IV	.30 - 06 AP	$10,8 \pm 0,1$	868 ± 15

uma pessoa ou uma estrutura contra uma determinada ameaça (Gomes, 2004).

Ao analisar a evolução das blindagens, nota-se que, muito antes da fabricação das primeiras armas de fogo, o homem fazia uso de artefatos, para proteção contra as ameaças. No período antes de Cristo, por exemplo, em regiões da Mesopotâmia e do Egito, eram utilizados escudos de madeira e armaduras fabricadas em couro, cobre e bronze. Já os gregos utilizavam escudos de metal para se protegerem durante as batalhas. Com o passar dos anos, os cavalos também receberam armaduras de metal e couro, e esse foi um dos primeiros exemplos de blindagem em um meio de transporte que perdurou por muitos anos. Mesmo com o surgimento dos veículos motorizados, a cavalaria continuou sendo uma tática de combate dos exércitos até o surgimento das metralhadoras (Publishing, 2010).

Durante a Primeira Guerra Mundial, surgiram os primeiros veículos militares blindados para suprir as necessidades de proteção e de mobilidade que a cavalaria não conseguia mais desempenhar. A blindagem tornou-se fundamental para a sobrevivência dos soldados, no entanto os veículos blindados apresentavam algumas desvantagens que comprometiam sua eficácia, como a dificuldade de locomoção em territórios irregulares, a limitação de velocidade em função da ineficiência dos motores para carregarem o peso adicional das placas blindadas e das armas, além da blindagem ser relativamente fraca. Na época, os carros de combate eram reforçados com placas de aço, cuja espessura variava de 6 a 8 mm, para proteção contra metralhadoras e pequenos explosivos. Essa mesma espessura ainda é utilizada nos dias de hoje, porém os aços atuais apresentam melhores características composicionais e de processamento, possuindo microestruturas diferenciadas que proporcionam propriedades superiores (Hazell, 2016).

Após a Segunda Guerra Mundial, houve uma alteração no projeto dos carros de combate que ocasionou redução de peso e permitiu o reforço da blindagem, numa tentativa de maximizar a proteção e a capacidade de sobrevivência dos veículos blindados. A redução do peso das blindagens foi obtida com a introdução de técnicas de processamento mais avançadas e com o desenvolvimento de novos materiais, a citar compósitos e cerâmicos. Apesar da estrutura básica dos veículos blindados não ter sofrido grandes mudanças nos últimos 100 anos, foram acrescentados, ao casco metálico, sistemas adicionais de blindagem que aumentam o poder de proteção (Hazell, 2016).

2.1.2 Blindagens Passivas

As blindagens balísticas podem ser do tipo passivas ou reativas. Enquanto as blindagens passivas funcionam parando o projétil devido às propriedades de seus materiais componentes por si só, as blindagens reativas atuam impondo uma resposta cinética ao projétil, reduzindo sua letalidade por meio de fragmentação ou deflexão (Crouch, 2017; Hazell, 2016; Lenihan *et al.*, 2019).

A depender das propriedades dos materiais e da forma como atuam em relação à energia do projétil, as blindagens passivas podem ser classificadas como disruptivas ou absorvedoras. Uma blindagem disruptiva dispersa a energia cinética do projétil por meio de deformação plástica, erosão ou fragmentação do objeto penetrador. Como exemplo, pode-se citar as cerâmicas e os metais com alta dureza. Já uma blindagem absorvedora apresenta outro mecanismo de dissipação de energia, que transforma a energia cinética do projétil ou de fragmentos em outra forma de energia, como calor. Como exemplo, tem-se os metais com grande ductilidade e tenacidade (Crouch, 2017; Hazell, 2016; Lenihan *et al.*, 2019).

No processo de resistência ao impacto de projétil de alta energia, são necessárias as seguintes propriedades: dureza e alta resistência à compressão no início do impacto e resistência à flexão e ductilidade nos estágios finais. Com base nos conceitos de blindagens disruptiva e absorvedora, é possível estabelecer uma blindagem mista, formada pela combinação de dois materiais com propriedades diferentes e complementares, conforme ilustrado na Figura 1. Normalmente, a camada que recebe o impacto inicial do projétil é formada por um material disruptivo, cuja função é desgastar a ponta do projétil, dissipando grande parte da energia cinética, fragmentando sua massa e melhorando a distribuição da pressão do impacto sobre a segunda camada. A camada seguinte, chamada de base, é formada por materiais dúcteis e tem como função absorver a energia cinética residual do projétil, dos estilhaços oriundos do projétil e do material da primeira camada através de sua deformação plástica (LaSalvia *et al.*, 2010).

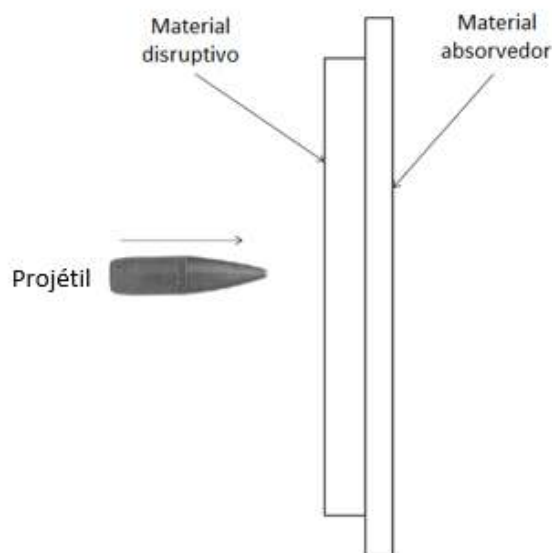


Figura 1 – Sistema de blindagem mista associando material disruptivo e absorvedor (adaptado de (Hazell, 2016)).

2.1.3 Blindagens Metálicas

Tradicionalmente, os veículos militares blindados são fabricados com aços de alta resistência, cujo percentual de carbono está na faixa de 0,25% a 0,4% em massa. Os principais elementos de liga são cromo e níquel, responsáveis respectivamente pelo aumento da dureza e da tenacidade (DeGarmo; Black; Kohser, 2003). A resistência à tração de tais aços varia de 850 a 1700 MPa e, normalmente, essas blindagens são produzidas como chapas laminadas homogêneas (RHA) (Ogorkiewicz, 2015), com microestrutura uniforme obtida com o revenimento após o tratamento térmico (Hazell, 2016).

As blindagens homogêneas de alta dureza (HHA) surgiram como uma alternativa às blindagens RHA. Elas consistem em aços de baixa liga, tratados termicamente para aumentar a dureza (Hazell, 2016). A temperatura de revenimento é menor que a utilizada nas blindagens RHA, porém o material resultante é frágil (Ogorkiewicz, 2015).

Como forma de contornar a situação, as blindagens HHA e RHA passaram a ser utilizadas em conjunto, resultando na criação de uma classe de blindagem de dupla dureza (DHA), que, por meio de uma forte ligação metalúrgica, combina a elevada dureza de um aço HHA (material disruptivo) com a tenacidade e a ductilidade de um aço RHA (material absorvedor) (Lenihan *et al.*, 2019). As blindagens DHA apresentam uma eficiência de até 78% maior que as blindagens RHA (Maweja; Stumpf, 2008).

Rolc *et al.* (1996) constataram que a resistência da ligação interfacial nas blindagens DHA confere uma alta resistência balística, inclusive para impactos múltiplos. As técnicas de produção que se mostraram mais eficazes para garantir as ligações metalúrgica e mecânica entre as camadas foram as de soldagem por explosão e de laminação. Enquanto a laminação é o método mais utilizado por permitir a utilização de múltiplos laminados (Stefansson; Bailey; Swiatek, 2015), a soldagem por explosão produz apenas bimetálicos. Entretanto, apresenta uma ligação metalúrgica mais forte, decorrente da remoção dos óxidos metálicos nas duas superfícies instantes antes da união e da formação de camadas ondulares que maximizam a resistência ao cisalhamento da interface (Choi *et al.*, 2014). Observou-se que a utilização de aços contendo níquel, cromo e molibdênio em blindagens DHA era vantajosa (Crouch, 2017).

No início dos anos 2000, foram desenvolvidas as blindagens de aço de ultra alta dureza (UHHA). Tais materiais apresentam melhor desempenho que os HHA, pois o desenvolvimento de novas tecnologias permitiu que a dureza fosse aumentada sem que houvesse uma acentuada fragilização do material. Inclusive, uma única chapa homogênea de UHHA pode cumprir o papel de uma DHA (Showalter *et al.*, 2008).

Ligas de alumínio e de titânio também podem ser utilizadas como soluções em blindagens balísticas. As ligas de alumínio são leves, porém são menos resistentes que os aços RHA, de forma que seriam necessárias chapas mais espessas para oferecer o mesmo

nível de proteção balística. O titânio possui alta resistência específica quando comparado ao aço e ao alumínio, porém possui elevado custo de fabricação (Hazell, 2006; Ogorkiewicz, 2015).

Apesar da ampla utilização das blindagens RHA e HHA, busca-se desenvolver novas blindagens de aço, envolvendo, por exemplo, aços super bainíticos, aços TWIP e aços TRIP (Crouch, 2017). Uma possibilidade adicional é o emprego do aço *maraging*, cujas propriedades mecânicas, como limite de resistência e tenacidade à fratura, são compatíveis com as de outros materiais já empregados como proteção balística.

2.1.4 Mecanismos de Penetração e de Falha

Os mecanismos de penetração dependem das propriedades dos materiais do alvo e do projétil, da velocidade de impacto e da geometria do projétil (Lenihan *et al.*, 2019). Nos tópicos a seguir são apresentados alguns mecanismos de penetração.

2.1.4.1 Formação de Buraco Dúctil

A formação de buraco dúctil é observada, principalmente, em blindagens monolíticas impactadas com projéteis pontiagudos de alta energia cinética (Iqbal *et al.*, 2010). É uma falha comum em aços de baixa resistência e em ligas de alumínio e de titânio dúcteis. Nesse mecanismo, a energia é dissipada, principalmente, por deformação plástica. É considerado eficiente na absorção de energia, não há perda de material do alvo e nem deformação do projétil (Crouch, 2017; Rosenberg *et al.*, 2012).

Na Figura 2 está apresentada a formação de buraco dúctil. É possível observar que a penetração do projétil desloca o material do alvo, resultando no acúmulo de massa à frente do projétil e na formação de pétalas em seu ponto de entrada.

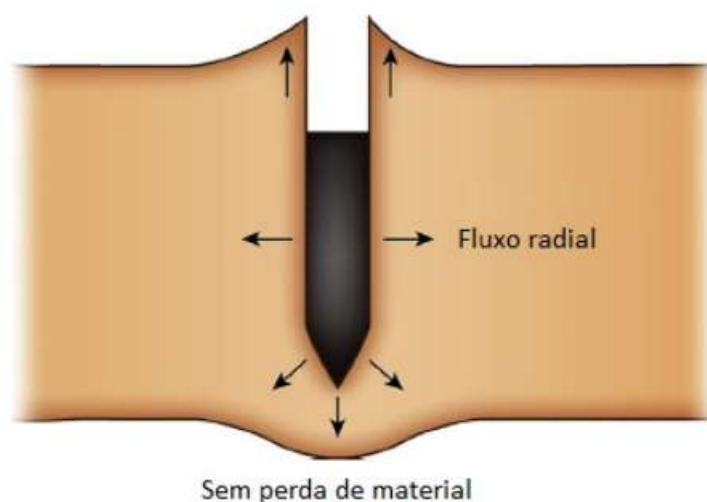


Figura 2 – Esquemático da formação de buraco dúctil (adaptado de (Crouch, 2017)).

2.1.4.2 Formação de Batoque

A formação de batoque é observada em blindagens monolíticas submetidas ao impacto de projéteis de ponta plana ou que foram aplainados durante a deformação (Iqbal *et al.*, 2010). Está associada a um processo de baixa absorção de energia e ocorre quando existe uma relação próxima entre o diâmetro do projétil e a espessura do alvo. Aços de espessura na faixa de 5 mm a 8 mm são bastante susceptíveis a esse mecanismo. Uma forma de prevenir esse tipo de falha é a utilização de blindagem em camadas (Rosenberg *et al.*, 2012).

Na Figura 3 está apresentada a formação de batoque. Observa-se a formação de regiões de cisalhamento intenso, que inicia a falha por cisalhamento no material, causando a ejeção do material à frente do projétil, enquanto o restante do material do alvo permanece estático (Crouch, 2017).

2.1.4.3 Cisalhamento Adiabático

O calor gerado em função do trabalho realizado pela deformação plástica pode ficar confinado em uma região do material em deformação quando não há tempo suficiente para se propagar, como durante o impacto balístico (Lenihan *et al.*, 2019). Esse confinamento é considerado adiabático e, nesse caso, resulta na perda de resistência mecânica localizada. Tal situação impacta materiais, como os 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 (Crouch, 2017). Dessa forma, a redução na resistência ao cisalhamento do material, causada pelo cisalhamento adiabático, favorece a formação de batoques e prejudica o desempenho da blindagem (Molinari; Mercier; Jacques, 2014). São mais susceptíveis ao cisalhamento adiabático os

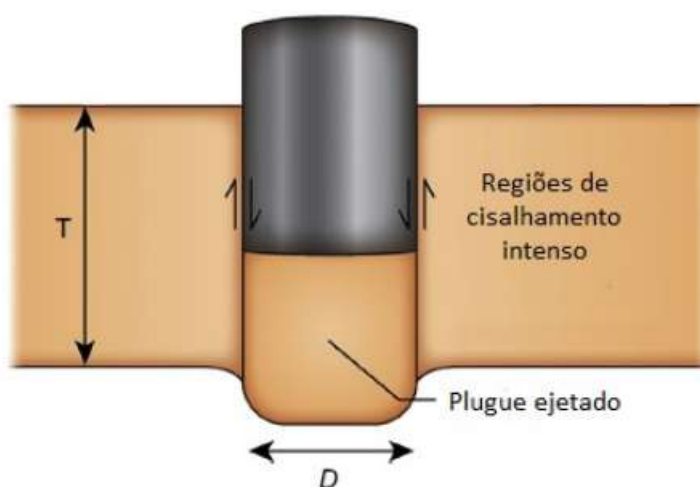


Figura 3 – Esquemático da formação de batoque (adaptado de (Crouch, 2017)).

materiais que possuem baixos calor específico, condutividade térmica, densidade e taxa de encruamento (Crouch, 2017; Hazell, 2016).

2.1.4.4 Formação de Disco

Ocorre, normalmente, em materiais com alta anisotropia e em laminados, sendo comum em ligas leves, como alumínio e titânio. Trata-se de um fenômeno de baixa absorção de energia que ocasiona uma falha prematura, resultante de intensas tensões de flexão que são criadas no alvo durante o impacto e que, como consequência, reduz a eficiência balística do material (Rosenberg *et al.*, 2012).

Na Figura 4 está apresentada a formação de disco, que ocorre em três estágios (Crouch, 2017):

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.

2.1.4.5 Formação de Lascas

É observado em blindagens monolíticas, de forma que a utilização de blindagens espaçadas pode contribuir para a redução do fenômeno. É resultado de fortes ondas de tensão compressiva geradas no ponto de impacto, originadas tanto de impacto balístico como de explosões nos arredores da superfície do alvo. As ondas compressivas são refletidas em descontinuidades ou mesmo na superfície livre do alvo, gerando ondas trativas. O campo de tensão trativo propaga-se rapidamente, podendo causar nucleação, crescimento e

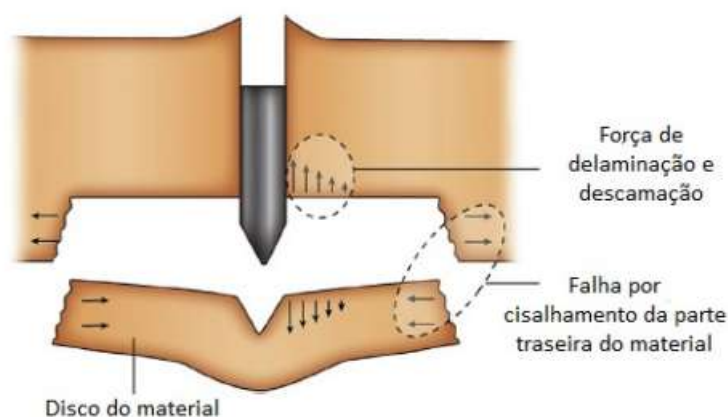


Figura 4 – Esquemático da formação de disco (adaptado de (Crouch, 2017)).

propagação de vazios microscópicos no material. A interação de ondas de choque provoca a fratura e o desprendimento de fragmentos da face posterior do alvo, mesmo sem penetração completa do projétil (Crouch, 2017; Rosenberg *et al.*, 2012). Na Figura 5 está apresentada a formação de lascas.

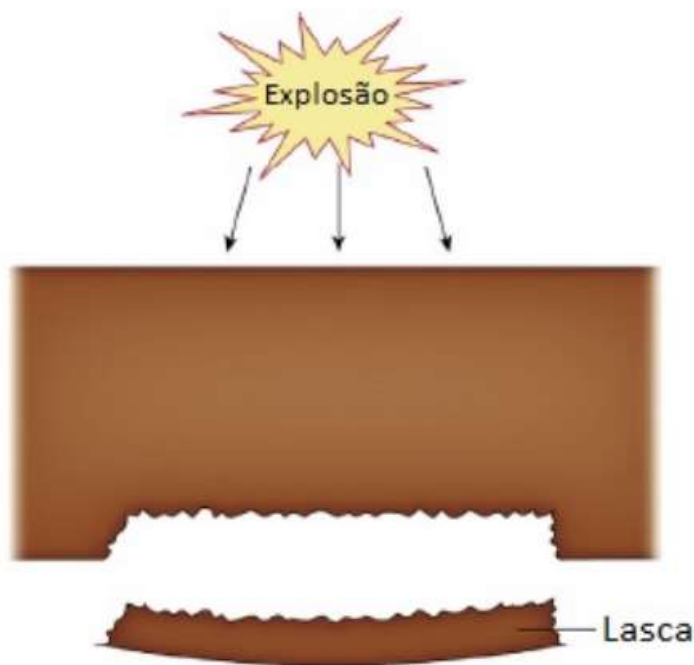


Figura 5 – Esquemático da formação de lascas (adaptado de (Crouch, 2017)).

Ressalta-se que a formação de disco é causada pela propagação de trincas, enquanto a formação de lascas é resultante da interação entre ondas de choque. Por possuírem causas diferentes, esses mecanismos não devem ser confundidos (Crouch, 2017).

2.1.4.6 Fratura Conoidal

É essencial para a eficiência balística de materiais frágeis, como cerâmicos, aços de ultra alta dureza e polímeros de dureza elevada (Crouch; Kesharaju; Nagarajah, 2015). Em decorrência de uma tensão localizada, uma trinca no formato de cone surge na superfície de um material frágil ao ser impactado por um projétil de ponta plana ou aplainada. A trinca percorre, inicialmente, toda a superfície circular ao redor da ponta do projétil e, impulsionada pelo movimento do projétil, espalha-se rapidamente no sentido do interior do alvo, causando o cisalhamento de um cone completo de material (Crouch, 2017). Na Figura 6 está apresentado o esquemático da fratura conoidal.

2.1.4.7 Trincas Radiais e Circunferenciais

Tipicamente ocorrem nos materiais frágeis. As trincas radiais emanam do ponto de impacto e são acompanhadas por trincas circunferenciais. Nos cerâmicos, esses tipos de

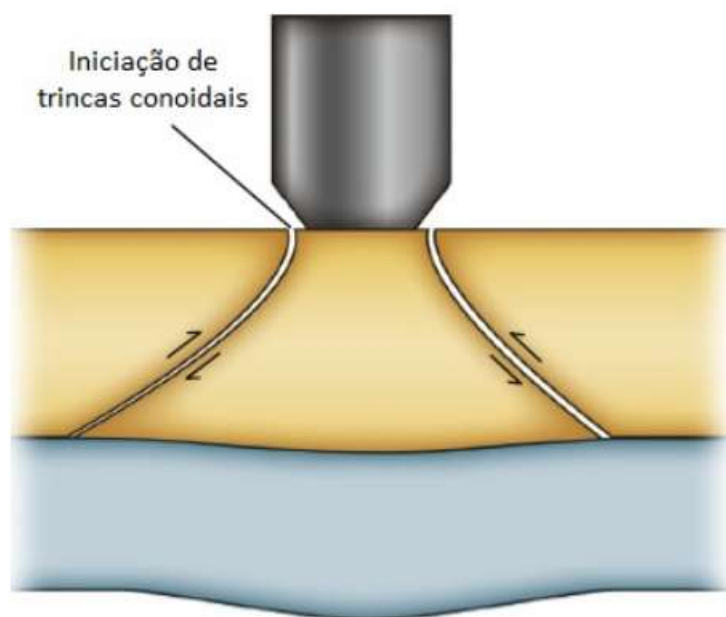


Figura 6 – Esquemático da fratura conoidal (adaptado de (Crouch, 2017)).

trinca espalham-se rapidamente para as extremidades do alvo. Entretanto, em materiais frágeis, porém mais tenazes que os cerâmicos, como metais de ultra alta resistência e polímeros de alta dureza, tais trincas podem ficar aprisionadas no interior do corpo do material e diferenciam o comportamento desses materiais em situações de múltiplos impactos (Crouch, 2017).

As trincas radiais formam-se em três estágios (Rosenberg *et al.*, 2012):

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 formam-se devido às tensões de flexão causadas entre a região impactada e região ao seu redor (Crouch, 2017).

Na Figura 7 estão apresentados os esquemáticos da formação de trincas radiais e de trincas circunferenciais.

2.1.4.8 Relação entre Dureza do Alvo e os Tipos de Falhas

É possível estabelecer uma relação entre a dureza do material e o mecanismo de falha observado. Na Figura 8 está apresentado um esquemático que relaciona o desempenho balístico de blindagens de aço impactadas por munição perfurante, a dureza da blindagem e o mecanismo de falha.

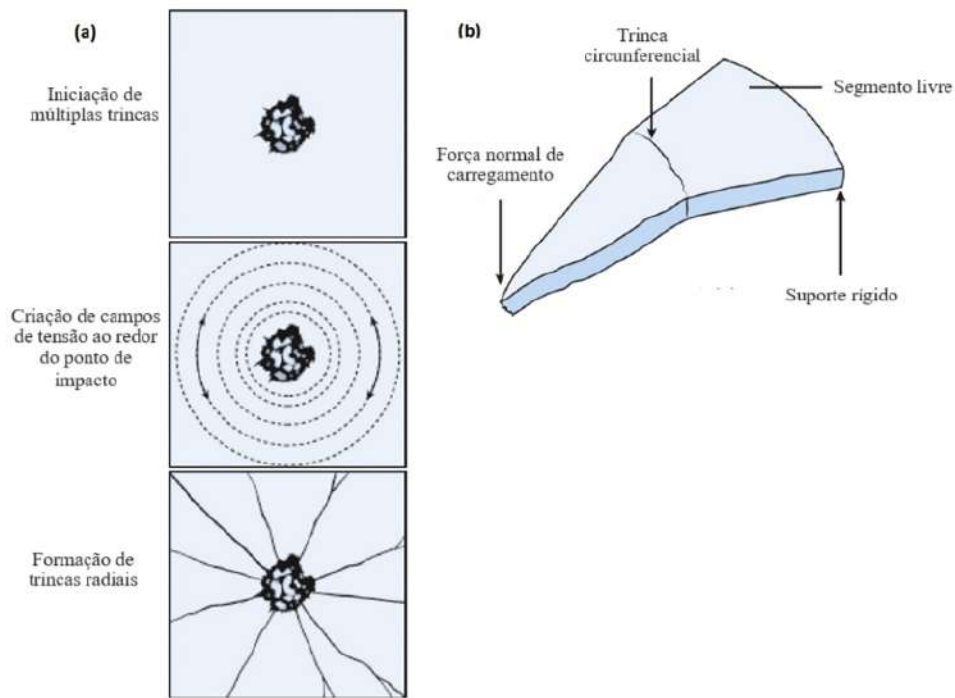


Figura 7 – Esquemáticos da formação de trincas (a) radiais e (b) circunferenciais (adaptado de (Crouch, 2017)).

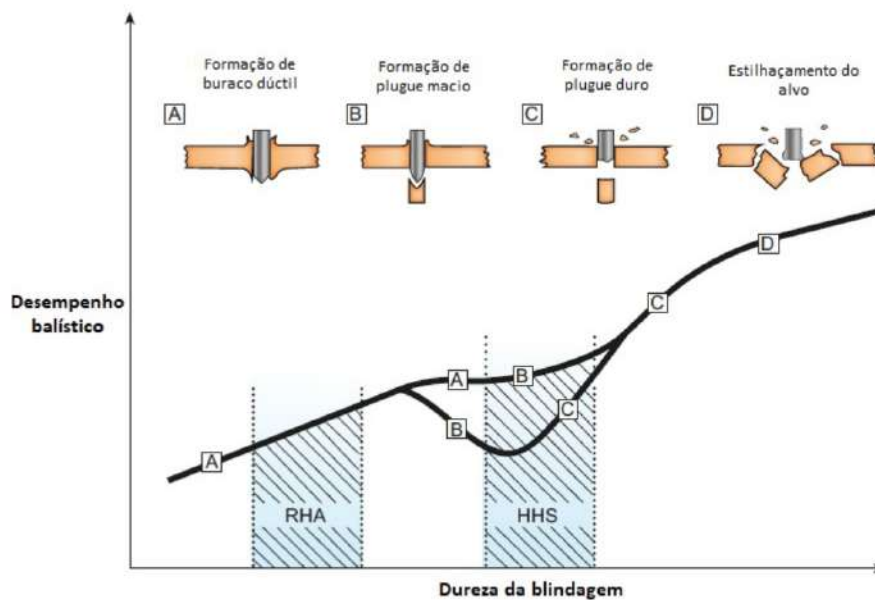


Figura 8 – Esquemático da relação entre desempenho balístico e dureza da blindagem, indicando os prováveis mecanismos de falha operativos em cada faixa de dureza do material (adaptado de (Crouch, 2017)).

Da Figura 8 observa-se que, para baixos valores de dureza, o desempenho balístico 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 tornam-se mais prováveis e o material falha por formação de batoque macio, assim chamado por não deformar a ponta do projétil. Ao aumentar ainda mais a dureza do material, ocorre a falha por formação de batoque duro, assim chamado por haver fragmentação da ponta do projétil, que se torna aplainada. 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 uma redução da tenacidade do alvo, que se estilhaça e falha de maneira extremamente frágil (Crouch, 2017).

Ryan *et al.* (2016) estudaram o desempenho balístico de um aço, com dureza variando de 300 a 600 HB, contra munição perfurante. Os autores observaram a existência de uma complexa relação entre o tipo do projétil e o mecanismo de falha. Para a situação de ultra alta dureza, acima de 570 HB, observaram que o desempenho balístico era controlado pela quebra do projétil, no caso de ameaças 7,62 mm perfurante.

2.1.5 Sistema de Blindagem Multicamadas

A existência de uma estrutura lamelar, laminada ou em camadas torna os sistemas balísticos mais eficientes, seja pela utilização de materiais anisotrópicos ou pelo uso de diferentes camadas de materiais. Cada camada possui uma função no sistema de proteção e, inclusive, a ordem em que estão dispostas é um fator importante para o desempenho da blindagem (Medvedovski, 2010a).

A utilização de blindagem multicamadas contribui para o aumento da resistência a múltiplos impactos, uma vez em que minimiza os efeitos da variação da impedância no interior do material pelo controle das ondas de tensão (Roland; Fragiadakis; Gamache, 2010; Yadav; Ravichandran, 2003) e previne a ocorrência de falhas por formação de plugue (Dey *et al.*, 2007) e de disco (Voorde; Diederer; Herlaar, 2005). Funciona, ainda, como suporte ao ser posicionada atrás de materiais frágeis utilizados em blindagens, como, por exemplo, os cerâmicos (Worsham; Treadway; Shirley, 2013).

Entretanto, a complexidade do sistema de blindagem aumenta com o aumento do número de camadas, existindo um número infinito de combinações e variáveis para sistemas multicamadas. Torna-se necessário utilizar ferramentas computacionais para modelar e otimizar a construção de sistemas multicamadas (Yong; Iannucci; Falzon, 2010). Para definir, por exemplo, um sistema de blindagem com 3 camadas, representado na Figura 9, existe uma grande possibilidade de combinação das variáveis de projeto, aqui definidas como a escolha do material da primeira camada, a escolha do material da segunda camada,

a espessura da primeira camada (t_1), a espessura da segunda camada (t_2), a escolha do material da camada intermediária, a espessura da camada intermediária (x) e a técnica para a união das camadas, caso exista alguma (Crouch, 2017).

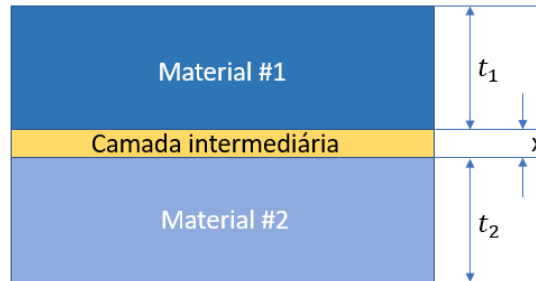


Figura 9 – Esquemático de um sistema de blindagem com três camadas (adaptado de (Crouch, 2017)).

Existem casos em que a camada intermediária é o ar atmosférico. Apesar da blindagem deixar de ser estrutural, a introdução dessa camada de ar apresenta algumas vantagens (Crouch, 2017; Lenihan *et al.*, 2019; Medvedovski, 2010b; Worsham; Treadway; Shirley, 2013):

1. permite que o material da primeira camada maximize a absorção de energia sem acrescentar quaisquer carregamentos dinâmicos no material da camada subsequente, uma vez que a camada de ar acomoda a protusão formada na face posterior da primeira camada após o impacto sem danificar a segunda camada;
2. permite que o projétil impacte a camada subsequente em um ângulo ainda mais oblíquo, nos casos em que o ângulo de ataque do projétil em relação à face de impacto seja oblíquo;
3. evita que uma trinca cisalhante transversal se propague por toda a espessura da blindagem, evitando a falha do sistema como um todo por formação de batoque; e
4. possibilita a dispersão do projétil e dos fragmentos antes de impactar a camada seguinte.

Todavia, a introdução da camada de ar atmosférico possui algumas desvantagens (Lenihan *et al.*, 2019; Velentzas, 2008):

1. redução da eficiência espacial, uma vez que o acréscimo de espaçamento entre as camadas aumenta a espessura total da blindagem em comparação com a monolítica equivalente; e
2. redução da eficiência da massa, pela necessidade de desenvolver plataformas adicionais de blindagem, contribuindo para o aumento de peso do veículo blindado.

Diversos autores estudam a utilização de blindagem multicamadas com placas metálicas. Entretanto, para o levantamento bibliográfico deste trabalho considerou-se apenas os autores que utilizam munições de calibre 7,62 mm, comum ou perforante. Em virtude de uma série de parâmetros que influenciam a penetração dos projéteis, não há um modelo de penetração único que possa prever o efeito do espaçamento ou da utilização de camadas para um caso particular. Dentre os parâmetros, destacam-se as propriedades dos materiais utilizados como blindagem e como projétil, a forma do projétil, a velocidade de impacto e o ângulo de impacto (Ben-Dor; Dubinsky; Elperin, 2017).

Yaziv, Reifen e Kivity (1996) estudaram o desempenho balístico de uma blindagem adicional de alumina e alumínio, fixada, com espaçamento, a um aço balístico de alta resistência, contra ameaças de fragmentos de projéteis. Os autores realizaram simulações computacionais e testes balísticos para espaçamentos de 5, 15 e 25 mm. Concluíram, por meio de suas análises, que o melhor desempenho balístico foi obtido para o espaçamento de 15 mm.

Buchar *et al.* (2002) estudaram, numérica e experimentalmente, o efeito de uma camada intermediária de aço carbono, com 0,5 mm de espessura, na resistência balística de um sistema de blindagem composto por placas com dureza diferentes. Nesse caso, a placa de impacto possui o maior valor de dureza. Foram estudadas algumas combinações para impactos de munição perforante 7,62 mm, com e sem a camada intermediária de aço carbono. Os autores verificaram que a presença da camada intermediária melhorou o comportamento balístico do sistema de blindagem.

Jena *et al.* (2009) compararam duas configurações de um sistema de blindagem com duas camadas: uma com as placas em contato e a outra espaçada por uma camada de 20 mm de ar atmosférico. A primeira placa é de aço balístico (HV 430, tensão de escoamento 1045 MPa) e a segunda de liga de alumínio Al – 7017 (HV 135, tensão de escoamento 458 MPa), submetidas ao impacto de munição perforante 7,62 mm, com velocidade de impacto aproximada de 840 m/s e angulação de 30°. Os experimentos demonstraram que a camada de ar melhorou a resistência balística da blindagem.

Bokhari, Teagle e Horsfall (2016) realizaram ensaios utilizando munição 7,62 x 51 mm e velocidade de impacto de 850 m/s contra uma blindagem RHA com duas camadas que variavam: a espessura (2,7; 3,7; 4,6; 5,6 mm), o espaçamento e a angulação da primeira placa. A segunda placa era mantida na vertical, enquanto a primeira placa era inclinada com respeito à linha de tiro. A segunda placa variava o espaçamento da camada de ar a cada disparo. Os autores concluíram que:

1. a primeira placa deve ser substancialmente mais fina que a segunda placa;
2. a camada de ar não pode ser maior que 10 calibres; e

3. a inclinação não deve ultrapassar 45°.

Gouvêa (2023) estudou o comportamento balístico de placas poliondulares de aço *maraging* 250 contra ameaça de 7,62 x 51 mm FMJ (*full metal jacketed* - totalmente encamisado) . Analisou a influência de diferentes espessuras para a camada de ar atmosférico e verificou que os maiores espaçamentos, de 30 e 40 mm, apresentaram um melhor desempenho balístico.

Em contrapartida, alguns estudos verificaram que a blindagem monolítica, isto é, a blindagem sem a camada de ar atmosférico, apresentou um melhor comportamento balístico.

Nurick e Walters (1990) realizaram uma análise teórica na qual discutiram a abordagem energética para modelar a resistência balística de uma blindagem com duas camadas. Concluíram que a resistência balística de uma blindagem em camadas era menor do que a de uma blindagem monolítica de mesma espessura.

Almohandes, Abdel-Kader e Eleiche (1996) estudaram experimentalmente o efeito de diferentes configurações de blindagem submetidas a impactos de munição comum de calibre 7,62 mm com diferentes velocidades de impacto. Dentre as configurações testadas estão:

1. blindagem de aço monolítica com 8 mm de espessura;
2. blindagens em camadas com espessuras variáveis, porém mantendo a espessura total de 8 mm, em duas condições:
 - a) sem espaçamento entre as camadas; e
 - b) com espaçamento com camada de ar.

Os autores concluíram que:

1. a blindagem monolítica mostrou-se mais eficaz que a blindagem em camadas, tanto em contato quanto espaçada;
2. houve redução na eficácia com o aumento da velocidade de impacto; e
3. a resistência balística melhorou com a diminuição do número de camadas e com o aumento da espessura da última placa.

Børvik, Dey e Clausen (2009) compararam a resistência balística de uma blindagem de aço contra munições 7,62 mm, utilizando as seguintes configurações:

1. blindagem monolítica com espessura de 12 mm;

2. duas placas de 6 mm de espessura em duas condições:

- a) sem espaçamento entre as placas; e
- b) com espaçamento com camada de ar de 30 mm de espessura.

Os experimentos mostraram que não houve diferença de resistência balística entre a blindagem monolítica e a blindagem em camadas sem espaçamento. Entretanto, a resistência balística foi claramente reduzida quando utilizou as placas espaçadas.

Abdel-Wahed *et al.* (2010) impactaram diferentes configurações de placas de aço, com tensão de escoamento de 305 MPa, com munição perforante 7,62 x 39 mm. Foram testadas blindagem monolítica de 3 mm de espessura, blindagem em camadas com a placas em contato e com placas espaçadas por uma camada de ar. Os autores concluíram que a resistência balística da blindagem monolítica foi maior do que a blindagem em camadas, tanto em contato quanto espaçadas, mantendo a espessura da monolítica.

2.1.6 Blindagem com Superfícies Não Planas

O desempenho balístico de um sistema de blindagem pode ser melhorado quando o projétil apresenta um ângulo oblíquo em relação à superfície que está sendo impactada (Crouch, 2017; Lenihan *et al.*, 2019). Isso sugere que uma disposição espacial diferente da plana pode trazer benefícios quanto à proteção balística.

Gomes (2004) estudou o desempenho balístico de blindagens cerâmicas planas e convexas contra ameaça 7,62 mm perforante, por meio de análises numéricas e de testes balísticos. Concluiu que a geometria convexa apresentou melhor proteção balística em relação à plana devido aos seguintes fatores:

1. a forma esférica da superfície convexa tornou o impacto oblíquo e proporcionou maior divergência das ondas geradas no ponto de impacto;
2. as ondas de tensão sofreram maior espalhamento no alvo convexo;
3. o alvo convexo causou um maior abaulamento na ponta do projétil, reduzindo seu poder de penetração;
4. o alvo convexo apresentou maior resistência à penetração do projétil; e
5. a superfície convexa produziu uma dispersão radial da compressão no alvo, em relação ao eixo de impacto, aumentando a resistência mecânica sob compressão.

Cunha *et al.* (2019) analisaram o comportamento dinâmico de superfícies metálicas de chapas metálicas de aço ABNT / AISI 4340 por meio de modelagem computacional. Concluíram que as superfícies convexas possuíam melhor desempenho em proteções

balísticas quando comparadas a superfícies planas com o mesmo volume e dimensões similares.

Alguns autores estudaram as características e as possíveis vantagens em utilizar a geometria poliondular na formulação de blindagens balísticas. A geometria poliondular, apresentada na Figura 10, consiste em regiões convexas e côncavas que se alternam ao longo da chapa. Nessa geometria há três regiões em que o impacto balístico pode ocorrer denominadas, em ordem crescente de numeração, convexa, intermediária e côncava.

Cunha (2019) realizou simulações computacionais e testes balísticos experimentais com placas poliondulares de aço *maraging* 250 tratadas termicamente contra a ameaça de 7,62 x 51 mm FMJ. Concluiu que, dentre as condições de envelhecimento estudadas, a temperatura de 480 °C por 3 horas foi a melhor alternativa, tendo em vista que proporcionou o maior valor de dureza e menor percentual de austenita revertida. Concluiu, ainda, que a configuração poliondular ofereceu uma maior proteção balística quando comparada a configuração plana de mesmo material. Porém, dentre as regiões de impacto analisadas, a côncava apresentou o pior resultado balístico.

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. O autor realizou simulações numéricas e testes balísticos experimentais do material contra a ameaça 7,62 x 51 mm FMJ. A blindagem na condição poliondular apresentou melhor desempenho, uma vez que proporcionou uma maior atenuação da velocidade residual. Também observou que a região côncava apresentou o pior desempenho balístico em comparação às regiões convexa e intermediária.

Gouvêa (2023) estudou a influência de diferentes configurações de geometria e de espaçamento no comportamento de placas poliondulares de aço *maraging* 250 tratadas termicamente. Concluiu que o envelhecimento na temperatura de 480 °C por 5 horas era o mais vantajoso. Com relação ao espaçamento entre as placas, verificou que as maiores

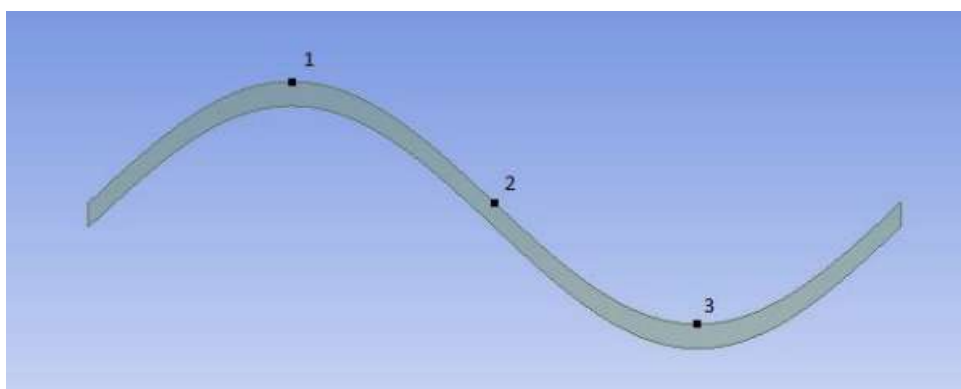


Figura 10 – Vista transversal de placa poliondular e das regiões de impacto analisadas: (1) convexa, (2) intermediária e (3) côncava (Cunha, 2019).

distâncias estudadas, 30 e 40 mm, apresentavam o melhor desempenho balístico. Concluiu, assim como Cunha (2019), Dacal (2021), que a região côncava é uma região de fragilidade. Adotou uma configuração com desvio entre as placas superior e inferior, de modo que as regiões côncavas das duas placas não fossem coincidentes. Porém, tal configuração foi prejudicial ao comportamento balístico por aproximar algumas regiões da amostra, reduzindo a espessura da camada de ar atmosférico entre as placas.

2.2 Comportamento Dinâmico dos Materiais

Em diversas operações militares é imprescindível conhecer a resposta do material quando submetido a carregamentos em curtos intervalos de tempo, que resultam em eventos de altas taxas de deformação. A influência da energia cinética e da taxa de carregamento em choques entre materiais são eventos complexos que, em muitos casos, alteram a resposta dos diversos mecanismos de deformação dos materiais. Enquanto nas deformações estáticas ou quase estáticas tem-se uma situação de equilíbrio estático durante todo o processo de deformação, com a soma das forças em qualquer parte do corpo próxima de zero, nas deformações dinâmicas a taxa de deformação é tão elevada que uma parte do volume do material está sob tensão enquanto a outra parte ainda não foi tensionada. Assim, há uma propagação da tensão no interior do material, que se desloca como ondas com velocidades determinadas (Meyers, 1994).

Segundo Rosenberg *et al.* (2012), o cenário dinâmico é caracterizado por pressões superiores a 10 GPa e por taxas de deformação superiores a 10^2 s^{-1} .

Meyers (1994) classifica os eventos a partir das taxas de deformação como sendo:

1. impactos de alta velocidade acima de 10^5 s^{-1} ;
2. impactos de alta dinâmica entre 10^3 s^{-1} e 10^5 s^{-1} ;
3. impactos de baixa dinâmica entre 10^1 s^{-1} e 10^3 s^{-1} ;
4. quase estático entre 10^{-5} s^{-1} e 10^2 s^{-1} ; e
5. estático entre 10^{-9} s^{-1} e 10^{-5} s^{-1} .

Para caracterização dos materiais, podem ser realizados ensaios em diferentes condições de taxas de deformação. Os testes convencionais, normalmente realizados com máquinas universais de ensaios, se classificam como quase estáticos. Já o teste de compressão em barra *Hopkinson* se classifica como dinâmico (Hazell, 2016).

A maioria dos impactos balísticos relativos a munições de pequeno calibre atinge taxas de deformação da ordem de 10^4 s^{-1} . Durante o impacto, ocorre a formação, a

transmissão e a reflexão de ondas de tensão no interior do material. As ondas de compressão formadas, ao atingirem a interface da blindagem, são em parte refletidas como ondas de tração e em parte transmitidas, porém atenuadas. Na interface também ocorre a formação de tensões cisalhantes, independente da interface ser entre o mesmo material ou ser entre materiais distintos (Crouch, 2017). Dependendo do nível de tensões envolvidas, as ondas serão elásticas, plásticas ou de choque (Meyers, 1994). Na Figura 11 está apresentado um esquemático da formação das ondas no interior da blindagem no momento do impacto balístico.

Dentro do regime elástico, a velocidade v das ondas elásticas é

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

na qual E é o módulo de elasticidade e ρ é a massa específica do material.

Na Equação (2.1) observa-se que a velocidade da onda é diretamente proporcional ao módulo de elasticidade e inversamente proporcional à massa específica. Para a maioria das blindagens, as ondas de tensão geradas se movimentam mais rápido que o projétil incidente, de forma que o material a frente do projétil já está alterado enquanto este avança ao longo da espessura (Crouch, 2017). Meyers (1994) afirma que para aços, no geral, a velocidade das ondas elásticas é da ordem de 5800 m/s.

Quando um pulso é transmitido com amplitude maior do que o limite elástico do material surgem as ondas plásticas. Tal pulso irá se decompor em uma onda elástica e em uma onda plástica. Devido ao encruamento no material que tende a dispersar a frente de onda, a velocidade das ondas plásticas é menor que a das elásticas (Meyers, 1994).

Hazell (2016) afirma que as ondas de choque não são significantes para os impactos balísticos com munições de pequeno calibre. Todavia são importantes na análise de detonação de explosivos, que está fora do escopo deste trabalho.

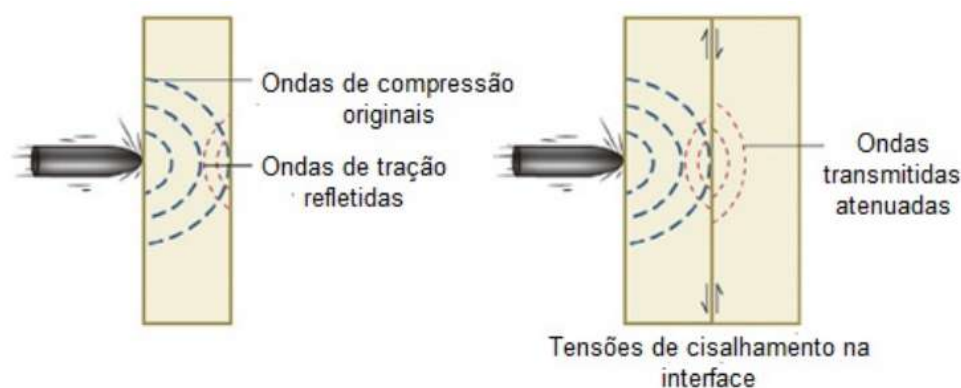


Figura 11 – Esquemático da formação de ondas de tensão e de tensões de cisalhamento no interior do material balístico (adaptado de (Crouch, 2017)).

2.2.1 Efeitos de Altas Taxas de Deformação

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 (Palleti *et al.*, 2012).

Quando submetidos a altas taxas de deformação, os aços podem sofrer uma transição de comportamento dúctil para frágil (Meyers, 1994). Podem, inclusive, apresentar uma melhora na resistência. Apesar de não possuir à época aparatos sofisticados para medição, Hopkinson (1905) realizou testes dinâmicos e verificou que a resistência dinâmica dos aços poderia ser até duas vezes maior que a resistência desse material a baixas taxas de deformação.

Para medir as propriedades dinâmicas de um material, são utilizados os testes de compressão uniaxial com altas taxas de deformação, como o ensaio de compressão dinâmica em barra *Hopkinson* (Crouch, 2017). Na Figura 12 estão apresentadas curvas de tensão *versus* deformação verdadeiras compressivas para aços balísticos obtidas em ensaio quase-estático e em ensaio dinâmico. Observa-se que carregamentos dinâmicos proporcionam um aumento significativo da resistência do material nas proximidades do limite de escoamento. Entretanto, para valores maiores de deformação, observa-se que os valores de resistência não variam significativamente entre os tipos de ensaio (Nahme; Lach, 1997).

O comportamento das curvas de tensão *versus* deformação apresentadas na Figura 12 se assemelha ao comportamento de curvas tensão *versus* deformação de materiais submetidos à recuperação e recristalização dinâmicas, apresentadas na Figura 13.

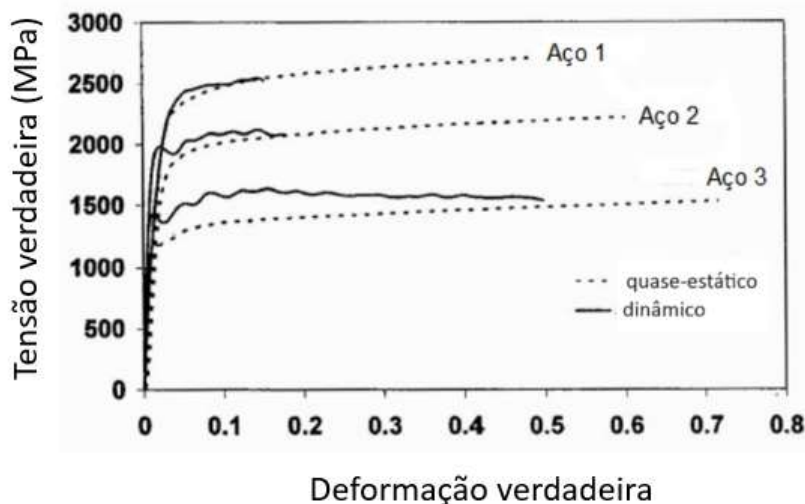


Figura 12 – Curvas tensão deformação compressivas para diferentes aços balísticos (adaptado de (Nahme; Lach, 1997)).

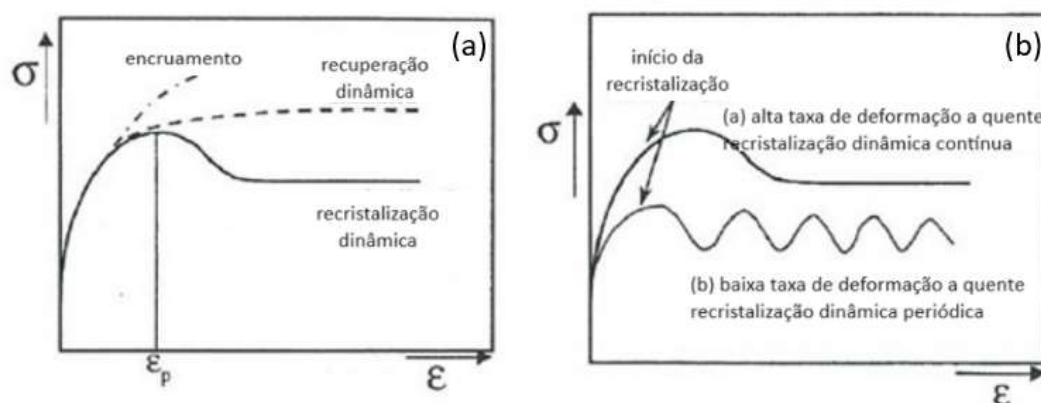


Figura 13 – Curvas tensão *versus* deformação (a) ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica; e (b) ocorrência de recristalização dinâmica a alta e a baixa taxas de deformação a quente (Padilha; Junior, 2005).

O gráfico (a) da Figura 13 é característico de materiais submetidos a alta taxa de deformação a quente com ocorrência de recristalização dinâmica. Nele observa-se a ocorrência de um pico de tensão (com uma deformação de pico - ϵ_p) seguido de uma estabilização de tensão. Essa estabilização corresponde à compensação entre a quantidade de defeitos gerada à medida que o metal é deformado e o rearranjo das discordâncias promovido pela ativação térmica. Tais defeitos não conseguem ser completamente eliminados por meio do processo de recuperação dinâmica, aumentando, termodinamicamente, o potencial para a recristalização. Para baixas taxas de deformação a quente, o processo ocorre em ciclos de deformação e de recristalização dinâmicas. Para esse caso, na curva, apresentada na Figura 13 (b), observam-se vários picos de tensão que aparecem com certa periodicidade, cujos ciclos representam etapas de endurecimento seguidas de amolecimento causado pela recristalização (Padilha; Junior, 2005).

Uma possível explicação para a ocorrência de recristalização dinâmica durante a execução do ensaio de compressão dinâmica em barra *Hopkinson* 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 (Dehgahi *et al.*, 2021; Meyers, 1994; Rosenberg *et al.*, 2012). Meyers (1994) destaca que, ao aumentar a taxa de deformação, o processo gradualmente muda de completamente isotérmico para completamente adiabático, uma vez que não há tempo o suficiente para o calor gerado se dispersar no material. Isso causa o aumento da temperatura interna e a formação de bandas de cisalhamento adiabáticas no interior do material (Dehgahi *et al.*, 2021; Oliveira *et al.*, 2022).

2.3 Aços *Maraging*

Os aços *maraging* são ligas ferrosas com alto teor de níquel e baixíssimo teor de carbono (0,004%, em massa, na liga em estudo), que contêm elementos de liga metálicos específicos em sua composição. O termo *maraging* é referente ao envelhecimento (*aging*) da martensita (*martensite*), mais especificamente uma martensita que é facilmente obtida em baixas taxas de resfriamento devido ao alto teor de níquel no aço reduzir drasticamente a difusão dos elementos presentes na solução sólida da austenita (Pereloma; Edmonds, 2012).

Sua microestrutura é martensítica, sendo esta fase dúctil e tenaz pelo teor de carbono estar abaixo do limite de solubilidade na martensita formada de estrutura cúbica de corpo centrada (CCC). Caracteriza-se por ser uma matriz supersaturada de elementos de liga substitucionais que contêm uma alta densidade de discordâncias, geralmente maior que $10^{-12}/\text{cm}^2$. As discordâncias funcionam como sítios para a nucleação de precipitados intermetálicos, que serão formados durante o envelhecimento, e como caminhos preferenciais para a difusão dos átomos de soluto, proporcionando uma distribuição uniforme de finos precipitados (Niu *et al.*, 2019; Rohrbach; Schmidt, 1993).

Por ter uma martensita de estrutura cristalina CCC, difere-se da martensita formada nas ligas ferrosas baseadas no sistema Fe - C, cuja estrutura cristalina é tetragonal de corpo centrado (TCC) que resulta em fragilidade. A morfologia da martensita depende da quantidade de níquel presente na liga. Em aços 18%Ni, por exemplo, a morfologia da martensita é em ripas, que, dentre as possíveis, apresenta maior dureza e tenacidade após o envelhecimento. Na Figura 14 está apresentada a estrutura da martensita, que tem morfologia do tipo pacotes, blocos e ripas. As ripas de martensita são pouco espessas, tem largura da ordem de 0,2 μm a 0,5 μm , não sendo possíveis de serem visualizadas por meio de microscopias óptica ou eletrônica de varredura (Rohrbach; Schmidt, 1991). Elas têm a tendência de se alinharem paralelamente entre si em uma grande região do grão de austenita primária, que é dividido em pacotes e cada pacote é subdividido em blocos (Pereloma; Edmonds, 2012).

A composição dos aços *maraging* situa-se na faixa de 10% a 19%Ni; 0% a 18%Co, 3% a 14%Mo; 0,2% a 1,6%Ti; e restante de Fe, % em peso; e outros elementos em quantidade muito reduzida. Com o avanço dos estudos, foram elaborados diversos tipos de aços *maraging*, cuja nomenclatura informa o teor nominal de níquel e o valor mínimo do limite de escoamento do ensaio de tração, em unidades ksi, que esses aços apresentam (Fonseca *et al.*, 2021; Rohrbach; Schmidt, 1993). Os mais conhecidos e utilizados são os da série 18%Ni, cuja composição nominal está representada na Tabela 2.

No presente trabalho foi utilizado aço 18 Ni (250), denominado aço *maraging* 250, fabricado pela empresa Villares Metals S.A., Sumaré – SP, cuja composição química está

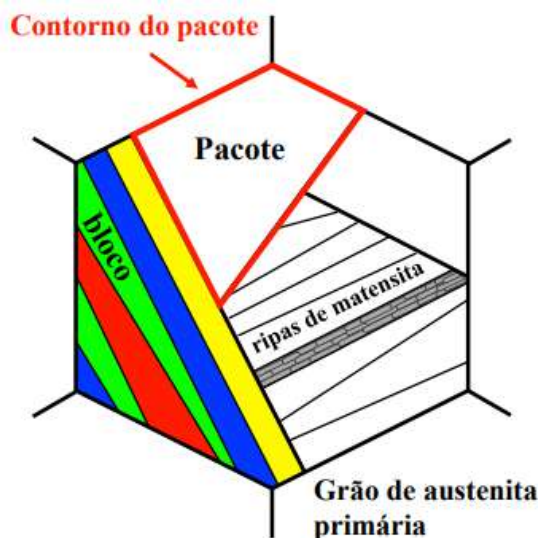


Figura 14 – Microestrutura esquemática da martensita em ripas formada no aço *maraging* (adaptado de (Morito *et al.*, 2003; Zhou *et al.*, 2019)).

Tabela 2 – Composição nominal de aços *maraging* comerciais da série 18%Ni (adaptado de (Rohrbach; Schmidt, 1993)).

Tipo	Composição, %p				
	Ni	Mo	Co	Ti	Al
18Ni (200)	18	3,3	8,5	0,2	0,1
18Ni (250)	18	5,0	8,5	0,4	0,1
18Ni (300)	18	5,0	9,0	0,7	0,1

apresentada na Tabela 6 do Capítulo 3, Material e Métodos.

2.3.1 Elementos de Liga

Por ser um aço altamente ligado, o processo de produção do aço *maraging* precisa ser bem controlado. Para minimizar a microsegregação, que compromete as propriedades mecânicas, a produção conta com processos de fusão e refusão. Inicialmente os constituintes são fundidos em um forno de indução a vácuo (*vacuum induction melting* – VIM). Os lingotes produzidos são, então, refundidos em forno a arco sob vácuo (*vacuum arc remelting* – VAR). Ao final desses dois processos, os teores de nitrogênio e de carbono são reduzidos significativamente, evitando a fragilização térmica proveniente da difusão desses elementos para o contorno de grão da austenita, que resultaria em fratura intergranular de baixa energia de impacto (Silva; Mei, 2010).

O níquel (Ni) é o principal elemento de liga. O teor elevado de Ni garante que o produto da transformação da austenita seja totalmente martensítico, independente da taxa de resfriamento e da espessura das peças (Rohrbach; Schmidt, 1991).

Já o molibdênio (Mo) aumenta a resistência do material por promover a formação de precipitados intermetálicos durante o tratamento térmico de envelhecimento. Ele também reduz o coeficiente de difusão de outros elementos na solução sólida da martensita, evitando a formação de precipitados nos contornos de grão, o que prejudica a tenacidade do material (Pereloma; Edmonds, 2012; Rohrbach; Schmidt, 1993).

A presença de cobalto (Co) nessas ligas também é importante. Ele é um elemento de liga que aumenta temperatura de início da transformação martensítica (M_i), compensando o efeito de outros elementos de liga que reduzem a M_i , garantindo, dessa forma, que a conclusão da transformação martensítica ocorra à temperatura ambiente. Ele também potencializa o efeito endurecedor do Mo, uma vez que reduz a solubilidade do Mo na matriz, aumentando a fração em volume do precipitado intermetálico rico em Mo, e, por conseguinte, a dureza do aço. Na Figura 15 está apresentado o efeito do Co no grau de endurecimento de uma liga Fe-18%Ni-5%Mo. A presença do Co acelera o aumento da dureza até valores mais elevados, ocasionado pelo aumento na fração volumétrica de precipitados decorrentes da adição de Co na liga (Rohrbach; Schmidt, 1991).

Na Tabela 3 está apresentado um resumo das funções dos principais elementos de liga presentes nos aços *maraging*.

2.3.2 Tratamentos Térmicos e Propriedades Mecânicas

As indústrias aeronáutica, aeroespacial, militar e nuclear despertaram grande interesse na utilização dos aços *maraging* tendo em vista suas propriedades vantajosas frente aos aços de alta resistência convencionais (Sha; Guo, 2009). Dentre as quais destacam-

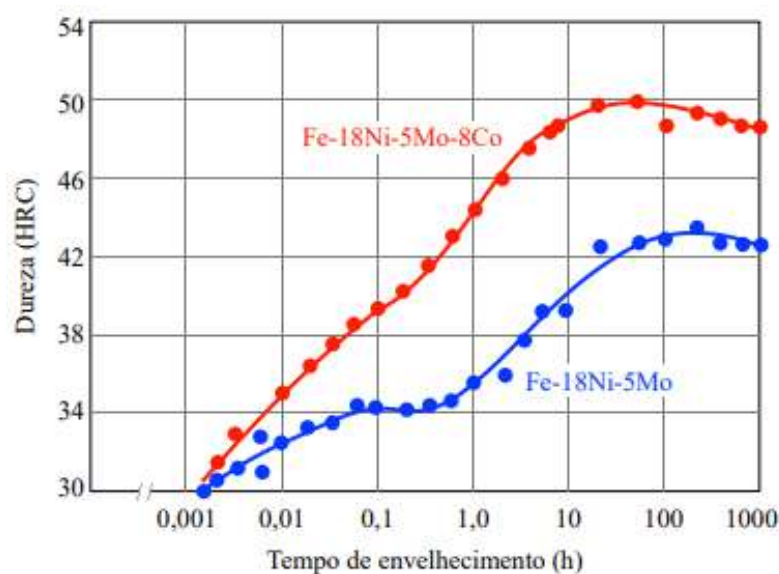


Figura 15 – Efeito da adição de 8% de cobalto na variação de dureza *Rockwell* C em uma liga Fe-18%Ni-5%Mo (adaptado de (Rohrbach; Schmidt, 1991)).

Tabela 3 – Funções dos principais elementos de liga presentes nos aços *maraging* (adaptado de (Pereloma; Edmonds, 2012; Rohrbach; Schmidt, 1991; Rohrbach; Schmidt, 1993)).

Elemento	Principais funções
Níquel	Diminuir a Temperatura M ; Aumentar a resistência à corrosão; e Impedir a retenção de austenita após o resfriamento.
Molibidênio	Aumentar a resistência mecânica; Impedir a redução dos valores da tenacidade; Melhorar as resistências à corrosão e à abrasão; Atuar no refinamento do tamanho de grão austenítico; e Diminuir a temperatura M .
Cobalto	Aumentar a temperatura M ; Reduzir a solubilidade do molibidênio da matriz; e Melhorar a dureza a quente da liga.
Titânio	Produzir estruturas finas de martensita após a laminação; Aumentar a dureza; Reduzir a temperatura M_i ; e Remover resíduos de carbono e nitrogênio que estejam em solução sólida na matriz martensítica pela formação de carbonetos, nitretos e carbonitretos.
Alumínio	Facilitar a nitretação; Desoxidar o banho de metal líquido na etapa de refino na aciaria; Controlar o tamanho de grão austenítico; e Aumentar ligeiramente a M_i (em adições de até 0,2%).

se (Mouritz, 2012; Rohrbach; Schmidt, 1993):

1. boa soldabilidade, sem a necessidade de tratamentos prévios à soldagem;
2. boa conformabilidade, apresentando baixo expoente de encruamento;
3. não sofrem descarbonetação, em virtude do baixíssimo teor de carbono;
4. não apresentam distorções durante o endurecimento por envelhecimento; e
5. possibilita temperaturas de trabalho mais elevadas, uma vez que as propriedades mecânicas adquiridas permanecem inalteradas até cerca de 400 °C.

A simplicidade dos tratamentos térmicos empregados nos aços *maraging* é uma das principais vantagens desse material. Como não sofrem descarbonetação, não são necessários fornos com atmosfera controlada durante os tratamentos térmicos. Entretanto, cuidados para evitar a carburação, sulfuração e excessiva oxidação devem ser tomados (INCO, 1976).

Os altos níveis de resistência mecânica dos aços *maraging* podem ser alcançados graças à combinação sinérgica da composição química e dos tratamentos térmicos característicos de uma liga endurecível por precipitação: solubilização e envelhecimento. A escolha dos parâmetros de envelhecimento a serem utilizados é fundamental para a resposta adequada do material em termos de sua utilização, em virtude da influência que o tempo e a temperatura de envelhecimento exercem nas propriedades mecânicas finais do aço *maraging*.

As faixas de temperaturas e as possíveis fases que podem ser formadas durante os tratamentos térmicos de uma liga são indicadas pelo diagrama de fases. Na Figura 16 estão apresentados os diagramas de fases do sistema ferro-níquel na condição de equilíbrio e na condição metaestável. O diagrama de fases no equilíbrio mostra os campos da austenita (γ) e da martensita (α). Já na condição metaestável, está ilustrada (1) a microestrutura da austenita cúbica de face centrada (CFC) em solução sólida, (2) a microestrutura da martensita CCC, (3) o endurecimento por precipitação da martensita por pequenos precipitados intermetálicos durante o envelhecimento e (4) o superenvelhecimento e formação da austenita revertida.

No tratamento térmico de solubilização, o material é aquecido a uma temperatura de encharque, cerca de 900 °C, durante um tempo de 1 h para cada 25 mm de espessura, garantindo que haja a completa solubilização dos elementos da liga em uma estrutura totalmente austenítica (Berns; Theisen, 2008).

Em seguida o material é resfriado até temperatura ambiente com a taxa rápida o suficiente para impedir que ocorra difusão que resulte em precipitação, resultando em uma solução sólida supersaturada e metaestável totalmente martensítica, com dureza entre

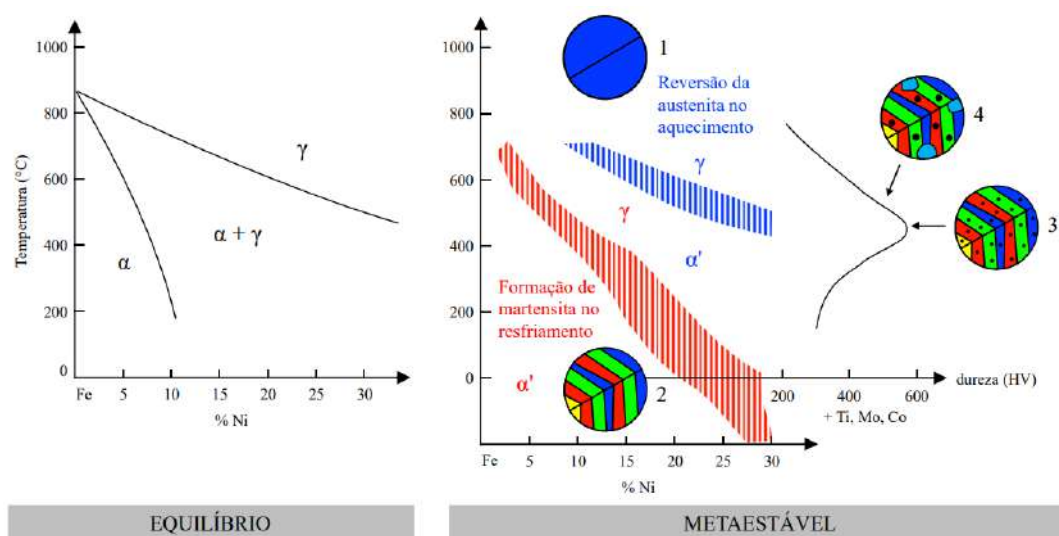


Figura 16 – Diagrama de fases do sistema Fe-Ni na condição de equilíbrio e metaestável (adaptado de (Berns; Theisen, 2008; Silva; Mei, 2010))

28 e 35 HRC (Silva; Mei, 2010). A transformação martensítica é atérmica e adifusional, pois não há tempo suficiente para a difusão e a formação de precipitados que ocorreria na condição de equilíbrio. Dessa forma, a martensita formada tem a mesma composição da austenita que lhe deu origem (Berns; Theisen, 2008).

A temperatura em que a martensita começa a se formar é chamada de M_i . Essa temperatura reflete a quantidade de força motriz termodinâmica necessária para iniciar a transformação por cisalhamento da austenita em martensita. Com exceção do Co, todos os elementos de liga habituais nos aços *maraging* diminuem a M_i . A temperatura em que a transformação martensítica está completa é denominada M_f e, para os aços *maraging*, situa-se acima da temperatura ambiente e, dessa forma, na temperatura ambiente tem-se 100% de fase martensítica (Berns; Theisen, 2008), não sendo esperada a presença de austenita retida (Rohrbach; Schmidt, 1991). Para a maioria das ligas comerciais de aço *maraging* (18%Ni), a temperatura M_i é da ordem de 200 °C a 300 °C (Rohrbach; Schmidt, 1993).

Já a reversão da martensita em austenita ocorre durante o aquecimento, com a temperatura A_i representando o início da formação de austenita no aquecimento e a temperatura A_f , o fim da formação de austenita. Da análise do diagrama de fases metaestável, verifica-se que as temperaturas A_i e A_f são mais elevadas que as M_i e M_f , caracterizando uma histerese no ciclo térmico.

A depender da temperatura, o reaquecimento da estrutura martensítica dos aços *maraging* assume dois caminhos distintos. Em temperaturas superiores a A_i , a transformação em austenita ocorre por meio de uma reação adifusional, sem alterar a composição entre a martensita e a austenita. Já em temperaturas inferiores a A_i , a martensita inicialmente sofre endurecimento por precipitação, seguido por uma reação de decomposição da martensita em ferrita e austenita com alteração da composição. Tal decomposição é difusional e a taxa de reversão depende da temperatura de reaquecimento da liga. Para temperaturas na faixa de 455 °C a 510 °C, a taxa de reversão é baixa o suficiente para permitir que o endurecimento da martensita ocorra antes da reação de decomposição prevalecer, sendo a base para os tratamentos térmicos de envelhecimento dos aços *maraging* (Rohrbach; Schmidt, 1991).

A fase de envelhecimento tem como objetivo distribuir uniformemente os precipitados intermetálicos e minimizar a reação de decomposição da martensita metaestável em austenita e ferrita. A temperatura de envelhecimento da martensita normalmente se encontra em torno de 500 °C, sendo 480 °C a temperatura típica para envelhecimento de aços *maraging*. O tempo do tratamento varia de acordo com a série: de 3 a 8 h para 18 Ni (200), 18 Ni (250) e 18 Ni (300); e de 6 a 12 h para 18 Ni (350). Após esse tempo de tratamento, os precipitados, que funcionam como barreiras ao movimento de discordâncias, estão finamente distribuídos, contribuindo para o aumento da dureza e da resistência

mecânica (Berns; Theisen, 2008; Rohrbach; Schmidt, 1991).

O endurecimento dos aços *maraging* durante o envelhecimento é atribuído a dois mecanismos. O primeiro envolve a ordenação de curto alcance da solução sólida, enquanto o segundo envolve a precipitação de compostos intermetálicos (Rohrbach; Schmidt, 1991). Tal precipitação é acelerada pela alta densidade de discordâncias e pela difusibilidade dos elementos de liga presentes (Porter; Easterling, 2009). Os precipitados comumente observados em aços *maraging* são Ni_3Mo , Ni_3Ti e Fe_2Mo . Os precipitados funcionam como barreiras para a movimentação das discordâncias da matriz martensítica. Nos estágios iniciais de envelhecimento, são formados pequenos precipitados coerentes com a matriz martensítica. De forma que o aumento na resistência mecânica é atribuído ao aumento na tensão requerida para cisalhar tais precipitados (Brown; Ham, 1971; Meyers; Chawla, 2008; Schnitzer *et al.*, 2010).

Na Tabela 4 são apresentadas as propriedades mecânicas das principais séries de aços *maraging* com 18% de níquel, submetidos a dois tratamentos térmicos distintos, definidos como A e B. O tratamento A refere-se à solubilização com encharque a 820 °C por 1 h. Por sua vez, o tratamento B refere-se ao envelhecimento a 480 °C por 3 h nos graus 1400, 1700 e 1900 e por 12 h no grau 2400. Observa-se que, para todas as séries comerciais de aços *maraging*, o tratamento térmico de envelhecimento provocou um aumento considerável nas propriedades mecânicas do limite de resistência e de dureza.

Viswanathan, Dey e Asundi (1993) estudaram o endurecimento por precipitação do aço *maraging* 350. Verificaram que, no início do envelhecimento, na faixa de 450 °C a 650 °C, as fases responsáveis pelo aumento da resistência foram os finos precipitados de $Ni_3(Mo, Ti)$. Com o avanço do envelhecimento, os precipitados iniciais foram substituídos por Fe_2Mo e ocorreu ainda o coalescimento dos precipitados, que perderam a coerência com a matriz. Na Figura 17 estão apresentadas curvas que mostram a evolução da dureza com o aumento do tempo de envelhecimento para diferentes temperaturas de encharque.

Ao analisar a Figura 17, observa-se que não há indicação da existência de período de incubação para início da precipitação, em virtude do grande aumento de dureza nos minutos iniciais. Observa-se ainda que, ao aumentar a temperatura de encharque do envelhecimento, o tempo necessário para atingir o valor máximo de dureza diminui. Esse pico de dureza delimitou duas áreas de envelhecimento para o material: uma de envelhecimento e outra de superenvelhecimento (Viswanathan; Dey; Asundi, 1993).

A existência das duas regiões de envelhecimento observada por Viswanathan, Dey e Asundi (1993), decorre da alteração no mecanismo de interação entre discordâncias e precipitados em virtude do tamanho dos precipitados. Na Figura 18 está apresentada a curva de resistência mecânica ou de dureza em função do tempo de envelhecimento, mostrando as tensões atuantes em cada estágio, representadas nas curvas segmentadas, que conjuntamente compõem o comportamento característico da curva em preto.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas típicas de séries comerciais de aços *maraging* (adaptado de (INCO, 1976)).

Propriedade	Tratamento	Graus de Aços <i>Maraging</i> - Mpa(ksi)			
		18Ni1400 18Ni(200)	18Ni1700 18Ni(250)	18Ni1900 18Ni(300)	18Ni2400 18Ni(350)
Limite de Escoamento (MPa)	A	800	800	790	830
	B	1310-1550	1650-1830	1790-2070	2390
Limite de Resistência (MPa)	A	1000	1010	1010	1150
	B	1340-1590	1690-1860	1830-2100	2460
Deformação Total (%)	A	17	19	17	18
	B	6-12	6-10	5-10	8
Redução de Área (%)	A	79	72	76	70
	B	35-67	35-60	30-50	36
Dureza <i>Rockwell</i> C (HRC)	A	27	29	32	35
	B	44-48	48-50	51-55	56-59

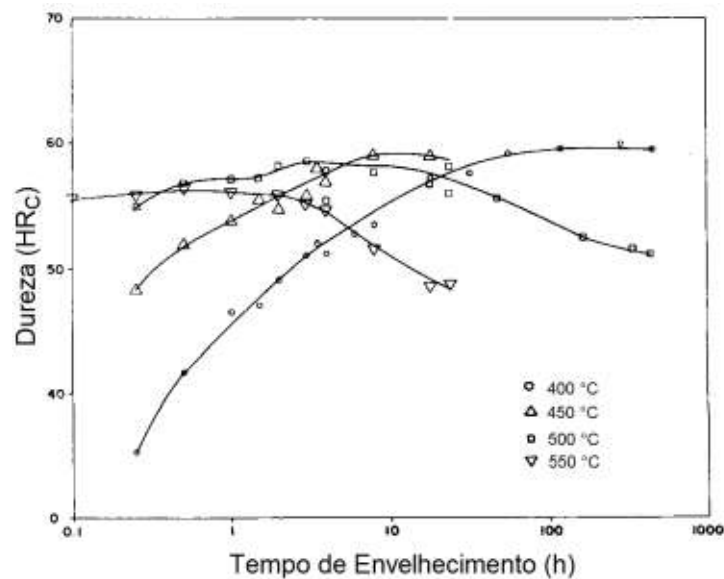


Figura 17 – Resposta do material envelhecido isotermicamente a diferentes temperaturas (adaptado de (Viswanathan; Dey; Asundi, 1993)).

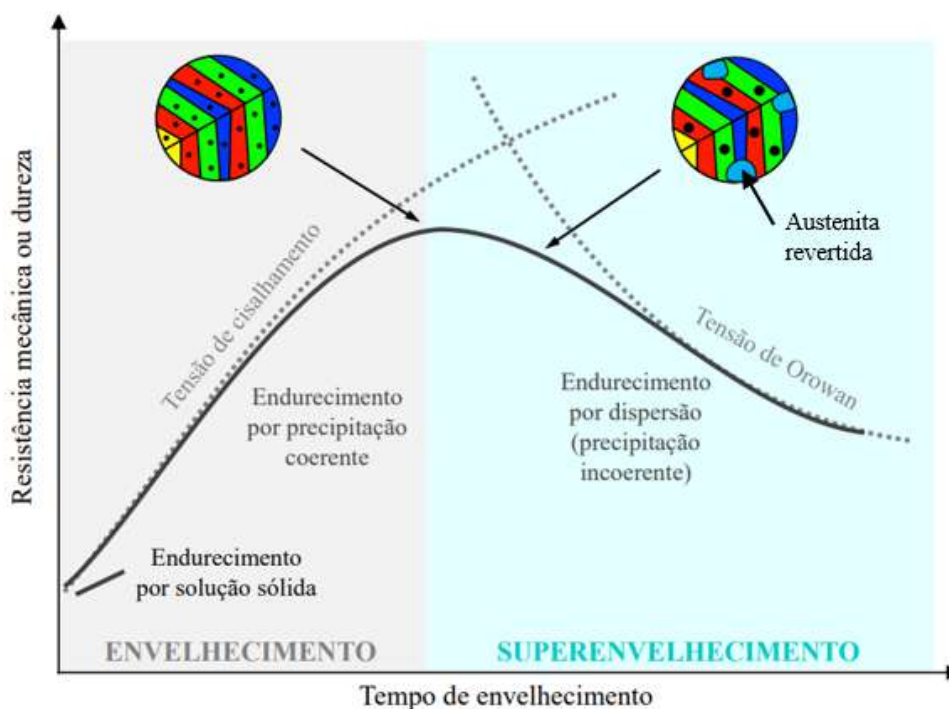


Figura 18 – Ilustração esquemática de uma curva de resistência mecânica ou de dureza versus tempo de envelhecimento para aços *maraging* (adaptado de (Berns; Theisen, 2008; Sha; Guo, 2009)).

No primeiro estágio, denominado envelhecimento, tem-se o mecanismo de endurecimento por precipitação coerente e semicoerente, onde observa-se um aumento no limite de resistência e na dureza com o aumento do tempo, ocorrendo o cisalhamento dos precipitados nanométricos pelas discordâncias. No segundo estágio, denominado superenvelhecimento, tem-se o mecanismo de endurecimento por dispersão (precipitação incoerente), onde observa-se uma redução no limite de resistência e na dureza com o aumento do tempo, e os precipitados são contornados pelas discordâncias (mecanismo de *Orowan*) (Berns; Theisen, 2008; Sha; Guo, 2009).

Assim, o superenvelhecimento ocorre nos casos em que tratamento térmico de envelhecimento é realizado em temperatura e/ou tempo excessivo. Consiste no coalescimento e/ou dissolução parcial dos precipitados, que, conseqüentemente, provoca alterações nos teores dos elementos de liga na matriz martensítica. O enriquecimento de níquel na matriz martensítica é comumente atribuído como o responsável pela formação da austenita revertida.

Li e Yin (1995) estudaram a evolução da austenita revertida no aço *maraging* 350 utilizando microscopia eletrônica de transmissão. Observaram a formação simultânea de austenita revertida e de precipitados Fe_2Mo , sugerindo que a dissolução dos precipitados $Ni_3(Ti, Mo)$ e, conseqüentemente, o enriquecimento de certas regiões com níquel, contribuíram diretamente para a formação da austenita revertida e de precipitados Fe_2Mo .

Observaram ainda a formação de austenita revertida com diferentes morfologias em função da temperatura e do tempo de envelhecimento. Após 8 horas de envelhecimento na temperatura de encharque de 500 °C, a austenita revertida, que se formou nos contornos de ripa da martensita e nos contornos de grão da austenita prévia, apresentava morfologia de ripas com 5,3 nm de largura e se formou. Com o aumento no tempo de envelhecimento, as ripas cresceram e, ao mesmo tempo, os emaranhados de discordâncias foram evidenciados. Na temperatura de 570 °C, observaram que a velocidade de formação da austenita revertida nos contornos de ripa da martensita e de grão da austenita prévia aumentou. Após 4 horas nesta temperatura, observaram a formação de austenita revertida com morfologia de placas no interior das ripas de martensita.

Pardal *et al.* (2005) analisaram as propriedades mecânicas de um aço *maraging* C300 envelhecido na faixa de temperaturas de 440 °C a 650 °C. Não foram observados sinais de superenvelhecimento em temperaturas de até 480 °C, na faixa de tempos observados. Já para temperaturas maiores, observou-se uma quantidade significativa de austenita a partir de 560 °C.

Viswanathan, Dey e Sethumadhavan (2005) estudaram os efeitos da austenita revertida nas propriedades mecânicas do aço *maraging* 350. Na Tabela 5 está apresentada a fração de austenita revertida formada em cada condição de envelhecimento estudada.

Viswanathan, Dey e Sethumadhavan (2005), assim como Li e Yin (1995), identificaram a formação simultânea da austenita revertida e dos precipitados Fe_2Mo . Os autores não observaram a formação de austenita revertida no envelhecimento à temperatura de 510 °C por 3 horas. Nessa condição, a microestrutura consistia em blocos de martensita formados no interior de grãos de austenita prévia, visíveis pela orientação preferencial no interior do grão e pelo fato dos blocos de martensita não ultrapassarem as fronteiras dos

Tabela 5 – Fração de austenita revertida formada no material envelhecido a diferentes condições e propriedades mecânicas correspondentes (adaptado de (Viswanathan; Dey; Sethumadhavan, 2005)).

Condição de envelhecimento	Austenita revertida (%)	Limite de resistência à tração (MPa)	Tensão de escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento total (%)
510 °C - 3 h (pico de envelhecimento)	-	2227	2195	5,3
640 °C - 1 h	8	1715	1504	10,7
640 °C - 2 h	13	1615	1414	11,3
640 °C - 4 h	22	1534	1308	12,2
640 °C - 6 h	23	1474	1211	12,2
640 °C - 8 h	24	1458	1203	13,1

contornos de grão. Embora a presença de uma pequena porção de austenita retida (de mesma composição que a martensita) seja benéfica para a tenacidade do aço (Pereloma; Edmonds, 2012; Schnitzer *et al.*, 2010), os autores observaram uma grave fragilização no material superenvelhecido pela austenita observada ser a revertida e não a retida. Ao aumentar o tempo de envelhecimento na temperatura de 640 °C, observaram que a quantidade e o tamanho de grão da austenita revertida cresceram consideravelmente, influenciando negativamente as propriedades mecânicas.

Güiza (2015) estudou o efeito da deformação a quente sobre a microestrutura, dureza e cinética de precipitação de um aço *maraging* C300. O autor verificou que os padrões de difração medidos nas amostras envelhecidas a 550 °C por 10 horas apresentaram um percentual considerável de austenita revertida em todas as condições de forjamento. Nas amostras sem deformação, a austenita revertida formou-se nos contornos de grãos da austenita prévia e entre os blocos e os pacotes de martensita. O percentual de austenita presente nas amostras sem deformação foi de 18%.

Freitas (2018) estudou o efeito da deformação a quente e do ciclo de envelhecimento na microestrutura e na dureza do aço *maraging* C350 com Ti. O autor observou uma região de superenvelhecimento na temperatura de 550 °C, tanto nas amostras deformadas quanto nas amostras sem deformação. Nas amostras deformadas a 60% e envelhecidas por 10 horas, a porcentagem de austenita revertida, obtida pelo método de *Rietveld*, foi de 8,2%. Nas amostras não deformadas e envelhecidas à 550 °C por 10 horas foram identificadas, em análise via microscopia eletrônica de varredura (MEV), regiões ricas em austenita revertida, apresentadas na Figura 19. Observou-se a formação, majoritária, da austenita nos contornos de grãos da austenita prévia e nos contornos das ripas de martensita.

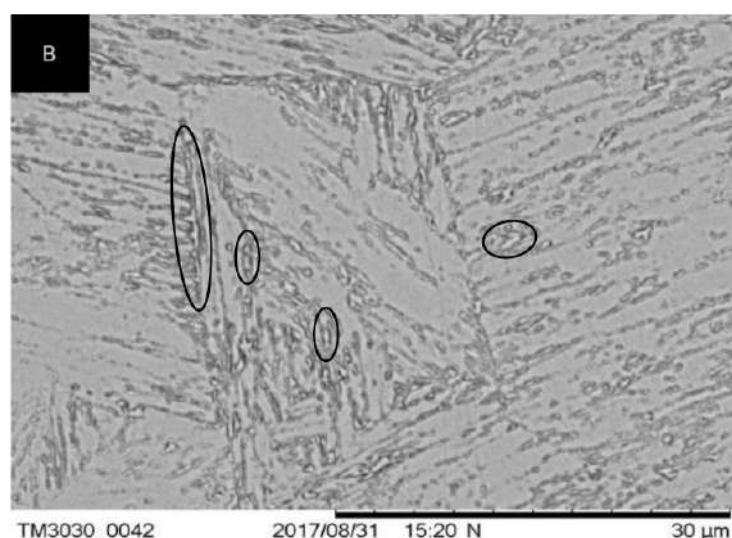


Figura 19 – Micrografia da amostra não deformada de aço *maraging* 350 envelhecido a 550 °C por 10 horas (Freitas, 2018).

Niu *et al.* (2019) estudaram a evolução da precipitação e do endurecimento durante o envelhecimento de um aço *maraging* com a seguinte composição Fe-17,7%Ni-15%Co-6,6%Mo-1,0%Ti. Na Figura 20 estão apresentados os valores de dureza, tenacidade à fratura e as curvas tensão versus deformação obtidas para essa liga.

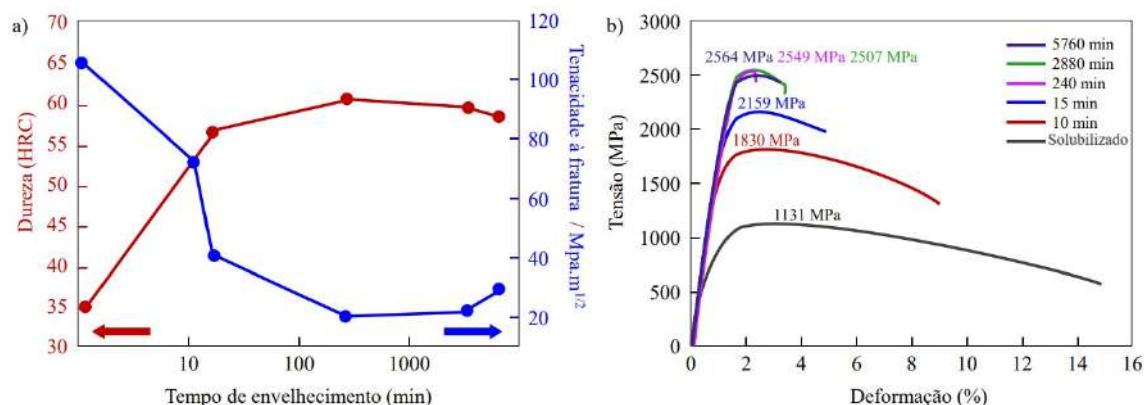


Figura 20 – Resultados obtidos em aço *maraging* envelhecido a 480 °C, (a) evolução da dureza e da tenacidade à fratura versus tempo de envelhecimento e (b) curva tensão versus deformação (adaptado de (Niu *et al.*, 2019)).

Observa-se que o pico de dureza foi atingido após envelhecimento por 4 horas, onde obtiveram dureza de 60,5 HRC, limite de resistência à tração de 2564 MPa, limite de escoamento de 2359 MPa e tenacidade à fratura de 20 MPa m^{1/2}. Devido à formação da austenita revertida durante o envelhecimento (2880 e 5760 min), ocorreu um ligeiro aumento na ductilidade e na tenacidade à fratura, enquanto o limite de resistência seguiu acima de 2500 MPa. Isso evidencia que o superenvelhecimento pode melhorar algumas propriedades sem causar muita perda de dureza ou de resistência mecânica. Em contrapartida, são necessários tempos bem longos de envelhecimento para um aumento na tenacidade de 20 MPa m^{1/2} (tempo de 240 min) para 30 MPa m^{1/2} (tempo de 5760 min) (Niu *et al.*, 2019).

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 Material

O material utilizado nesse estudo é o aço *maraging* 250 na forma de chapa laminada e solubilizada, com dimensões aproximadas de 1000 mm x 180 mm x 3,5 mm, conforme apresentado na Figura 21. O material foi fornecido pela empresa Villares Metals S.A., Sumaré/SP, na forma de tarugo com seção transversal quadrada, que, posteriormente, foi laminado a quente em escala piloto em empresa externa.



Figura 21 – (a) Vista lateral e (b) vista frontal das chapas laminadas.

Na Tabela 6 está apresentada a composição química, em percentual em peso, do material, conforme consta no certificado de qualidade fornecido pela empresa Villares Metals S.A..

De acordo com a empresa, o material foi submetido à fusão em forno de indução a vácuo (VIM) e, posteriormente, refundido em forno a vácuo (VAR).

Tabela 6 – Composição química completa da liga recebida pela empresa, % em peso (adaptado de (VILLARES METALS S.A., 2014)).

Elemento	Percentual em peso (% p)	Elemento	Percentual em peso (% p)	Elemento	Percentual em peso (% p)
C	0,004	Mo	5,2	Zr	0,012
Si	0,05	Ni	18,23	Mg	<0,005
Mn	<0,01	Cu	0,02	Ca	<0,0010
P	<0,05	Ti	0,47	N	<0,0010
S	0,0011	Al	0,107	O	<0,0010
Co	8,49	B	0,0018	Fe	Rest.
Cr	0,08				

3.2 Métodos

3.2.1 Preparação das Placas Poliondulares

As chapas de aço *maraging* 250 foram cortadas em placas de dimensões aproximadas de 180 mm x 180 mm x 3,5 mm com a guilhotina modelo HSH – 12 x 3200, marca *Clark Machine*, do Arsenal de Guerra do Rio (AGR) – Rio de Janeiro. Em seguida foram conformadas, utilizando o molde desenvolvido no trabalho de Cunha (2019) e a prensa hidráulica *Nowak*, pertencente ao Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do IME, para adquirir a geometria poliondular apresentada na Figura 22. Posteriormente, cada placa poliondular foi furada em 4 pontos equidistantes da borda, cerca de 15 mm, utilizando uma furadeira de bancada pertencente ao Laboratório de Materiais do Centro Tecnológico do Exército (CTEx) – Rio de Janeiro.



Figura 22 – Placa com geometria poliondular.

3.2.2 Tratamento Térmico de Envelhecimento

As placas poliondulares, já solubilizadas no recebimento, foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento nas temperaturas de 450 °C, 480 °C e 540 °C, para, respectivamente, os tempos de encharque de 3 h, 5 h e 3 h. Também foram envelhecidas, nessas mesmas condições, as amostras para os demais ensaios de caracterização.

A temperatura de 480 °C foi escolhida com base nos trabalhos do Cunha (2019) e da Gouvêa (2023), em virtude de ser a condição que apresentou as melhores propriedades mecânicas dentre as condições estudadas pelos autores. Já a escolha das temperaturas 450 °C e 540 °C foi devido a ambas condições proporcionarem valores de dureza compatíveis entre si, porém decorrentes de mecanismos diferentes, e inferiores ao da temperatura 480 °C.

O tratamento térmico foi executado no forno Jung, sem atmosfera protetiva, pertencente ao Laboratório de Materiais Cerâmicos do IME, seguindo o procedimento utilizado em trabalhos anteriores do grupo ((Cunha, 2019), (Gouvêa, 2023)):

1. o forno foi aquecido desde a temperatura ambiente até a temperatura de tratamento, utilizando a taxa de 9 °C/min;
2. após 10 min com a temperatura estabilizada no patamar do ensaio, o forno foi aberto para a inserção das amostras solubilizadas;
3. após 10 min com a temperatura novamente estabilizada no patamar do ensaio, teve início a contagem do tempo de tratamento;
4. após a finalização do tempo de encharque do tratamento, as amostras foram retiradas do forno;
5. por fim, as amostras foram resfriadas ao ar.

3.2.3 Caracterização

O desenvolvimento de novos sistemas de blindagem balística requer um conhecimento apurado das propriedades dos materiais e da microestrutura, sendo primordial a realização de ensaios quase-estáticos e dinâmicos. Enquanto os primeiros fornecem aproximações para uma análise inicial, os últimos proporcionam um entendimento mais acurado, tendo em vista que, geralmente, o comportamento dos materiais a altas taxas de deformação difere do comportamento em baixas taxas de deformação. Sendo assim, para a caracterização do aço *maraging* 250, foram realizados os seguintes ensaios:

1. dureza *Rockwell C*;
2. ferritoscopia;

3. difração de raios X;
4. tração;
5. compressão dinâmica em Barra *Hopkinson*;
6. balísticos;
7. análises microestruturais; e
8. análise da superfície de fratura.

Tanto as amostras apenas solubilizadas quanto as amostras solubilizadas e envelhecidas foram caracterizadas utilizando as técnicas aqui descritas.

3.2.3.1 Dureza *Rockwell C*

Foi utilizada a dureza *Rockwell* comum em escala C, com pré-carga de 10 kgf e carga de 150 kgf, penetrador de diamante esferocônico com ângulo de 120° e ponta ligeiramente arredondada.

Foram realizadas 5 medidas de dureza em cada uma das 4 amostras (1 solubilizada e 3 solubilizadas e envelhecidas), utilizando o durômetro *Wilson Hardness*, instalado no Laboratório de Ensaio Mecânicos do IME. Cabe destacar que tal equipamento é acreditado pela Coordenação Geral de Acreditação do Inmetro (Cgcre), o que confere confiabilidade aos resultados obtidos. As amostras nas dimensões de 15 mm x 20 mm foram previamente lixadas d'água de carbetto de silício no plano da chapa com lixas em granulometrias de 80, 240, 320, 400, 600, 800 e 1200 *mesh*.

3.2.3.2 Ferritoscopia

O ferritoscópio foi desenvolvido, inicialmente, para avaliar a quantidade de ferrita em solda de aço inoxidável. Como a martensita possui características magnéticas similares à ferrita, ela também pode ser quantificada, assim como qualquer outra fase que possua características adequadas ao princípio de medição do aparelho. Entretanto, existem alguns fatores que podem influenciar na exatidão da leitura de quantificação tais como curvaturas, espessura do material e de revestimento, rugosidade superficial e distância da borda para o local de medição, sendo necessário utilizar alguns fatores de correção. A grande densidade de discordâncias também introduzem erros de leitura, uma vez que causam perturbações na permeabilidade magnética da fase ferromagnética presente, diminuindo a eficiência de orientação dos spins magnéticos desta, no caso do presente estudo a martensita (Manual, 2008; Talonen; Aspegren; Hänninen, 2004).

Para acompanhar a reversão da martensita em função do tempo e da temperatura de envelhecimento nas amostras, em função de sua característica ferromagnética, foram

Tabela 7 – Parâmetros utilizados nas análises de difração de raios X.

Parâmetros	Valores
Voltagem	40 kV
Corrente	40 mA
<i>Solleslit</i>	0,04 rad
<i>Mask</i>	5 mm
<i>Anti-scatterslit</i>	1°
<i>Divergenceslit</i>	0,5°
<i>StepSize</i>	0,03°
<i>Countig time</i>	150 s
<i>Scan range</i>	45° a 120°

realizadas 10 medidas ao longo da extensão da superfície associada ao plano da chapa de cada amostra, evitando a região das bordas. O ensaio foi conduzido em cada uma das 4 amostras (1 solubilizada e 3 solubilizadas e envelhecidas), nas dimensões 15 mm na direção transversal a laminação x 30 mm na direção de laminação, lixadas com lixas em granulometrias de 80, 240, 320, 400, 600, 800 e 1200 *mesh*, polidas mecanicamente em três distintos panos *Flocus-200 Schneider* contendo pasta de diamante Schneider com granulometrias de 6, 3 e 1 μm e lubrificadas com álcool etílico. O ataque químico utilizou o reagente Nital 5% (5 mL HNO_3 + 95 mL de água). Ressalta-se que, durante o lixamento, foi realizado um desbaste controlado, em uma das faces, de forma a retirar da superfície uma camada de 400 μm de espessura.

Foi utilizado o ferritoscópio FMP30, da *Fischer*, pertencente ao Laboratório de Ensaio Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem (LNDC) da UFRJ – Rio de Janeiro, previamente calibrado com padrões de calibração para 100, 55,1 e 30,4% de ferrita.

3.2.3.3 Difração de Raios X

Os difratogramas foram obtidos no Difratorômetro X'Pert PRO MRD da *PANalytical*, pertencente ao Laboratório de Difração de Raios X do IME, com anodo de cobalto e filtro de ferro, com comprimento de onda K_α médio de 0,179 nm e a medição através do detector *PIXcel*, com acoplamento $\theta/2\theta$. Os parâmetros utilizados para a obtenção dos difratogramas estão listados na Tabela 7.

As medidas foram conduzidas ao longo da extensão da superfície associada ao plano da chapa em cada uma das 4 amostras (1 solubilizada e 3 solubilizadas e envelhecidas) nas dimensões 15 mm na direção transversal a laminação x 30 mm na direção de laminação (as mesmas utilizadas no ensaio de ferritoscopia) lixadas com lixas em granulometrias de 80, 240, 320, 400, 600, 800 e 1200 *mesh*, polidas mecanicamente com pano *Flocus-200 Schneider*, pasta de diamante *Schneider* com granulometrias de 6, 3 e 1 μm . O ataque químico utilizou o reagente Nital 5% (5 mL HNO_3 + 95 mL de água). Ressalta-se que,

durante o lixamento, foi realizado um desbaste controlado, em uma das faces, de forma a retirar da superfície uma camada de 400 μm de espessura.

A identificação das fases presentes nas amostras e a análise quantitativa foram realizadas através dos programas *HighScore Plus* versão 3.0e (3.0.5) 2012, da *PANalytical* e *Diffraç* TOPAS - *Academic* versão 4.1.

A análise quantitativa utilizou o método de *Rietveld*, no qual é gerado um modelo de difratograma, considerando-se diversos parâmetros, dentre eles: parâmetros cristalográficos, microestruturais e do próprio equipamento de difração (Cullity, 2014).

A qualidade do refinamento é aferida através de indicadores estatísticos numéricos, que são utilizados durante o processo iterativo e após o término deste, para verificar se o refinamento está se procedendo de modo satisfatório. Dentre os indicadores estatísticos frequentemente utilizados nos refinamentos através do método de *Rietveld*, o R_{wp} (em inglês, *Weighted R profile*) é um dos índices que melhor reflete o progresso do refinamento, juntamente com o GOF (em inglês, *goodness of fit*), que informa o quanto o modelo se aproxima do difratograma experimental (Young, 1995). Para quantificações utilizando o programa *HighScore*, para que o refinamento seja considerado satisfatório, sugere-se que o índice R_{wp} seja inferior a 10 e que o GOF seja inferior a 5. Já para quantificações utilizando o programa TOPAS, para que o refinamento seja considerado satisfatório, sugere-se que o índice R_{wp} seja inferior a 3 e que o GOF seja inferior a 2.

3.2.3.4 Tração

A norma ASTM E8 prevê algumas possibilidades de geometria para os corpos de prova (CP) utilizados no ensaio de tração. Devido à espessura das chapas disponíveis, o CP foi fabricado no formato *subsize* previsto em norma, com o apoio da Oficina de Fabricação do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE). Na Figura 23 está apresentado o esquemático do CP, com destaque para as suas dimensões.

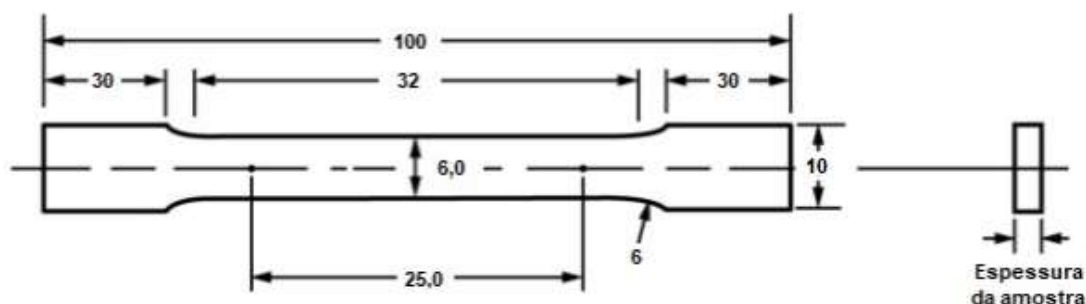


Figura 23 – CP no formato *subsize* previsto em norma, unidade em mm (adaptado de (ASTM, 2021)).

Foram ensaiados 3 CP em cada uma das 4 amostras (1 solubilizada e 3 solubilizadas e envelhecidas), totalizando 12 CP. O ensaio foi realizado na máquina de ensaios universal da marca *EMIC*, modelo DL 10000, do Laboratório de Ensaios Mecânicos do IME, utilizando célula de carga de 80,000 N e velocidade de 1,2 mm/min.

Por limitações de natureza experimental, o ensaio de tração foi conduzido sem extensômetro. Em decorrência, as propriedades de limite de escoamento e tensão de escoamento foram obtidas através da manipulação dos dados constantes no arquivo, de extensão *.txt*, gerado no ensaio, obtendo, para cada amostra ensaiada uma coluna com os valores de tensão, em MPa, e outra com os valores de deformação, em mm/mm. O maior valor da tensão calculada foi considerado como sendo o limite de resistência, enquanto a tensão de escoamento foi estimada através da manipulação gráfica no programa Origin. Para cada amostra, traçou-se o gráfico tensão *versus* deformação. Em seguida, estimou-se a equação da reta correspondente à parte elástica, interceptando o eixo x. A partir deste ponto, deslocou-se a reta para a direita, tomando-se uma deformação adicional de 0,2%. O valor de tensão correspondente à interseção dessa reta com a curva tensão *versus* deformação foi considerado como sendo a tensão de escoamento estimada.

Com relação ao alongamento total, calculou-se a diferença entre o comprimento final, medido após a fratura, e o comprimento inicial do CP. Em seguida, foi calculou-se o alongamento específico, que se caracteriza pelo quociente do alongamento total pelo comprimento inicial do CP (Garcia; Spim; Santos, 2017).

3.2.3.5 Compressão Dinâmica em Barra *Hopkinson*

A Barra de *Hopkinson* é um equipamento de caracterização mecânica utilizado para ensaios de compressão dinâmica, com o intuito de investigar a resposta do material quando submetido a altas taxas de deformação (10^2 s^{-1} a 10^4 s^{-1}) (Meyers, 1994). As munições de armas de pequeno porte (revólver e pistola), bem como fragmentos de granadas, submetem os alvos, ao atingi-los, a taxas de deformações próximas a 10^4 s^{-1} (Crouch, 2017). Dessa forma, apesar de ser um ensaio compatível como munições de calibre inferior ao utilizado neste trabalho, o ensaio de compressão em Barra *Hopkinson* fornece informações importantes sobre o comportamento dinâmico do material.

O ensaio de compressão dinâmica em Barra *Hopkinson* foi realizado no Centro Tecnológico do Exército (CTEx), em equipamento da *REL Inc*®, mostrado na Figura 24, 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. O impactador é do mesmo material e diâmetro, porém apresenta 203,2 mm de comprimento.

Foram ensaiados 3 CP de cada uma das 4 amostras (1 solubilizada e 3 solubilizadas e envelhecidas), totalizando 12 CP. Os CP são cilíndricos, com dimensões aproximadas de



Figura 24 – Barra de pressão *Hopkinson*.

6 mm de diâmetro por 3,5 mm de espessura, e foram fabricados com o apoio da Oficina de Fabricação do IAE. Com o objetivo de comparar as amostras envelhecidas, foi mantida a taxa de deformação em torno de 1400 s^{-1} para todas as condições analisadas. Dessa forma, variou-se a pressão de entrada e, por consequência, a velocidade do impactador com o objetivo de manter constante a taxa de deformação.

Como as amostras ensaiadas apresentam dureza elevada e próxima à dureza das barras do equipamento, necessitou-se proteger a integridade das barras do equipamento, de modo a evitar identações nas extremidades. Para isso, foram utilizados *inserts* de aço *maraging* 350 nas extremidades das barras incidente e transmitida. Os *inserts* possuíam dimensões de 19,05 mm de diâmetro e 10 mm de espessura e dureza na faixa de 50 HRC, conforme especificação do fabricante (RELINC, 2014). Para atingir o valor de dureza especificado pelo fabricante, os *inserts* foram envelhecidos a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 3 h 30 min, no forno *Jung*, do Laboratório de Materiais Cerâmicos do IME. A escolha de tais parâmetros baseou-se no trabalho de Gouvêa (2023).

Antes de avaliar os resultados de tensão *versus* deformação dinâmicos obtidos com o ensaio, foram verificadas as condições de execução do ensaio no que tange ao equilíbrio de tensões e à constância da taxa de deformação.

Para verificar o equilíbrio de tensões, analisou-se o comportamento do gráfico de força *versus* tempo, que considera as forças que ocorrem nas interfaces da barra incidente com a amostra e da amostra com a barra de transmissão, em cada taxa de deformação utilizada no ensaio. Em uma situação ideal, esses gráficos deveriam se sobrepor, garantindo que as forças nas duas interfaces são idênticas e, dessa forma, que a deformação da amostra é uniforme. Na prática, devido à presença de uma amostra de material diferente do material das barras, considera-se que amostra está sob regime de equilíbrio de tensões quando os dois gráficos convergem para uma mesma direção (Hosur *et al.*, 2001).

Para verificar a constância da taxa de deformação, analisaram-se os gráficos de taxa

de deformação *versus* tempo das amostras. No caso de as oscilações ocorrerem em torno de um valor central, é possível garantir que as amostras foram submetidas a condições semelhantes no ensaio de compressão dinâmica (Chen; Song, 2010).

Por fim, foram comparadas as propriedades obtidas por meio do ensaio de compressão dinâmica com as obtidas por meio do ensaio de tração quase-estático. Tal comparação foi possível em virtude da simetria, observada por Song *et al.* (2017), entre os gráficos de tensão *versus* deformação obtidos através dos ensaios dinâmicos de compressão e de tração no aço *maraging* C250.

3.2.3.6 Balístico

O ensaio balístico foi realizado no túnel balístico do Centro de Avaliações do Exército (CAEx) – Rio de Janeiro, apresentado na Figura 25. Utilizou-se o provete 7,62 x 51 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 feito por meio do Radar *Doppler* SL – 520P, da fabricante *Weibel*, em substituição às barreiras ópticas.



Figura 25 – Túnel balístico da Seção de Testes do CAEx. Em destaque, o provete e, ao fundo, o alvo.

O CP ensaiado consistia em um conjunto de três placas, sendo duas placas com geometria poliondular de aço *maraging* 250 seguidas por uma placa plana de alumínio. O alumínio adotado neste trabalho é do tipo comercial, sem adição de elementos de liga e

com espessura de 3,0 mm. Para manter a disposição espacial, as placas foram parafusadas e as distâncias utilizadas estão apresentadas na Figura 26.

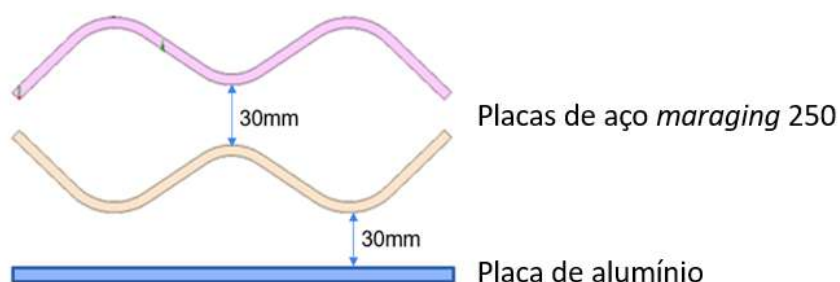


Figura 26 – Disposição espacial do CP balístico.

Ressalta-se que a placa de alumínio empregada não é apenas uma folha-testemunho. Ela faz parte da solução balística e, por esse motivo, foi posicionada a uma distância de 30 mm da segunda placa, ao invés dos 15 mm previsto na norma ABNT NBR 15000 como distanciamento para folha-testemunho.

Trabalhos anteriores mostraram que o desempenho balístico da região côncava era inferior ao das regiões convexa e intermediária (Cunha, 2019; Dacal, 2021; Gouvêa, 2023). Diante disso, buscou-se, com a utilização da disposição espacial apresentada na Figura 26, reforçar a região côncava da placa poliondular sem o acréscimo de tiras retangulares de aço *maraging* nessa região.

Foi analisado o comportamento balístico de 3 grupos de CP, cada qual com 2 repetições, totalizando 6 CP ensaiados. Em todos os grupos, a placa superior consistia em uma placa poliondular de aço *maraging* 250 envelhecida a 480 °C por 5 h, em virtude de ser a condição que proporciona o maior valor de dureza. Entretanto, os parâmetros de envelhecimento da placa inferior foram variados. Na Tabela 8 estão sumarizados os parâmetros de cada grupo ensaiado.

Tabela 8 – Parâmetros de envelhecimento das placas poliondulares de aço *maraging* dos grupos ensaiados balisticamente.

	Grupo 1 (450_3)	Grupo 2 (480_5)	Grupo 3 (540_3)
Placa superior	480 °C, 5 h	480 °C, 5 h	480 °C, 5 h
Placa inferior	450 °C, 3 h	480 °C, 5 h	540 °C, 3 h

Por ser um CP contendo placas com geometria poliondular, a existência de regiões côncavas, convexas e intermediárias influenciou a disposição dos tiros. Buscou-se obter 3 impactos em cada uma dessas regiões, totalizando 9 impactos por grupo. Para uma melhor distribuição dos impactos, evitando que impactos em uma mesma região ficassem muito próximos, o CP_1 recebeu 5 impactos enquanto o CP_2 recebeu 4, totalizando os

9 impactos previstos. Na Figura 27 está apresentado o esquema das posições de impacto analisadas.

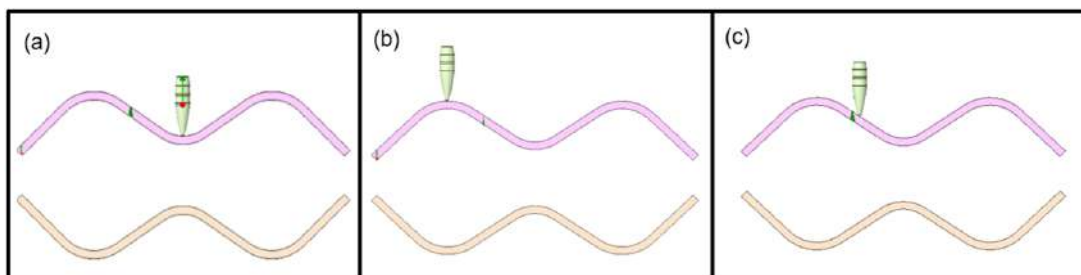


Figura 27 – Posições de impacto: (a) vale - pico, (b) pico - vale e (c) inclinada - inclinada.

O ensaio balístico foi realizado segundo a norma ABNT NBR 15000 adaptada, em virtude de limitações que se fizeram necessárias. Dentre as adaptações, destacam-se:

1. a dimensão do CP utilizado, 18 cm x 18 cm, é inferior ao previsto de 50 cm x 50 cm;
2. a disposição dos tiros foi modificada para atender às regiões críticas do CP poliondular, de modo a avaliar o desempenho balístico nas regiões côncavas (denominadas “vales”), intermediárias (denominadas “inclinadas”) e convexas (denominadas “picos”); e
3. a faixa de velocidade do disparo foi modificada para a manutenção da faixa de energia cinética prevista em norma, em virtude de a munição comercial utilizada no ensaio apresentar massa de projétil de 9,3 g ao invés de 9,7 g prevista em norma.

3.2.3.7 Análises Microestruturais

A avaliação da microestrutura objetivou observar e identificar as fases presentes e sua distribuição com auxílio da microscopia eletrônica de varredura em confronto com os resultados da análises de difração de raios X. Foram analisadas as 4 amostras (1 solubilizada e 3 solubilizadas e envelhecidas). Cada amostra foi cortada utilizando a cortadora metalográfica Minitom, Struers, pertencente ao Laboratório de Metalografia do IME, nas dimensões 3 mm na direção transversal x 15 mm na direção de laminação (para análise da seção DN x DL) e 3 mm na direção de laminação x 8 mm na direção transversal a laminação (para análise da seção DN x DT), e embutidas a quente com resina fenólica. Foram lixadas com lixas em granulometrias de 80, 240, 320, 400, 600, 800 e 1200 *mesh*, polidas mecanicamente com pano *Flocus-200 Schneider*, pasta de diamante Schneider com granulometrias de 6, 3 e 1 μm . Para fins de minimizar os riscos provenientes do polimento com pasta de diamante, foi realizado polimento em baixa rotação, por 2 min, com solução de sílica coloidal (400 mL de água destilada + 80 mL de sílica coloidal 0,04 μm + 205 mL de H_2O_2 30% + 3 gotas de HNO_3 / 100 mL de solução + 1 gota de HF / 100 mL de solução). Em seguida, foi realizada a lavagem ultrassônica por 15 min em álcool propílico.

O ataque químico utilizou o reagente Nital 5% (5 mL HNO_3 + 95 mL de água). O tempo de aplicação variou de acordo com a condição da amostra, desde 10 s (540 °C / 3 h) até 2 min (solubilizada). Após isso, o ataque foi interrompido com água corrente, em seguida as amostras foram embebidas em álcool e secas com ar quente utilizando um soprador térmico.

Em função do material apresentar, em sua superfície, uma camada superficial de óxido e, abaixo desta, uma camada de liga modificada em ambas as faces no plano da chapa da liga em estudo, que será detalhada na Seção 4.1, optou-se por fazer as análises a meio da espessura, de forma que as alterações estruturais decorrentes dessa oxidação não fossem introduzidas nos resultados das análise microestruturais do trabalho.

3.2.3.7.1 Microscopia Eletrônica de Varredura

Em função dos detalhes microestruturais presentes no aço *maraging* serem muito refinados, não seria possível observá-los em microscopia óptica. Dessa forma, optou-se pela utilização apenas da microscopia eletrônica de varredura para visualização da microestrutura e morfologia das fases presentes nas amostras estudadas, a fim de destacar pormenores microestruturais associados aos contornos prévios da austenita, a estrutura em blocos da martensita e evidências da austenita revertida. Para isso, foi utilizado o MEV do Laboratório de Microscopia Eletrônica do IME, dotado de canhão de emissão de campo (FEG-SEM – “*Field Emission Gun – Scanning Electron Microscopy*”), modelo QUANTA 250 FEG, da marca *FEI*. Dentre as diversas informações que podem ser obtidas a partir da interação do feixe de elétrons incidentes com a amostra, foram realizados o registro do aspecto micrográfico, utilizando elétrons secundários (SE) e retroespalhados (BSE) e a microanálise química elementar com o espectrômetro de Raios X por energia dispersiva (EDS). Como parâmetros, foram utilizados: velocidade de varredura da imagem de 30 μ s; voltagem de aceleração de 20 kV; distância de trabalho (WD), de 10 mm a 12 mm; aumento, de 1,000 a 10,000 vezes; *spot size*, variando de 4,5 a 5,0; e abertura 5.

3.2.3.8 Análise da Superfície de Fratura

Após a realização do ensaio balístico, buscou-se avaliar a superfície de fratura para um melhor entendimento das propriedades dos materiais ensaiados balisticamente. Entretanto, não houve tempo hábil para cortar os CP ensaiados. O corte seria por eletroerosão, de forma a não modificar a superfície a ser analisada em MEV.

Em virtude dessa impossibilidade, buscou-se analisar, para cada condição envelhecida, o impacto cuja superfície de fratura estivesse mais sobressalente. Utilizou-se um microscópio portátil digital para gerar imagens da superfície de fratura, que permitiu realizar pequenos ajustes no posicionamento do microscópio em relação às superfícies de

fratura mais sobressalentes. Apesar disso, a análise foi prejudicada por limitações tanto no posicionamento das amostras quanto no que tange ao equipamento utilizado.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados estão apresentados em duas seções:

1. análise da oxidação presente no material como recebido (CR), apenas solubilizado, e no material envelhecido (submetido à solubilização prévia) com base na sua seção transversal a fim de observar ao longo da espessura os aspectos da camada de óxido e da modificação microestrutural e composicional do aço *maraging* abaixo desta; e
2. caracterização do material como recebido (laminado e solubilizado) e envelhecimento quanto às suas características microestruturais (microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X e ferritoscopia), propriedades mecânicas (dureza e tração uniaxial), comportamento mecânico dinâmico (barra hopkinson), ensaio balístico (comportamento do material e análise de fratura).

4.1 Análise da Oxidação no Material Como Recebido e Envelhecido

Foi evidenciada, ao longo do desenvolvimento deste trabalho, a presença de uma camada de óxido em ambas as faces no plano da chapa do material em estudo como recebido, além da existência de uma alteração composicional no material abaixo da camada de óxido com base nos resultados das análises microestrutural e da microanálise química elementar apresentadas a seguir. Na Figura 28 estão apresentadas as micrografias da amostra CR que destacam a camada de óxido supramencionada, visível tanto por (a) SE quanto por (b) BSE. Este último (Figura 28b) evidencia a diferença de composição química ao longo da espessura da camada de óxido, representada pelos diferentes tons de cinza, onde as regiões mais claras são os elementos mais pesados e as mais escuras são os mais leves. Para essa análise em MEV, a amostra CR foi cortada na seção transversal e embutida a quente. Procedeu-se com a preparação metalográfica utilizada para as demais análises em MEV, descrita na seção 3.2.3.7.

Ainda com a análise em MEV, foi possível medir a largura da camada de óxido e da camada de liga modificada. Na Figura 29, observa-se, em (a), que a espessura total é cerca de 200 μm , apresentando diferença de composição química ao longo de sua espessura, evidenciada em (b). Porém, na varredura em diferentes regiões da amostra, observou-se que, em alguns casos, a região modificada se estendia até cerca de 400 μm .

Como forma de caracterizar a amostra CR ao longo da espessura, realizou-se, em MEV, a análise química por EDS em 12 pontos distintos, localizados fora da região modificada, apresentados na Figura 30.

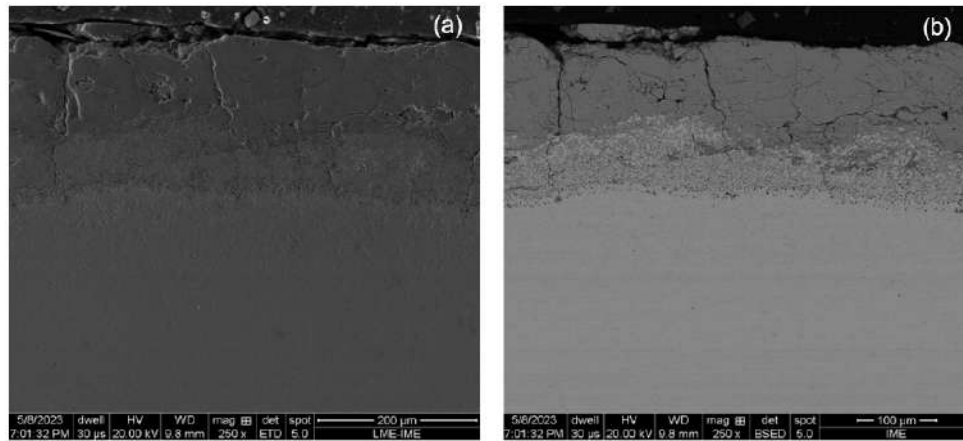


Figura 28 – Micrografias (MEV) da amostra CR, com aumento de 250 x, destacando a camada de óxido formada na superfície observada (a) com detector de SE e (b) com detector de BSE.

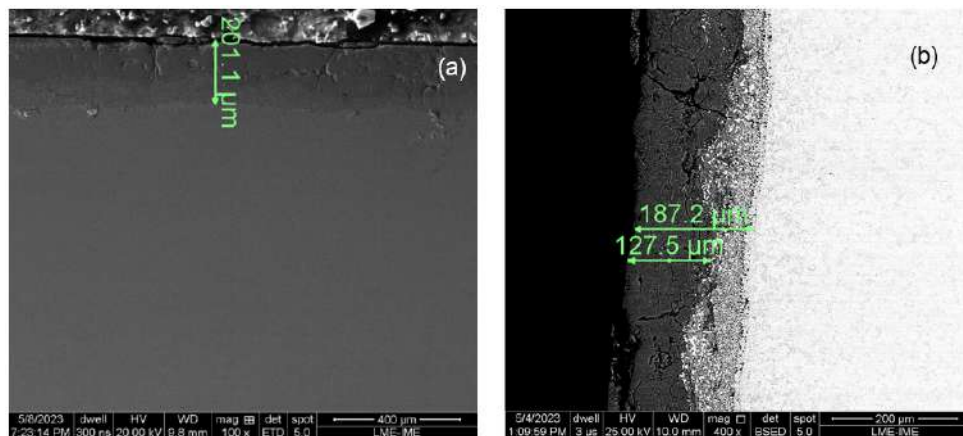


Figura 29 – Micrografias (MEV) da amostra CR: a) aumento de 100 x, SE, destacando a camada modificada total presente em uma das faces no plano da chapa; b) aumento de 400 x, BSE, destacando a diferença na composição química ao longo da camada modificada.

Na Figura 30 observa-se que cada grupo de três pontos aparentam estar em uma mesma linha horizontal. Porém, na análise, não se utilizou o valor médio desses três pontos na composição em percentual de massa, em virtude do significativo desvio-padrão encontrado. Ao realizar o mapeamento de EDS em área destacando os elementos selecionados em cores distintas, verifica-se que pontos próximos em uma mesma linha horizontal apresentam colorações diferentes, significando haver diferenças em termos de composição, o que pode justificar o significativo desvio-padrão encontrado ao realizar a média dos três pontos em uma mesma linha horizontal. Na Figura 31 estão apresentados os resultados do mapeamento de EDS para os três elementos (Fe, Ni e Co) mais representativos em termos de composição em percentual de massa para o aço em estudo.

Ainda pela análise da Figura 31, é possível identificar a existência de três regiões

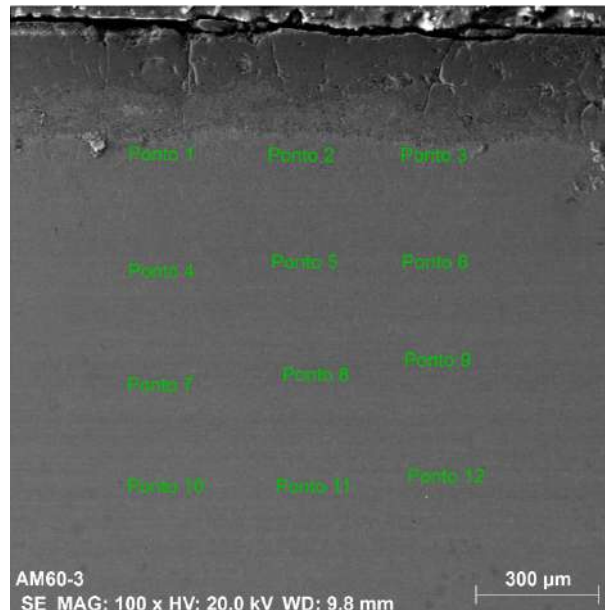


Figura 30 – Pontos da amostra CR nos quais foram realizadas as análises químicas por EDS ao longo da espessura.

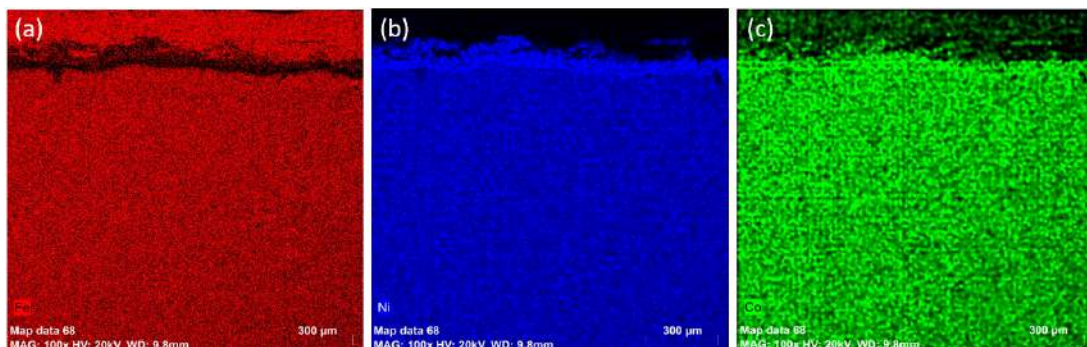


Figura 31 – Mapeamento da amostra CR ao longo da espessura para os três elementos mais representativos: (a) Fe, (b) Ni e (c) Co.

distintas verticalmente: a camada superior de óxido, a camada de liga modificada e a amostra de aço *maraging*. Observa-se, em termos de coloração, que os percentuais de Ni e de Co na camada de liga modificada aparentam ser ligeiramente superiores aos respectivos no aço *maraging* analisado.

Apenas para fins de levantamento composicional, na Tabela 9 estão apresentados os percentuais em massa, da análise de EDS em ponto, dos três elementos mais representativos para os 12 pontos analisados conforme posições destacadas na Figura 30.

Posteriormente, a amostra CR foi submetida a tratamentos térmicos de envelhecimento ao longo da espessura da chapa. Na Figura 32 estão apresentadas micrografias da amostra envelhecida a 540 °C por 3 h, que é a condição de envelhecimento com maior temperatura estudada neste trabalho. Observa-se, na Figura 32, que a amostra envelhecida possui camada de óxido e camada de liga modificada semelhantes às da amostra CR,

Tabela 9 – Composição, em percentual de massa, com base na análise de EDS em pontos distintos destacados na Figura 30 em função dos três elementos mais representativos do aço *maraging* 250.

	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Ponto 5	Ponto 6	Ponto 7	Ponto 8	Ponto 9	Ponto 10	Ponto 11	Ponto 12
Fe	68,53	69,03	70,64	69,43	68,37	68,01	69,11	68,18	67,42	67,96	70,27	68,28
Ni	16,90	16,54	15,51	16,37	16,83	17,10	16,30	17,84	17,90	17,31	15,52	17,17
Co	8,79	9,14	8,03	8,78	8,85	9,16	8,74	9,28	9,21	9,19	8,53	9,04

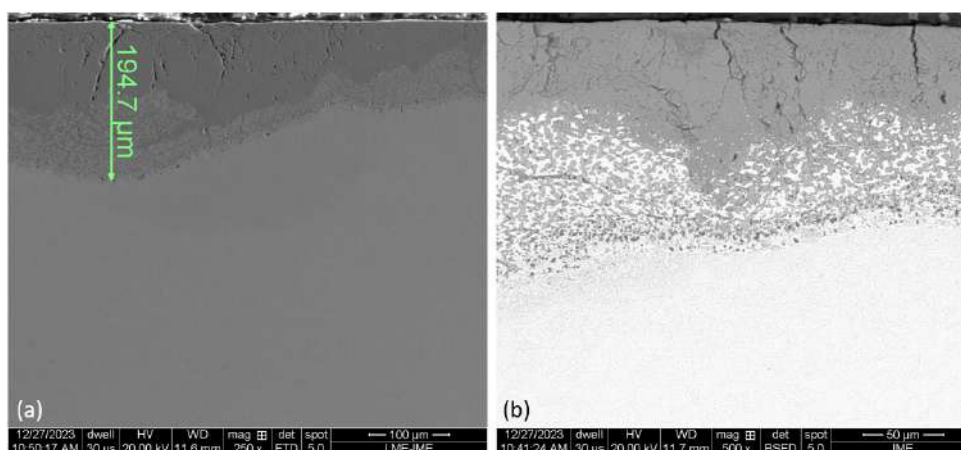


Figura 32 – Micrografias (MEV) da amostra envelhecida a 540 °C por 3 horas: a) aumento de 250 x, SE, destacando a camada total formada na oxidação; b) aumento de 500 x, BSE, destacando que há diferença na composição ao longo da camada de óxido.

inclusive em termos da espessura e da existência de aparente diferença na composição química ao longo de sua espessura, visualizada por BSE na Figura 32 (b). Dessa forma, aparentemente, não houve evolução dos efeitos deletérios da oxidação no material envelhecido, apesar do forno utilizado no tratamento térmico de envelhecimento não possuir controle de atmosfera.

Há indícios de que a camada de óxido presente na amostra CR, e remanescente nas amostras envelhecidas, seja proveniente do processo de laminação em escala piloto a qual os tarugos de aço *maraging* 250 foram submetidos. Apesar dessa oxidação comprometer alguns resultados de caracterização microestrutural, que serão discutidos adiante, não houve prejuízos em termos da análise do comportamento balístico, uma vez que a espessura da camada oxidada somada a camada modificada é muito menor que a espessura total da chapa. Ademais, o processamento desse material será realizado em escala industrial, com sistema de descarepação e decapagem após a laminação/solubilização, caso venha a ser utilizado em larga escala para proteção balística. Além da laminação dos tarugos ser realizada em escala industrial, o tratamento térmico de envelhecimento será conduzido em um forno com atmosfera protetiva, de forma que a camada de óxido observada neste trabalho será minimizada ou até mesmo eliminada por completo.

Nos próximos tópicos, são apresentados os resultados das caracterizações realizadas

no material nas condições solubilizado (CR) e envelhecidos a 450 °C por 3 h, a 480 °C por 5 h e a 540 °C por 3 h, a fim de responder aos objetivos específicos proposto para alcançar o objetivo geral.

4.2 Caracterização do Material

Os resultados obtidos com as diversas técnicas de caracterização utilizadas foram divididos e estão apresentados em oito subseções, nomeadas de acordo com o ensaio realizado.

4.2.1 Dureza *Rockwell C*

Na Tabela 10 e na Figura 33 estão apresentadas as médias dos valores de dureza na escala *Rockwell C* da amostra CR e das amostras envelhecidas.

Tabela 10 – Média dos valores de dureza na escala *Rockwell C* para amostras de aço *maraging* 250 em diferentes condições.

Amostra	Dureza (HRC)
CR	29,95 ± 0,40
Envelhecida a 450 °C por 3 h	47,36 ± 0,26
Envelhecida a 480 °C por 5 h	51,17 ± 0,64
Envelhecida a 540 °C por 3 h	47,71 ± 1,11

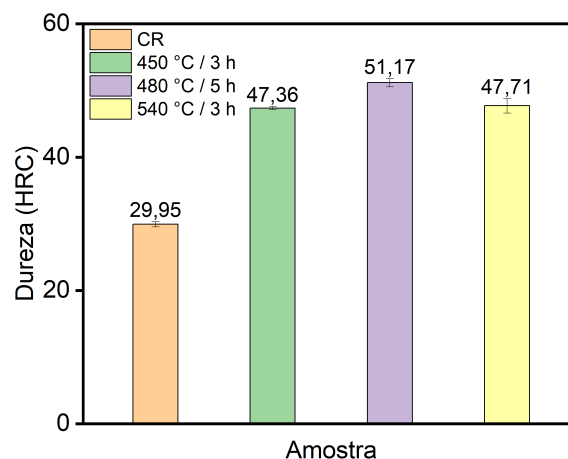


Figura 33 – Medidas de dureza, na escala *Rockwell C*, para as amostras CR e envelhecidas.

Da análise da Tabela 10 e da Figura 33, observa-se que o valor de dureza para a amostra CR é condizente com o apresentado por Silva e Mei (2010) para o aço *maraging*

apenas solubilizado. Observa-se, ainda, que os valores de dureza das amostras envelhecidas são superiores ao da amostra CR e que a dureza aumenta com o aumento da temperatura de envelhecimento até 480 °C e diminui para o envelhecimento a 540 °C, cujo valor é similar ao da amostra envelhecida a 450 °C.

Tais observações são condizentes com a literatura, uma vez que para temperaturas de até 510 °C ocorre a formação de finos precipitados nanométricos, do tipo $Ni_3(Mo, Ti)$, coerentes com a matriz, que dificultam a movimentação das discordâncias, ocasionando o aumento na dureza. Com o aumento da temperatura, os precipitados começam a aumentar de tamanho e tornam-se incoerentes com a matriz. Nesse estágio, os precipitados não são mais cisalhados pelas discordâncias e sim contornados, ocasionando a redução da dureza. Adicionalmente ao coalescimento dos precipitados, pode ocorrer a dissolução dos precipitados intermetálicos ricos em Ni, que serão substituídos por precipitados mais estáveis de, e, em consequência, o enriquecimento da matriz martensítica com o Ni proveniente dessa dissolução propicia a formação da austenita revertida, que acentua a queda da dureza (Berns; Theisen, 2008; Rohrbach; Schmidt, 1991; Sha; Guo, 2009; Viswanathan; Dey; Asundi, 1993; Viswanathan; Dey; Sethumadhavan, 2005).

Entre as amostras envelhecidas, a diferença entre os valores de dureza encontrados é de apenas 3,81. Por esse motivo optou-se por realizar uma análise de variância e teste de *Tukey* nos dados das amostras envelhecidas, de modo a verificar se existe diferença significativa entre as médias de dureza. Os resultados e dados utilizados na análise foram dispostos na Tabela 11.

Conclui-se, da análise estatística, com um nível de confiança de 95%, que a dureza da amostra envelhecida a 480 °C por 5 h é significativamente maior que a das demais condições. Entre as amostras envelhecidas a 450 °C e a 540 °C, ambas por 3 horas, não foi observada diferença significativa entre os valores de dureza.

Tabela 11 – Análise de variância e teste de *Tukey* para os valores de dureza das amostras envelhecidas.

Análise de variância – Dureza					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit)
Tratamentos	2	44,32	22,16	38,72	3,89
Resíduo	12	6,87	0,57		
Total	14	51,19			
Teste de <i>Tukey</i> - Dureza (3 horas de envelhecimento)					
GL(R)	q	QMR	R	Dms	
12	4,51	0,57	5	1,97	

4.2.2 Ferritoscopia

As medidas de ferritoscopia foram realizadas para acompanhar a reversão da martensita como função do tempo e da temperatura de envelhecimento. Os valores encontrados estão dispostos na Tabela 12.

Da análise da Tabela 12, observa-se que os valores das medidas de ferritoscopia aumentam com o aumento da temperatura de envelhecimento, indicando um aumento de fases ferromagnéticas. Como a austenita é uma fase paramagnética, esse resultado pode ser um indicativo de redução na proporção de austenita com o aumento da temperatura de envelhecimento, o que vai de encontro ao previsto na literatura. Era de se esperar que, com o aumento da temperatura de envelhecimento, ocorresse a dissolução de precipitados do tipo $Ni_3(Mo, Ti)$ e a formação de austenita revertida propiciada pelo enriquecimento da matriz martensítica com Ni (Berns; Theisen, 2008; Schnitzer *et al.*, 2010; Viswanathan; Dey; Sethumadhavan, 2005). Dessa forma, era esperada uma redução nos valores das medidas de ferritoscopia.

Tal resultado indica que, supostamente, as medidas de ferritoscopia estão sendo influenciadas pela presença das camadas evidenciadas na seção 4.1. Em um primeiro momento, a existência de tais camadas era desconhecida, de forma que a preparação superficial realizada nas amostras utilizadas no ensaio de ferritoscopia ocorreu apenas em uma das faces. Como a ferritoscopia é uma análise volumétrica, a presença das camadas de óxido e de liga modificada na face oposta a da leitura do ferritoscópio acrescenta outras fases, caso possuam comportamento ferromagnético, que serão contabilizadas e estão, provavelmente, influenciando os resultados.

Após o conhecimento da existência de tais camadas, realizou-se uma criteriosa preparação superficial na amostra CR. Dessa vez, ambas as faces foram preparadas, conforme descrito na Seção 3.2.3.2, com o cuidado adicional de desbastar, no mínimo, a espessura de 400 μm de cada face, de forma a remover por completo as camadas modificadas. Em seguida, realizou-se o ensaio de ferritoscopia apenas nessa amostra e o valor da medida de ferritoscopia encontrado é de $89,02 \pm 0,42$, que é, em termos numéricos, compatível com o valor da Tabela 12 para a amostra envelhecida a 450 °C por 3 h. Como houve alteração no valor encontrado, sugere-se que em estudos futuros haja essa criteriosa preparação em

Tabela 12 – Variação das medidas de ferritoscopia como função da condição de envelhecimento para amostras de aço *maraging* 250.

Amostra	Média
CR	$85,64 \pm 0,29$
450 °C / 3 h	$89,41 \pm 0,21$
480 °C / 5 h	$94,30 \pm 0,14$
540 °C / 3 h	$96,61 \pm 0,26$

ambas as faces das amostras para que os resultados da ferritoscopia sejam confiáveis, em termos de tendência.

Deve-se atentar ainda que a grande quantidade de discordâncias presente na matriz martensítica pode introduzir erros na leitura do ferritoscópio, devido a perturbações na permeabilidade magnética da fase ferromagnética presente, neste caso a martensita do aço *maraging*, que diminuem a eficiência de orientação dos spins magnéticos da martensita (Manual, 2008; Talonen; Aspegren; Hänninen, 2004).

4.2.3 Difração de Raios X

Com o objetivo de analisar qualitativa e quantitativamente as fases presentes nas amostras CR e envelhecidas, procedeu-se com a difração de raios X.

Na Figura 34 está apresentado o difratograma obtido para a amostra CR. Nele observa-se apenas a presença da fase martensítica, identificada pelos planos (110), (200), (211) e (220). Apesar de não ser esperada a presença de austenita retida para o aço *maraging* (Rohrbach; Schmidt, 1991), pode haver fase austenítica presente em porcentagem muito pequena, abaixo do detectável pelo equipamento, decorrente do processo de produção do material.

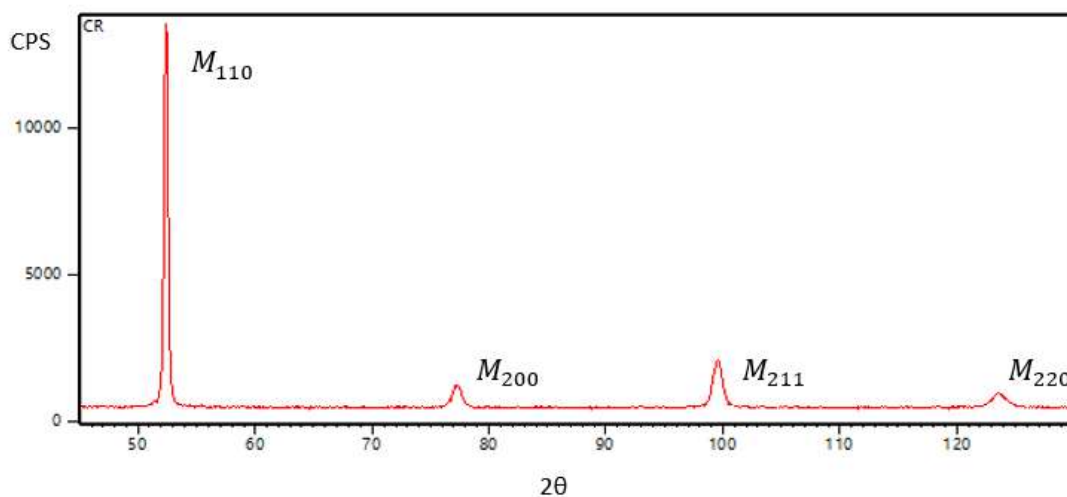


Figura 34 – Difratograma do material na condição recebida.

Nas Figura 35 até Figura 37 estão apresentados os difratogramas referentes às amostras envelhecidas.

Utilizando o programa *HighScore*, não foram identificados planos difratados referentes à fase austenítica nas amostras envelhecidas a 450 °C por 3 h e a 480 °C por 5 h. Já na amostra envelhecida a 540 °C por 3 h, foi identificado o plano de difração (111) relativo à fase austenítica, indicando, possivelmente, a formação de austenita revertida.

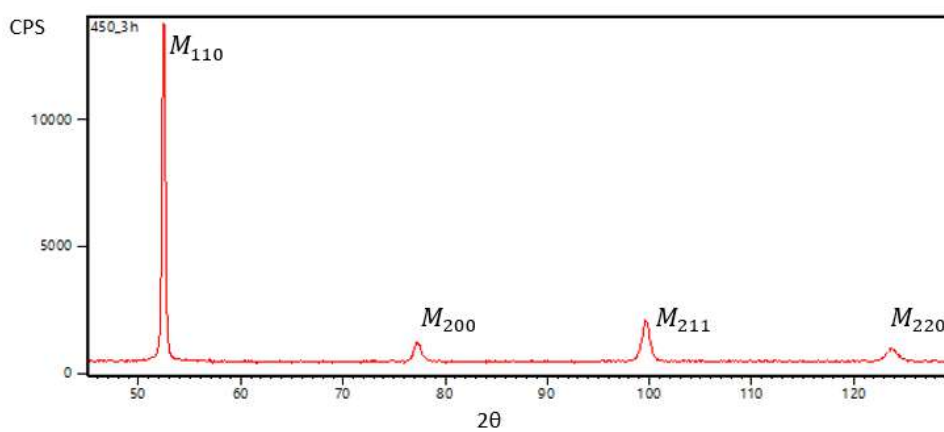


Figura 35 – Difratoograma do material envelhecido a 450 °C por 3 h.

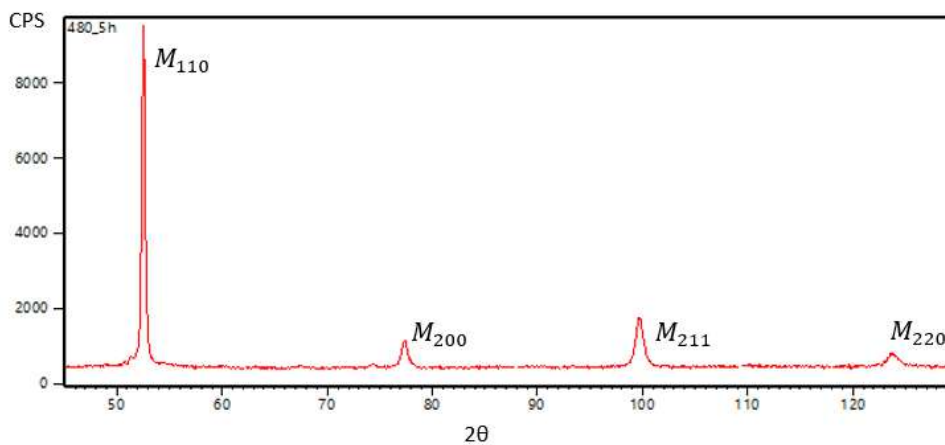


Figura 36 – Difratoograma do material envelhecido a 480 °C por 5 h.

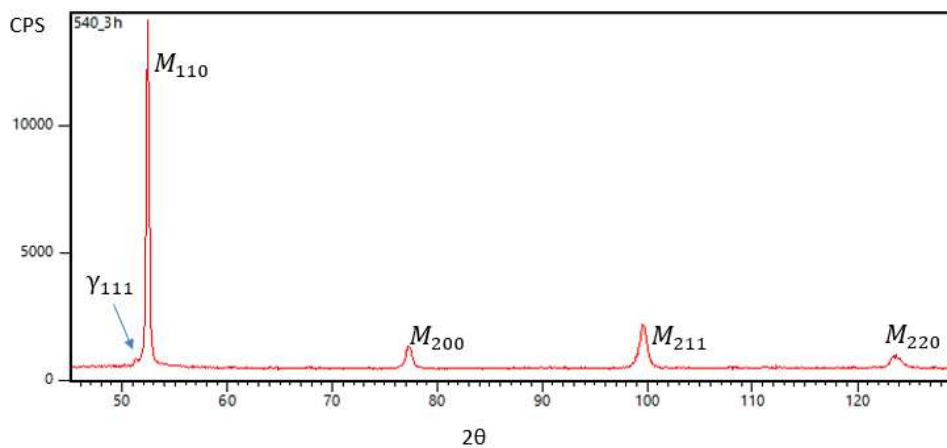


Figura 37 – Difratoograma do material envelhecido a 540 °C por 3 h.

Ainda com o programa *HighScore*, foi realizada a análise quantitativa pelo método de *Rietveld* na amostra CR e nas amostras envelhecidas. Na Tabela 13 estão apresentadas as frações volumétricas da austenita e da martensita, bem como os índices R_{wp} e GOF associados.

Tabela 13 – Análise quantitativa das amostras CR e envelhecidas, utilizando o método de *Rietveld* com o programa *HighScore*.

Condição da amostra	Fração volumétrica de martensita (%)	Fração volumétrica de austenita (%)	R_{φ}	GOF	Fichas utilizadas
CR	100	0,0	20,36	50,61	
450 °C / 3 h	100	0,0	15,80	18,07	1524833-COD
480 °C / 5 h	100	0,0	14,53	16,07	1524199-COD
540 °C / 3 h	97,3	2,7	11,49	8,24	

Ao utilizar as fichas cristalográficas 1524199-COD e 1524833-COD respectivamente para a martensita e para a austenita, observa-se um aumento na fração volumétrica de austenita para o envelhecimento a 540 °C por 3 h. Entretanto, em todos os casos, os índices que refletem a qualidade do ajuste, R_{wp} e GOF, apresentam valores superiores ao máximo definido para considerar o ajuste satisfatório.

Diante desse cenário, os difratogramas foram analisados utilizando o programa TOPAS. Foi realizada a análise quantitativa pelo método de *Rietveld* na amostra CR e nas amostras envelhecidas. Na Tabela 14 estão apresentadas as frações volumétricas da austenita e da martensita, bem como os índices R_{wp} e GOF associados.

Utilizando as mesmas fichas cristalográficas da análise anterior, 1524199-COD e 1524833-COD respectivamente para a martensita e para a austenita, observa-se um aumento na fração volumétrica de austenita à medida que aumenta a temperatura de envelhecimento das amostras. Observa-se que, utilizando o TOPAS, a análise apresentou um melhor ajuste. Em todos os casos, o GOF apresentou valores inferiores a 2, que é o

Tabela 14 – Análise quantitativa das amostras CR e envelhecidas, utilizando o método de *Rietveld* com o programa TOPAS.

Condição da amostra	Fração volumétrica de martensita (%)	Fração volumétrica de austenita (%)	R_{φ}	GOF	Fichas utilizadas
CR	99,99	0,01	5,027	1,257	
450 °C / 3 h	97,00	3,00	4,856	1,213	1524833-COD
480 °C / 5 h	90,01	9,99	5,110	1,215	1524199-COD
540 °C / 3 h	80,29	19,71	4,951	1,237	

valor máximo para considerar o ajuste satisfatório. Com relação ao R_{wp} , o ideal é que seu valor seja inferior a 3, entretanto valores inferiores a 5 são considerados suficientes. Em todos os casos, os valores ficaram abaixo ou ligeiramente superior a 5. Diante do exposto, o programa TOPAS mostrou-se mais apropriado do que o programa *HighScore* para fins de análise.

Comparativamente, a análise com o TOPAS proporcionou frações volumétricas de austenita superiores às respectivas encontradas com o *HighScore* e parâmetros de ajuste dentro ou próximo dos limites para considerar o ajuste satisfatório. Entretanto, ressalta-se que na análise foram utilizadas fichas cristalográficas de materiais que não correspondem exatamente ao aço *maraging* estudado. A diferença no valor dos parâmetros de rede das fichas utilizadas e das fases do material em estudo pode contribuir para que o valor dos parâmetros de ajuste seja superior ao considerado satisfatório.

4.2.4 Tração

Os gráficos de tensão *versus* deformação de engenharia para as quatro condições analisadas neste trabalho estão dispostos na Figura 38. Ressalta-se que, por limitações de natureza experimental, o ensaio de tração foi conduzido sem extensômetro. Isto destaca evidências do escorregamento dos CPs no início do ensaio e também da deformação da máquina de ensaios em conjunto CP, impedindo análises diretas quanto à região elástica do ensaio e para alongamento uniforme e total com base somente nas curvas tensão *versus* deformação de engenharia (Figura 38). Porém não inviabiliza a análise das curvas para determinação dos limites de escoamento e limite de resistência a tração.

Segundo Garcia, Spim e Santos (2017), os tratamentos térmicos que objetivam elevar a dureza do material têm como consequência direta a elevação dos níveis do limite de resistência e da tensão de escoamento. A Figura 38 corrobora com a literatura, uma vez que as curvas das amostras envelhecidas apresentam maiores níveis de limite de resistência e de tensão de escoamento se comparadas com a curva da amostra apenas solubilizada. O aumento no limite de resistência é atribuído ao aumento na tensão requerida para cisalhar os precipitados coerentes com a matriz martensítica que se formam nos estágios iniciais de envelhecimento (Berns; Theisen, 2008; Brown; Ham, 1971; Rohrbach; Schmidt, 1991; Schnitzer *et al.*, 2010; Sha; Guo, 2009; Viswanathan; Dey; Asundi, 1993).

Na Tabela 15 estão apresentados os valores do limite de resistência (MPa), tensão de escoamento e alongamento específico (%) obtidos no ensaio em questão, os dois primeiros a partir de dados da curva tensão *versus* deformação e o último a partir da deformação medida diretamente com CP após o ensaio, conforme descrito na seção 3.2.3.4.

Dentre as condições envelhecidas, a amostra envelhecida a 480 °C por 5 h apresentou os maiores níveis de limite de resistência e de tensão de escoamento. Verifica-se que,

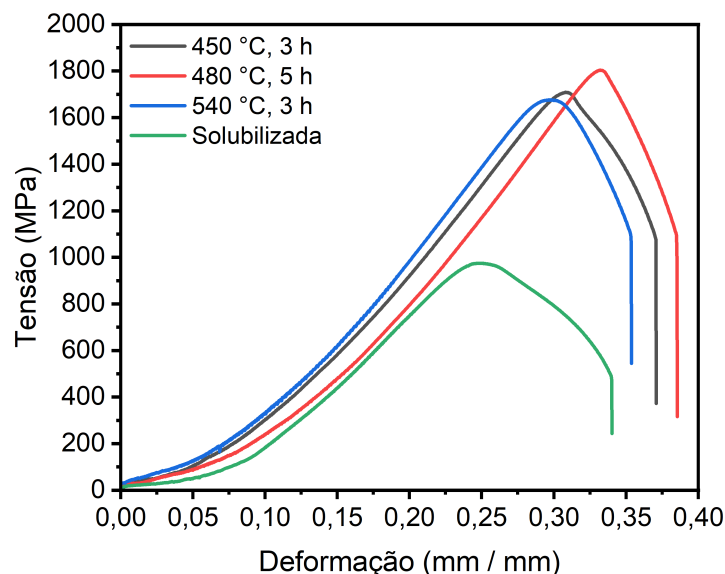


Figura 38 – Curvas tensão *versus* deformação de engenharia dos CP CR e envelhecidos (medido sem extensômetro).

Tabela 15 – Propriedades obtidas por meio do ensaio de tração.

Condição	CR	450 °C/3 h	480 °C/5 h	540 °C/3 h
Limite de resistência (MPa)	964,90±11,12	1670,33±33,24	1792,34 ± 9,98	1617,63±51,16
Tensão de escoamento (MPa)	919,65±18,91	1637,92±27,02	1764,31±11,43	1569,48±51,75
Alongamento específico (%)	15,96 ± 0,73	11,30 ± 0,16	9,26 ± 0,86	12,49 ± 0,24

para a amostra envelhecida a 540 °C por 3 h, ocorre uma queda nos valores do limite de resistência, que passa a ser similar ao da amostra envelhecida a 450 °C por 3 h. Tal resultado é condizente com a literatura, pois com o aumento na temperatura de envelhecimento, os precipitados aumentam de tamanho e tornam-se incoerentes com a matriz. Nesse estágio, as discordâncias deixam de cisalhar os precipitados e passam a contorná-los, reduzindo o limite de resistência, observado para a amostra envelhecida a 540 °C por 3 h. Adicionalmente, a formação da austenita revertida contribui para a redução do limite de resistência (Berns; Theisen, 2008; Brown; Ham, 1971; Pereloma; Edmonds, 2012; Rohrbach; Schmidt, 1991; Schnitzer *et al.*, 2010; Sha; Guo, 2009; Viswanathan; Dey; Asundi, 1993).

Para verificar se existe diferença estatística entre as condições de envelhecimento, realizou-se a análise de variância, com 95% de confiança, seguida pelo teste de *Tukey*. Nas

Tabelas 16 e 17 estão apresentados, respectivamente, os dados utilizados nas análises de variância e teste de *Tukey* para o limite de resistência e tensão de escoamento estimada das amostras envelhecidas.

Para tais propriedades, as Tabelas 16 e 17 apresentam o valor de F (calculado) maior que o F (crítico). Assim, é possível afirmar, com 95% de confiança, que há diferença significativa em relação a tais propriedades para os envelhecimentos realizados. Prosseguindo com o teste de *Tukey*, conclui-se que o limite de resistência e a tensão de escoamento das amostras envelhecidas a 480 °C por 5 h são significativamente maiores que os das amostras envelhecidas por 3 h nas temperaturas de 450 °C e 540 °C. Entretanto, entre essas duas últimas condições, não foi possível observar diferenças significativas utilizando o teste de *Tukey*.

Com relação ao alongamento específico, apresentado na Tabela 15 observa-se uma redução nos valores do alongamento das amostras envelhecidas em relação ao valor da amostra CR, condizente com o esperado em materiais submetidos a tratamentos térmicos. Dentre as amostras envelhecidas, observa-se que a amostra envelhecida a 480 °C por 5 h apresenta o menor valor de alongamento, condizente com o esperado em virtude de ser a condição com maior valor de dureza. Já para as amostras envelhecidas a 450 °C e a 540 °C, ambas por 3 h, verifica-se que os valores do alongamento específico são semelhantes, assim como são os valores de dureza (Garcia; Spim; Santos, 2017).

Na Tabela 18 estão apresentados os dados utilizados na análise de variância e teste de *Tukey* para o alongamento específico. Observa-se que o valor de F (calculado) maior que o F (crítico). Assim, é possível afirmar, com 95% de confiança, que há diferença significativa em relação ao alongamento específico para os envelhecimentos realizados. Prosseguindo com o teste de *Tukey*, conclui-se que o alongamento específico das amostras envelhecidas a 480 °C por 5 h é significativamente menor que o das amostras envelhecidas por 3 h nas temperaturas de 450 °C e 540 °C. Entretanto, entre essas duas últimas condições, não foi possível observar diferenças significativas utilizando o teste de *Tukey*.

Tabela 16 – Análise de variância para o limite de resistência das amostras envelhecidas.

Análise de variância – Limite de resistência					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit)
Tratamentos	2	48 184,32	24 092,16	18,91	5,14
Resíduo	6	7642,92	1273,82		
Total	8	55 827,24			
Teste de <i>Tukey</i> – Limite de resistência					
GL(R)	q	QMR	R	Dms	
6	4,34	1273,82	3	89,43	

Tabela 17 – Análise de variância para tensão de escoamento estimada das amostras envelhecidas.

Análise de variância – Tensão de escoamento					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit)
Tratamentos	2	58 622,73	29 311,36	24,85	5,14
Resíduo	6	7076,92	1179,49		
Total	8	65 699,64			

Teste de <i>Tukey</i> – Tensão de escoamento				
GL(R)	q	QMR	R	Dms
6	4,34	1179,49	3	86,05

Tabela 18 – Análise de variância para o alongamento específico das amostras envelhecidas

Análise de variância – Alongamento específico					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit)
Tratamentos	2	15,93	7,96	29,73	5,14
Resíduo	6	1,61	0,27		
Total	8	17,54			

Teste de <i>Tukey</i> – Alongamento específico				
GL(R)	q	QMR	R	Dms
6	4,34	0,27	3	1,30

4.2.5 Barra *Hopkinson*

O ensaio de compressão dinâmica em Barra *Hopkinson* foi realizado na amostra CR e nas amostras envelhecidas. Na Tabela 19 estão apresentados os parâmetros empregados no ensaio.

Buscou-se, durante o ensaio, manter a taxa de deformação em 1400 s^{-1} para todos os CP analisados. Dessa forma, variou-se a pressão de entrada e, por consequência, a velocidade do impactador com o objetivo de manter constante a taxa de deformação. Observa-se, na Tabela 19, que a maior pressão de entrada foi fornecida para o CP envelhecido a 480°C por 5 h, seguida pelos CP envelhecidos a 450°C por 3 h e a 540°C por 3 h, e, por fim, pelo CP CR. Entretanto, observam-se pequenas variações na taxa de deformação, decorrentes de variações na velocidade do impactador, ocasionadas por variações na pressão efetiva do equipamento, apesar da pressão de entrada ser mantida constante para um mesmo grupo de CP analisados.

Na Figura 39 está apresentado um gráfico V (mV) *versus* t (μs) dos pulsos incidentes (ϵ_I), refletidos (ϵ_R) e transmitidos (ϵ_T), em função do tempo, obtido pelo software *SurePulse*®, dos CP ensaiados. Os pulsos incidentes e refletidos obtidos são trapezoidais

Tabela 19 – Parâmetros do ensaio de compressão dinâmica em Barra *Hopkinson*.

Condição	CR	Envelhecida		
		450 °C por 3 h	480 °C por 5 h	540 °C por 3 h
Diâmetro (mm)	5,95 ± 0,04	5,99	5,97 ± 0,03	5,95 ± 0,02
Espessura (mm)	3,62 ± 0,06	3,64 ± 0,04	3,64 ± 0,04	3,66 ± 0,05
Pressão de entrada (psi)	32,00	45,00	50,00	45,00
Pressão efetiva (psi)	29,42 ± 0,44	40,53 ± 0,49	46,06 ± 0,46	41,34 ± 0,86
Velocidade do impactador (m s ⁻¹)	20,25 ± 0,56	25,52 ± 0,21	28,00 ± 0,25	25,89 ± 0,56
Taxa de deformação (s ⁻¹)	1477,31±60,61	1465,66±64,05	1450,02±78,73	1383,22±30,12

com oscilações no platô e, portanto, condizentes com o esperado segundo Chen e Song (2010). Como os pulsos transmitidos representam as ondas que passaram pela amostra, eles não precisam apresentar uma forma geométrica específica. Entretanto, como os CP são de aço *maraging* 250 e o material da barra é o aço *maraging* 350, percebe-se que os pulsos transmitidos também são trapezoidais e apresentam oscilações no platô.

Antes de avaliar os resultados de tensão *versus* deformação dinâmicos obtidos, é necessário checar se o modelo matemático empregado é validado pelas condições de execução do ensaio.

Na Figura 40 está apresentado o gráfico da força (N) *versus* tempo (ms) para o ensaio realizado. Pode-se assumir que os CP foram testados em situação de equilíbrio de tensões, uma vez que as curvas da força na interface entre barra incidente e amostra e da força na interface entre amostra e barra transmitida convergem para uma mesma direção (Hosur *et al.*, 2001).

Na Figura 41 estão apresentados os gráficos de taxa de deformação *versus* tempo. Observa-se um platô trapezoidal, com um pico inicial relativo ao impacto e oscilações menores em torno de um valor central. Observa-se que os ensaios foram realizados sob

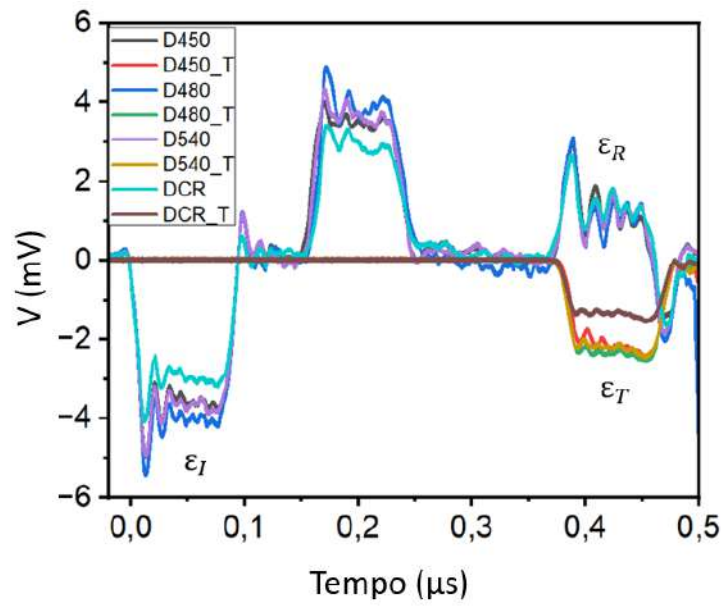


Figura 39 – Pulsos característicos de propagação de onda em Barra *Hopkinson* para os CP CR e envelhecidos.

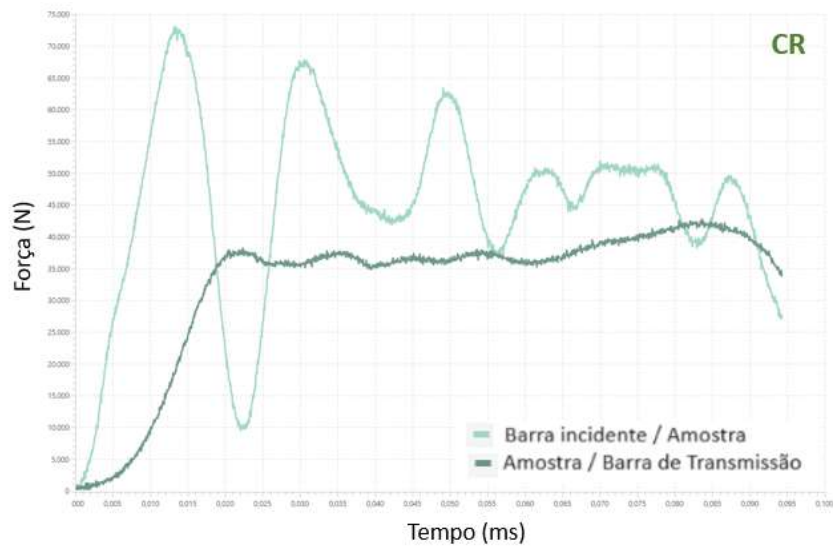


Figura 40 – Gráfico de força (N) *versus* tempo (ms) para avaliar o regime de equilíbrio de tensões na taxa de deformação empregada.

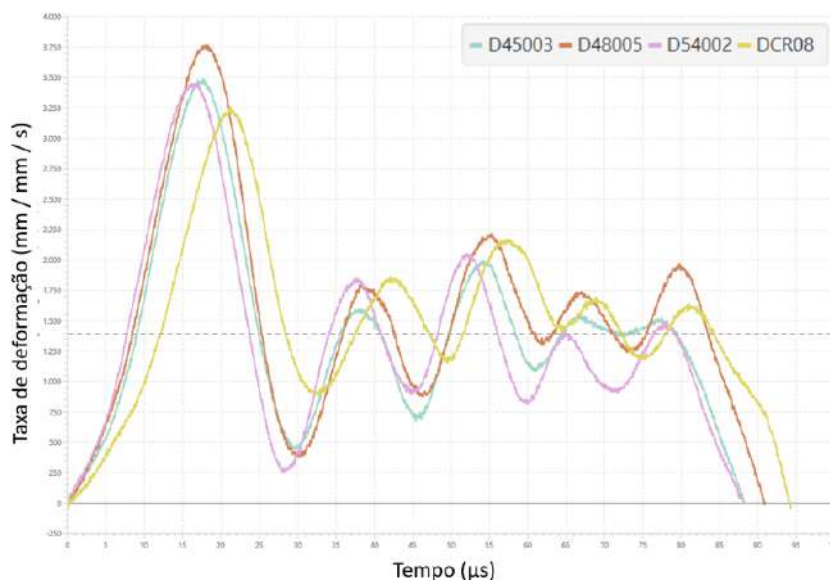


Figura 41 – Curvas de taxa de deformação em função do tempo para os CP CR (DCR) e envelhecidos (D450, D480 e D540).

taxa de deformação constante para os CP CR e envelhecidos, o que garante que todas os CP foram submetidos a condições semelhantes de ensaio de compressão dinâmica (Chen; Song, 2010).

Dado que as duas condições para a validade do ensaio foram atendidas, é possível validar e apresentar as curvas de tensão *versus* deformação dinâmicas. Com o intuito de comparar o comportamento das amostras ensaiadas na taxa de deformação de 1400 s^{-1} , na Figura 42 estão apresentadas as curvas de tensão *versus* deformação (de engenharia) dinâmicas para os CP CR (DCR) e envelhecidos a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 3 h (D450), a $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 5 h (D480) e a $540\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 3 h (D540).

Em todas as curvas, observa-se que o material sofre um encruamento inicial, seguido por um comportamento cíclico, em decorrência, provavelmente, da competição entre os fenômenos de encruamento e de restauração causado, provavelmente, pela recristalização dinâmica do material apesar do ensaio ter sido conduzido em temperatura ambiente. A indicação de recristalização dinâmica pode ser corroborada com a observação experimental de que as amostras, retiradas imediatamente após o impacto, aparentavam estar mais quentes que ao serem posicionadas pré-impacto. Esse indicativo de aumento de temperatura no interior do material, pode resultar na formação de bandas de cisalhamento adiabáticas, já observada em outros materiais de alta dureza utilizados em blindagem balística (Dehgahi *et al.*, 2021; Oliveira *et al.*, 2022).

Na Tabela 20 estão apresentados os valores médios das propriedades de limite de resistência (MPa) e de tenacidade (MJ/m^3) obtidas através do ensaio de compressão dinâmica em barra *Hopkinson*.

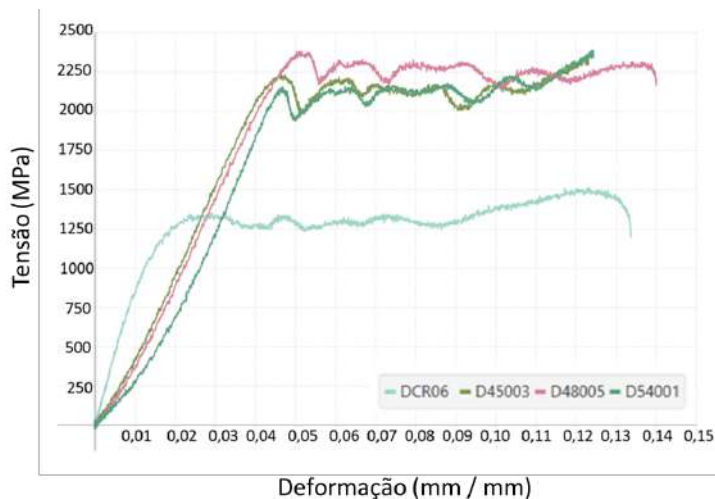


Figura 42 – Curvas de tensão *versus* deformação de engenharia obtidas no ensaio de compressão dinâmica, para uma taxa de deformação de 1400 s^{-1} .

Tabela 20 – Propriedades obtidas através do ensaio de compressão dinâmica em barra *Hopkinson* para os CP CR e envelhecidos.

CP	Limite de resistência (MPa)	Tenacidade (MJ / m^3)
CR	$1508,54 \pm 41,74$	$174,22 \pm 6,08$
Envelhecido a $450 \text{ }^\circ\text{C}$ por 3 h	$2367,07 \pm 11,70$	$223,33 \pm 17,10$
Envelhecido a $480 \text{ }^\circ\text{C}$ por 5 h	$2488,71 \pm 87,32$	$245,50 \pm 17,35$
Envelhecido a $540 \text{ }^\circ\text{C}$ por 3 h	$2420,35 \pm 31,40$	$197,58 \pm 11,66$

Ao comparar a condição CR com as envelhecidas, observa-se que o limite de resistência dinâmico aumentou. De acordo com Dehgahi *et al.* (2021), o aumento da resistência do material a altas taxas de deformação também pode ser explicado pela interação entre precipitados e discordâncias, que atuam como barreiras para a movimentação das discordâncias, aumentando a resistência do material.

Dentre as condições envelhecidas, para verificar se existe diferença estatística entre as condições de envelhecimento, realizou-se a análise de variância com 95% de confiança, seguida pelo teste de *Tukey*. Nas Tabelas 21 e 22 estão apresentados os dados utilizados nas análises de variância e teste de *Tukey* para o limite de resistência e tenacidade obtidos no ensaio dinâmico.

Na análise de variância apresentada na Tabela 21, observa-se que o F (calculado) é menor que o F (crítico). Dessa forma, não é possível afirmar, com 95% de confiança, que exista diferença entre o limite de resistência, obtido no ensaio dinâmico, para as condições de envelhecimento analisadas. Entretanto, ao analisar a tenacidade, Tabela 22, é possível afirmar que existe diferença entre os envelhecimentos. Prosseguindo com o teste de *Tukey*, o menor valor de tenacidade foi obtido para o envelhecimento a $540 \text{ }^\circ\text{C}$ por 3 h. Entre as demais condições de envelhecimento analisadas, não foram observadas diferenças

Tabela 21 – Análise de variância para o limite de resistência obtido com o ensaio dinâmico.

Análise de variância – Limite de resistência (ensaio dinâmico)					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit)
Tratamentos	2	22 310,13	11 155,07	3,83	5,14
Resíduo	6	17 496,00	2916,00		
Total	8	39 806,13			

Tabela 22 – Análise de variância para a tenacidade obtida com o ensaio dinâmico.

Análise de variância – Tenacidade (ensaio dinâmico)					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit)
Tratamentos	2	3453,11	1726,56	7,10	5,14
Resíduo	6	1459,10	243,18		
Total	8	4912,21			
Teste de <i>Tukey</i> – Tenacidade (ensaio dinâmico)					
GL(R)	q	QMR	R	Dms	
6	4,34	243,18	3	39,07	

significativas. A queda na tenacidade para as amostras envelhecidas a 540 °C por 3 h pode ser um indicativo da formação de austenita revertida nessa condição de envelhecimento, cuja presença provoca a fragilização do material (Viswanathan; Dey; Sethumadhavan, 2005).

Em virtude da existência de compatibilidade entre tração e compressão dinâmicas observada por Song *et al.* (2017) para o aço *maraging* C250, é possível comparar o limite de resistência obtido por meio do ensaio de compressão dinâmica com o obtido por meio do ensaio de tração quase-estático. Na Tabela 23 estão apresentados os valores do limite de resistência obtidos em cada ensaio.

Observa-se que, para todos os CP analisados, o ensaio dinâmico proporcionou limites de resistência mais elevados do que os respectivos obtidos com o ensaio quase-

Tabela 23 – Limite de resistência, em MPa, obtido através do ensaio de tração e do ensaio de compressão dinâmica em barra *Hopkinson*.

CP	Ensaio de tração	Ensaio de compressão dinâmica em barra <i>Hopkinson</i>
CR	964,90 ± 11,12	1508,54 ± 41,74
Envelhecida a 450 °C, por 3 h	1670,33 ± 33,24	2367,07 ± 11,70
Envelhecido a 480 °C, por 5 h	1792,34 ± 9,98	2488,71 ± 87,32
Envelhecido a 540 °C, por 3 h	1617,63 ± 51,16	2420,35 ± 31,40

estático, apresentando uma variação de 39% a 56%. Tal observação indica que o aço *maraging* 250 apresenta um comportamento sensível à taxa de deformação, corroborando com observações feitas por outros autores (Dehgahi *et al.*, 2021; Song *et al.*, 2017).

4.2.6 Ensaio Balístico

Os resultados do ensaio balístico para cada grupo analisado estão detalhados a seguir.

4.2.6.1 Grupo 1

Na Figura 43 está apresentada a vista frontal das placas que compõem o CP 450_1 e CP 450_2 após o ensaio balístico. A sequência dos disparos está indicada pela numeração em branco.

Dentre as placas de aço *maraging*, visualmente não se observou diferença considerável entre o diâmetro dos impactos na placa superior e seus respectivos na placa inferior. Porém, na face oposta da placa inferior de aço *maraging*, observa-se a formação de pequenas trincas em regiões próximas a alguns locais de impacto, indicadas por setas vermelhas na Figura 44.

Na Tabela 24 estão apresentadas as informações relativas aos impactos balísticos em cada CP.

A coluna 1 traz informações sobre o CP analisado (450_1 ou 450_2) e a sequência do impacto (de 1 a 5 para o CP 450_1 e de 1 a 4 para o CP 450_2). As colunas 2 e 3 trazem informações sobre as velocidades medidas pelo radar *Doppler* nas posições imediatamente antes do impacto (14,9 m) e logo após o impacto (15,1 m). A coluna 4 traz a diferença entre as velocidades medidas antes e após o impacto. Já as colunas 5 e 6 trazem,

Tabela 24 – Informações obtidas sobre os CP do grupo 1 após ensaio balístico.

CP e sequência do impacto	V_A (14,9 m)	V_D (15,1 m)	$\Delta V = V_A - V_D$	Posição de impacto	
				Placa superior	Placa inferior
450_1_1	857,30	420,71	436,59	Pico	Vale
450_1_2	852,99	371,43	481,56	Vale	Pico
450_1_3	851,91	0,00	851,91	Inclinado	Inclinado
450_1_4	859,36	425,05	434,31	Pico	Vale
450_1_5	854,80	0,00	854,80	Inclinado	Inclinado
450_2_1	853,00	393,03	459,96	Vale	Pico
450_2_2	849,28	0,00	849,28	Inclinado	Inclinado
450_2_3	858,76	418,67	440,09	Vale	Pico
450_2_4	850,41	178,22	672,19	Pico	Vale

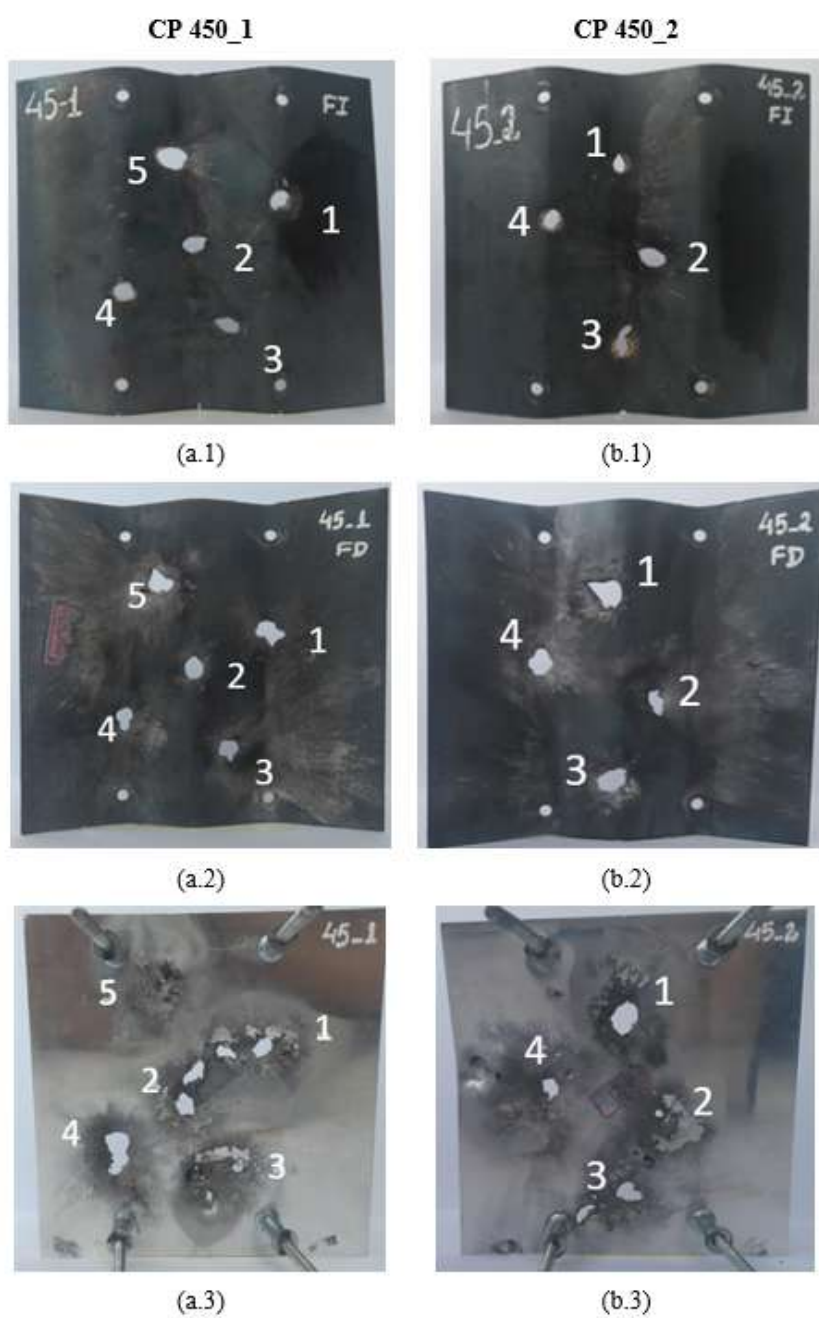


Figura 43 – Vista frontal dos CP após ensaio balístico. CP 450_1: (a.1) placa superior, (a.2) placa inferior e (a.3) placa de alumínio; CP 450_2: (b.1) placa superior, (b.2) placa inferior e (b.3) placa de alumínio.

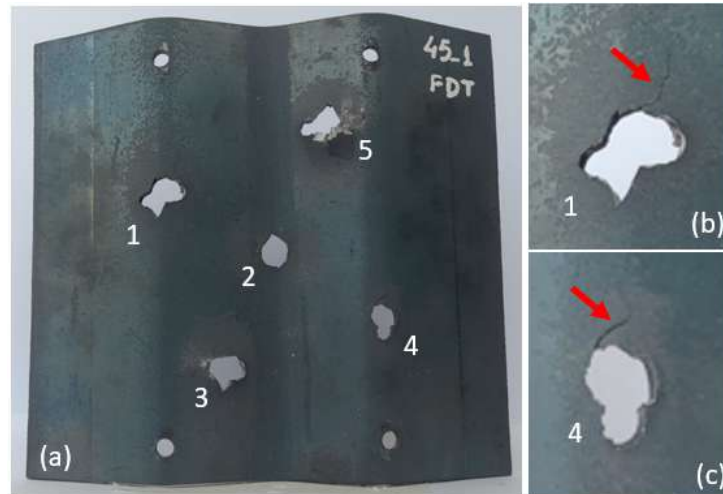


Figura 44 – (a) Face oposta da placa inferior de aço *maraging*, com destaque para trincas formadas nos impactos (b) 1 e (c) 4.

respectivamente, informações sobre a posição de impacto nas placas poliondulares de aço *maraging* superior e inferior. Para fins de padronização, pico refere-se à região convexa; vale, à região côncava; e inclinado, à região intermediária.

Adicionalmente, o tratamento das informações geradas com o radar *Doppler* fornece um diagrama que relaciona a velocidade, o tempo e a intensidade. Esta última representada pela coloração do gráfico. Quanto maior a intensidade, mais clara é a representação gráfica. Em virtude de o ensaio balístico ter sido realizado em um túnel balístico, as reflexões que ocorrem nas paredes do túnel geram ruídos e reverberações. Dessa forma, o diagrama obtido apresenta uma coloração vermelho alaranjada, ao invés de azul, como observado no estudo de Sweklej, Wasilewski e Magier (2023) realizado em local aberto. Na Figura 45 está apresentado o diagrama obtido para o terceiro impacto do CP 450_2.

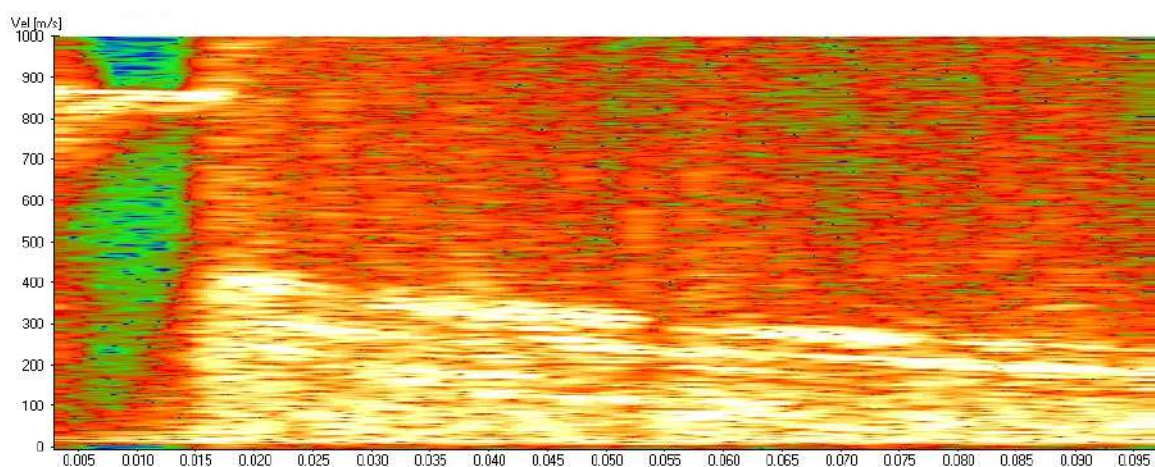


Figura 45 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o terceiro impacto no CP 450_2.

Na Figura 45 visualiza-se, até cerca de 0,020 s, uma linha clara com velocidade entre 800 m/s e 900 m/s que representa o projétil desde o momento em que saiu do provete até o momento em que atinge o alvo. Após o impacto, os fragmentos gerados prosseguiram com uma velocidade menor, cerca de 400 m/s. Não é possível precisar quantos fragmentos foram gerados, nem a massa e velocidade de cada um deles isoladamente. Porém, a linha clara em torno de 400 m/s sugere que esse possa ser um fragmento de projétil, uma vez que a velocidade é mantida alta durante todo o tempo considerado, no caso até 0,1 s. As pequenas descontinuidades observadas ao longo da linha clara corroboram a sugestão de se tratar de fragmentos de projétil, uma vez que tais descontinuidades representam variações na área percebida pelo radar, provavelmente pelo movimento de rolamento do fragmento.

Na Figura 46 está apresentado o diagrama obtido para o terceiro impacto do CP 450_1. Diferentemente da Figura 45, após o impacto balístico não se observa uma linha clara durante todo o tempo considerado. Observam-se algumas linhas claras em curtos períodos que não mantêm a trajetória, o que sugere, possivelmente, tratar-se de fragmentos da placa balística.

Na Figura 47 está apresentada a placa de alumínio do CP 450_1, com destaque para a posição relativa ao terceiro impacto. Nela observa-se um fragmento da placa de aço *maraging* retido na placa de alumínio, corroborando com a suposição feita anteriormente.

Os diagramas apresentados nas Figuras 45 e 46 são representativos para as situações observadas nos demais impactos balísticos e, por esse motivo, sua interpretação foi detalhada. Os diagramas para todos os impactos balísticos estão apresentados no Anexo A.

A partir das informações contidas na Tabela 24, observa-se que o melhor desempenho balístico foi obtido em impactos que atingiram a região intermediária nas placas superior e inferior de aço *maraging*. Tais impactos são representados no texto como I – I. Neles ou

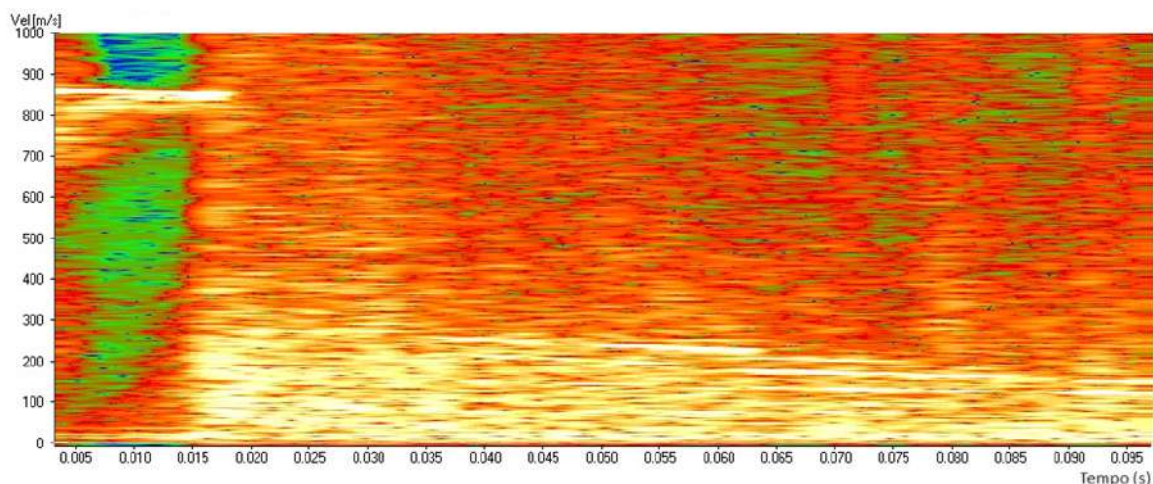


Figura 46 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o terceiro impacto no CP 450_1.



Figura 47 – Fragmento da placa de aço *maraging* retido na placa de alumínio no terceiro impacto do CP 450_1.

não houve perfuração da placa de alumínio (450_1_5) ou houve perfuração em decorrência de estilhaços provenientes das placas de aço *maraging* (450_1_3, 450_2_2). Já para os impactos que atingiram a região convexa na placa superior e côncava na placa inferior, representados por P – V, e para os que atingiram a região côncava na placa superior e convexa na placa inferior, representados por V – P, houve perfuração total em todos eles em decorrência de fragmentos de projétil.

Devido à formação de fragmentos e à impossibilidade de mensurar as massas e as velocidades unitárias, optou-se por não analisar a variação de energia antes e após os impactos balísticos. Utilizar a massa do projétil para o cálculo da energia após o impacto não seria adequada, uma vez que é certo que o projétil se fragmentou e, dessa forma, foram gerados estilhaços com massas menores. Ao considerar a massa completa após o impacto, os valores encontrados para a diferença de energia não seriam absolutos e poderiam gerar análises equivocadas. Dessa forma, optou-se por analisar a variação da velocidade registrada antes e após o impacto balístico.

Para verificar se há diferença entre as médias das variações de velocidade para as posições de impacto (I – I, P – V, V – P), procedeu-se com a análise de variância e teste de Tukey para os dados apresentados na Tabela 25, com 95% de confiança.

Em virtude de o F (calculado) ser maior que o F (crítico), é possível afirmar, com 95% de confiança, que há diferença entre as posições de impacto com relação à variação de velocidade. Prosseguiu-se com o teste de Tukey, obtendo-se que a posição I – I apresenta a maior redução de velocidade em relação às posições P – V e V – P. Entretanto, não é

Tabela 25 – Análise de variância do grupo 1 acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.

Análise de variância – Variação de velocidade após impacto balístico					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit) ¹
Tratamentos	2	270 134,05	135 067,02	21,19	5,14
Resíduo	6	38 241,94	6373,66		
Total	8	308 375,99			
Teste de <i>Tukey</i> – Variação de velocidade após impacto balístico					
GL(R)	q ²	QMR	R	Dms	
6	4,34	6373,66	3	200,04	

possível afirmar que exista diferença entre as médias dessas duas últimas posições.

4.2.6.2 Grupo 2

Na Figura 48 está apresentada a vista frontal das placas que compõem o CP 480_1 e CP 480_2 após o ensaio balístico. A sequência dos disparos está indicada pela numeração em branco.

Observa-se na Figura 48 (b.1) que, para o CP 480_2, os disparos 3 e 4 não atingiram as posições demarcadas previamente no planejamento dos impactos. Durante o ensaio balístico, ocorreram pequenos desvios do ponto sinalizado pelo laser. Então, necessitou-se remanejar as posições de impacto para garantir que houvesse, considerando os dois CP, 3 impactos em cada região de análise da geometria poliondular.

Na Tabela 26 estão apresentadas as informações relativas aos impactos balísticos em cada CP do grupo 2, com organização similar a apresentada na Tabela 24 para o grupo 1.

Da análise da Tabela 24 e da Tabela 26, observa-se que o melhor desempenho balístico foi obtido em impactos do tipo I – I. Neles não houve perfuração da placa de alumínio para todos os casos (480_1_4, 480_2_2, 480_2_3). Observa-se, também, que os impactos do tipo V – P apresentaram um desempenho balístico superior aos do tipo P – V, em virtude de haver perfuração da placa de alumínio em decorrência de estilhaços provenientes das placas de aço *maraging* para 2 dos 3 impactos (480_1_2, 480_2_4). Já para os impactos do tipo P – V, houve perfuração total em todos eles em decorrência de fragmentos de projétil.

Para verificar se existe diferença entre as médias das variações de velocidade para

¹ De acordo com a distribuição F de *Snedecor*, com 5% de significância.

² De acordo com a tabela de amplitude total estudentizada, para o Teste de *Tukey*, com 5% de significância.

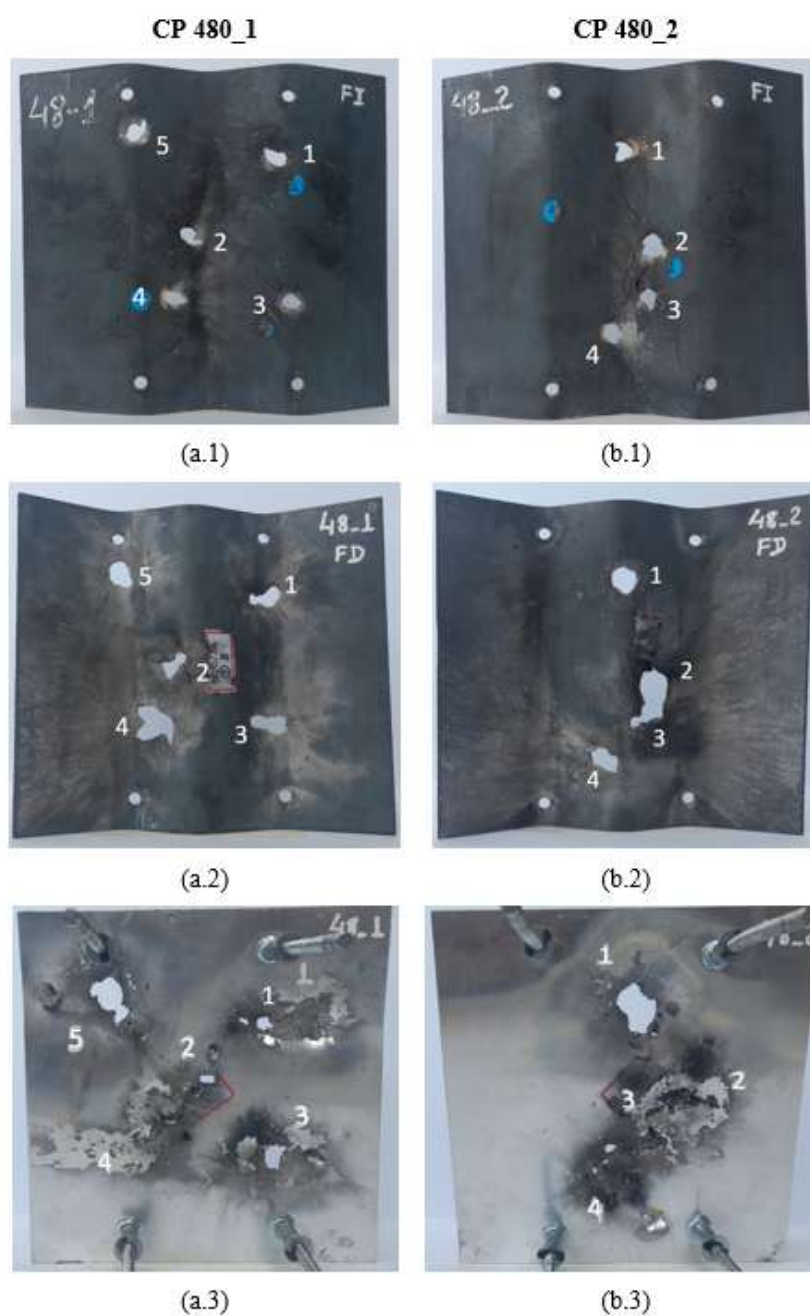


Figura 48 – Vista frontal dos CP após ensaio balístico. CP 480_1: (a.1) placa superior, (a.2) placa inferior e (a.3) placa de alumínio; CP 480_2: (b.1) placa superior, (b.2) placa inferior e (b.3) placa de alumínio.

Tabela 26 – Informações obtidas sobre os CP do grupo 2 após ensaio balístico.

CP e sequência do impacto	V_A (14,9 m)	V_D (15,1 m)	$\Delta V = V_A - V_D$	Posição de impacto	
				Placa superior	Placa inferior
480_1_1	859,21	190,10	669,11	Pico	Vale
480_1_2	858,72	0,00	858,72	Vale	Pico
480_1_3	862,76	379,53	483,22	Pico	Vale
480_1_4	874,11	0,00	874,11	Inclinado	Inclinado
480_1_5	857,75	274,55	583,21	Pico	Vale
480_2_1	858,86	318,06	540,81	Vale	Pico
480_2_2	859,16	0,00	859,16	Inclinado	Inclinado
480_2_3	868,13	0,00	868,13	Inclinado	Inclinado
480_2_4	844,26	0,00	844,26	Vale	Pico

Tabela 27 – Análise de variância do grupo 2 acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.

Análise de variância – Variação de velocidade após impacto balístico					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit) ³
Tratamentos	2	270 134,05	135 067,02	21,19	5,14
Resíduo	6	38 241,94	6373,66		
Total	8	308 375,99			
Teste de <i>Tukey</i> – Variação de velocidade após impacto balístico					
GL(R)	q ⁴	QMR	R	Dms	
6	4,34	6373,66	3	200,04	

as posições de impacto (I – I, P – V, V – P), procedeu-se com a análise de variância e teste de Tukey para os dados apresentados na Tabela 27, com 95% de confiança.

Em virtude de o F (calculado) ser maior que o F (crítico), é possível afirmar, com 95% de confiança, que há diferença entre as posições de impacto com relação à variação de velocidade. Prosseguiu-se com o teste de *Tukey*, porém as diferenças entre as médias foram inferiores à diferença mínima significativa. Dessa forma, não é possível, com 95% de confiança, rejeitar a hipótese de que as médias são iguais. Procedeu-se então com o teste t para a comparação das médias duas a duas. Na Tabela 28 estão apresentados os dados para o teste t.

Em virtude do t (calculado) para os impactos do tipo P – V e I – I ser superior ao t (tabelado), é possível rejeitar a hipótese, com 95% de confiança, de que a média das velocidades para impactos do tipo P – V seja igual a média para impactos do tipo I –

³ De acordo com a distribuição F de Snedecor, com 5% de significância.

⁴ De acordo com a tabela de amplitude total estudentizada, para o Teste de Tukey, com 5% de significância.

Tabela 28 – Teste t para a comparação de médias do grupo 2 acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.

GL	4
t tabelado	2,78
Variância	
P – V	8655,47
V – P	32 226,93
I – I	56,57
Variância ponderada	
P – V e V – P	20 441,20
P – V e I – I	4356,02
V – P e I – I	16 141,75
t calculado	
P – V e V – P	1,45
P – V e I – I	5,36
V – P e I – I	1,15

I. Dessa forma, a variação de velocidade para impactos do tipo I – I é maior que para impactos P – V.

Apesar de a placa superior de aço *maraging* possuir o mesmo tratamento térmico de envelhecimento para todos os grupos estudados (480 °C por 5 h), apenas no grupo 2, observou-se que houve descolamento, na face oposta, de parte da placa próxima a alguns impactos, apresentado na Figura 49. Há indícios de que a falha seja decorrente da ação conjunta com a placa inferior, que, no caso do grupo 2, apresenta os mesmos parâmetros de envelhecimento da placa superior. Possivelmente a colisão de estilhaços da placa inferior gerou um campo de tensões na região já fragilizada pelo impacto balístico provocando o desprendimento de fragmentos da placa superior como resultado da interação de ondas de choque, ocasionando, possivelmente, uma falha por lascamento (em inglês, *spalling*) (Crouch, 2017).

4.2.6.3 Grupo 3

Na Figura 50 está apresentada a vista frontal das placas que compõem o CP 540_1 e CP 540_2 após o ensaio balístico. A sequência dos disparos está indicada pela numeração em branco.

Na Figura 50 (b.2) observa-se que o impacto 3 gerou uma deformação considerável em relação aos demais impactos nessa mesma placa, inclusive com a formação de trincas bem aparentes. Na Figura 51 está apresentada, em detalhe, a face oposta da placa de aço *maraging* para o impacto em questão.

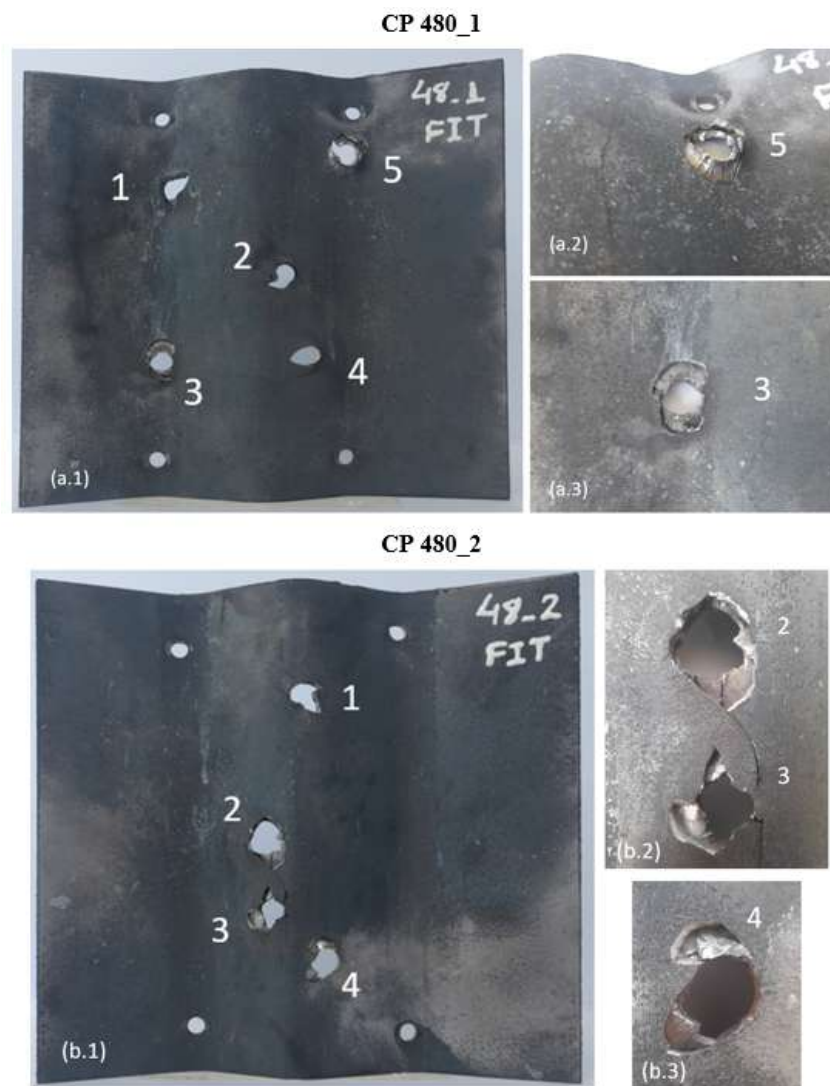


Figura 49 – Vista frontal da face posterior da placa superior de aço *maraging* do grupo 2. CP 480_1: (a.1) face oposta da placa superior, com destaque para os impactos (a.2) 5 e (a.3) 3. CP 480_2: (b.1) face oposta da placa superior, com destaque para os impactos (b.2) 2 e 3 e (b.3) 4.

Na Figura 50 (a.3) e (b.3) observa-se que vários fragmentos das placas de aço *maraging* ficaram retidos na placa de alumínio. Isso indica, possivelmente, que houve uma maior fragmentação da placa inferior de aço *maraging*, corroborando com o resultado obtido no ensaio de compressão dinâmica em barra *Hopkinson* acerca da redução na tenacidade observada nas amostras envelhecidas a 540 °C por 3 h. Todavia, uma parcela considerável desses fragmentos assumiu velocidades menores, o suficiente para não haver perfuração total da placa de alumínio. Na Figura 52 estão apresentados, em detalhe, fragmentos da placa de aço *maraging* que ficaram retidos na placa de alumínio.

Na Tabela 29 estão apresentadas as informações relativas aos impactos balísticos em cada CP do grupo 3, com organização similar a apresentada na Tabela 24 para os CP do grupo 1 e na Tabela 26 para os CP do grupo 2.

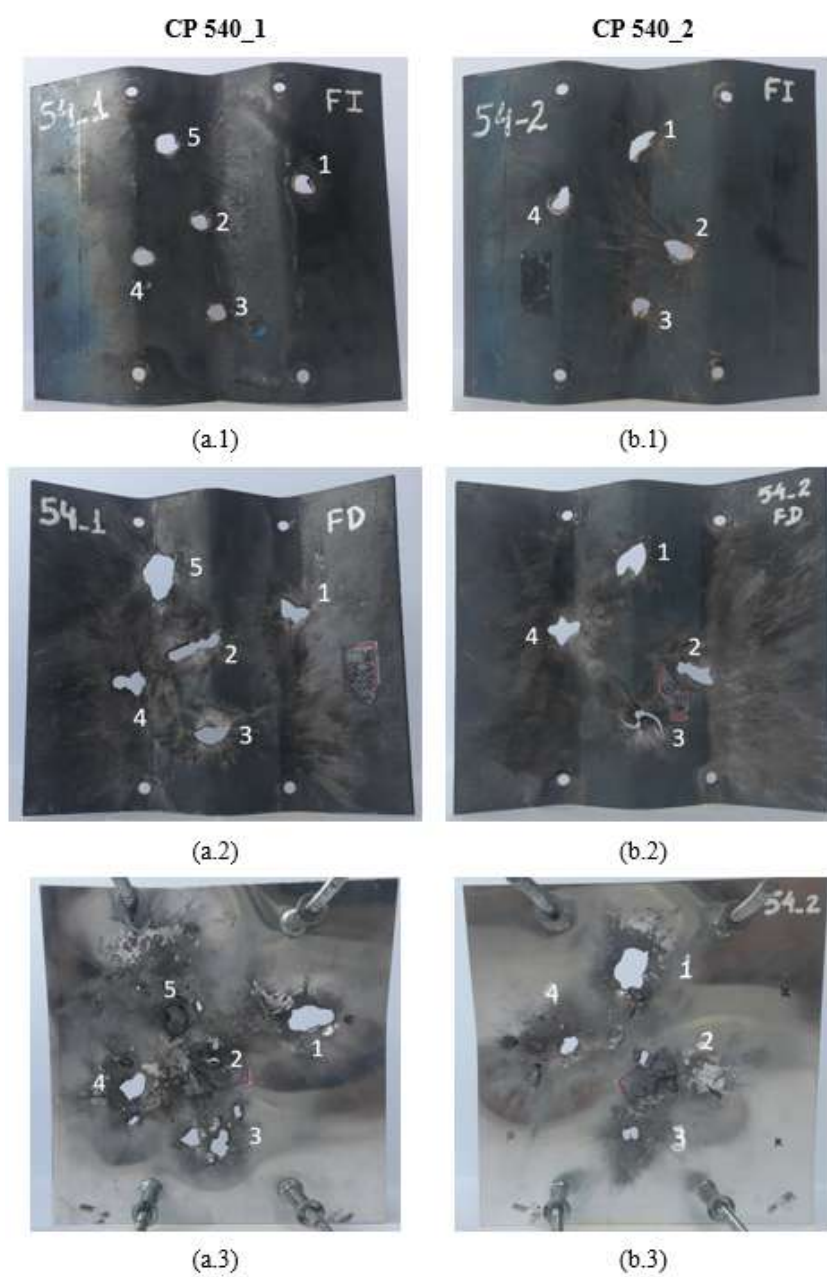


Figura 50 – Vista frontal dos CP após ensaio balístico. CP 540_1: (a.1) placa superior, (a.2) placa inferior e (a.3) placa de alumínio; CP 540_2: (b.1) placa superior, (b.2) placa inferior e (b.3) placa de alumínio.



Figura 51 – CP 540_2: Face posterior da placa inferior de aço *maraging* relativa ao impacto número 3.

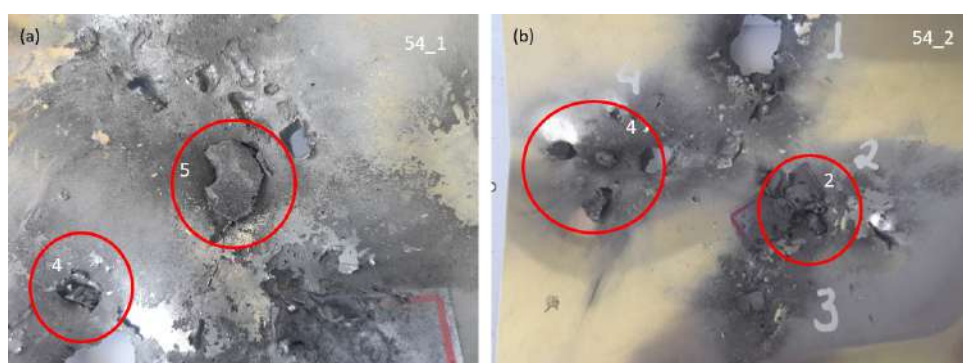


Figura 52 – Destaque para os fragmentos da placa de aço *maraging* retidos na placa de alumínio: (a) CP 540_1 e (b) CP 540_2.

Tabela 29 – Informações obtidas sobre os CP do grupo 3 após ensaio balístico.

CP e sequência do impacto	V_A (14,9 m)	V_D (15,1 m)	$\Delta V = V_A - V_D$	Posição de impacto	
				Placa superior	Placa inferior
540_1_1	851,43	203,91	647,52	Pico	Vale
540_1_2	857,21	0,00	857,21	Inclinado	Inclinado
540_1_3	853,81	340,81	513,00	Vale	Pico
540_1_4	857,32	371,80	485,52	Pico	Vale
540_1_5	858,29	0,00	858,29	Inclinado	Inclinado
540_2_1	844,67	336,20	508,48	Vale	Pico
540_2_2	853,58	0,00	853,58	Inclinado	Inclinado
540_2_3	848,26	446,85	401,40	Vale	Pico
540_2_4	854,71	362,41	492,30	Pico	Vale

Da análise da Figura 50 e da Tabela 29, observa-se que o melhor desempenho balístico foi obtido em impactos do tipo I – I. Neles, apesar de haver perfuração da placa de alumínio para todos os casos (540_1_2, 540_1_5, 540_2_2), a perfuração foi decorrente de fragmentos da placa de aço *maraging*. Já para os impactos do tipo P – V e V – P, houve perfuração total em todos eles em decorrência de fragmentos de projétil.

Para verificar se existe diferença estatística entre as médias das variações de velocidade para as posições de impacto (I – I, P – V, V – P), procedeu-se com a análise de variância e teste de *Tukey* para os dados apresentados na Tabela 30, com 95% de confiança.

Em virtude de o F (calculado) ser maior que o F (crítico), é possível afirmar, com 95% de confiança, que há diferença entre as posições de impacto com relação à variação de velocidade. Prosseguiu-se com o teste de *Tukey*, obtendo-se que a posição I – I apresenta a maior redução de velocidade em relação às posições P – V e V – P. Entretanto, não é possível afirmar que exista diferença entre as médias dessas duas últimas posições.

Tabela 30 – Análise de variância do grupo 3 acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.

Análise de variância – Variação de velocidade após impacto balístico					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit)
Tratamentos	2	249 493,60	124 746,80	30,20	5,14
Resíduo	6	24 785,59	4130,93		
Total	8	274 279,19			
Teste de <i>Tukey</i> – Variação de velocidade após impacto balístico					
GL(R)	q	QMR	R	Dms	
6	4,34	4130,93	3	161,05	

4.2.6.4 Comparação entre o Comportamento Balístico dos Grupos

Em todos os grupos estudados, a dureza da placa superior de aço *maraging* era maior ou igual, no caso do grupo 2, que a dureza da placa inferior também de aço *maraging*. Em todos os casos observou-se que houve fragmentação do projétil após o impacto. Tal comportamento corrobora com o exposto por Hazell (2016) ao afirmar que o impacto com uma chapa de maior dureza contribui para a fragmentação do projétil.

Na Tabela 31 estão resumidas as informações sobre a perfuração da placa de alumínio, diferenciando o tipo de estilhaço nos casos em que ocorreu a perfuração total. Nos casos em que não houve perfuração, consta apenas não.

Tabela 31 – Informações acerca da ocorrência de perfuração na placa de alumínio agrupadas por região de impacto.

PICO – VALE		VALE – PICO		INCLINADO – INCLINADO	
CP e sequência do impacto	Perfuração	CP e sequência do impacto	Perfuração	CP e sequência do impacto	Perfuração
450_1_1	Estilhaço projétil	450_1_2	Estilhaço projétil	450_1_3	Estilhaço placa
450_1_4	Estilhaço projétil	450_2_1	Estilhaço projétil	450_1_5	Não
450_2_4	Estilhaço projétil	450_2_3	Estilhaço projétil	450_2_2	Estilhaço placa
480_1_1	Estilhaço projétil	480_1_2	Estilhaço placa	480_1_4	Não
480_1_3	Estilhaço projétil	480_2_1	Estilhaço projétil	480_2_2	Não
480_1_5	Estilhaço projétil	480_2_4	Estilhaço placa	480_2_3	Não
540_1_1	Estilhaço projétil	540_1_3	Estilhaço projétil	540_1_2	Estilhaço placa
540_1_4	Estilhaço projétil	540_2_1	Estilhaço projétil	540_1_5	Estilhaço placa
540_2_4	Estilhaço projétil	540_2_3	Estilhaço projétil	540_2_2	Estilhaço placa

Observa-se que, independentemente do grupo, ou seja, independentemente dos parâmetros de envelhecimento da placa inferior de aço *maraging*, os disparos que atingiram a placa superior na região convexa e a placa inferior na côncava (P – V) foram os que apresentaram os piores resultados. Em todos os casos houve perfuração total da placa de alumínio proveniente de fragmentos do projétil.

Em todos os disparos que atingiram placa superior na região côncava e a placa inferior na convexa (V – P), houve perfuração total da placa de alumínio. Entretanto, em 2

dos 3 disparos do grupo 2 (placa inferior envelhecida a 480 °C, por 5 h), a perfuração total ocorreu devido a fragmentos da placa de aço *maraging* e não de fragmentos do projétil.

Em todos os disparos que atingiram as placas superior e inferior na região intermediária (I – I), não houve perfuração total proveniente de fragmentos de projétil. Neles ou a perfuração foi proveniente de estilhaços da placa de aço *maraging* ou não ocorreu perfuração. No grupo 1 (placa inferior envelhecida a 450 °C, por 3 h), em 1 dos 3 disparos não houve perfuração da placa de alumínio. No grupo 2, nos 3 disparos não houve perfuração da placa de alumínio. No grupo 3 (placa inferior envelhecida a 540 °C, por 3 h), nos 3 disparos houve perfuração da placa de alumínio.

Diante do exposto, ao analisar apenas as regiões de impacto, independente do grupo, a região intermediária foi a que apresentou o melhor comportamento balístico, uma vez que em 4 dos 9 disparos não houve perfuração da placa de alumínio e nos demais casos a perfuração foi decorrente de fragmentos da placa de aço *maraging*. Em seguida, a região côncava – convexa, apesar de ocorrer perfuração total em todos os 9 disparos, apresentou 2 disparos nos quais a perfuração foi proveniente de estilhaços da placa de aço *maraging*. Como pior comportamento balístico, está a região convexa – côncava, na qual os 9 disparos ocasionaram perfuração total da placa de alumínio em decorrência de fragmentos do projétil.

Dessa forma, observa-se que a configuração espacial adotada neste trabalho, proporcionou, ainda que incipiente, um reforço para a região côncava na placa superior, almejado por Gouvêa (2023), uma vez que houve impactos nessa posição que perfuraram o sistema decorrentes de fragmentos da placa de aço *maraging*. Em contrapartida, a disposição de uma região côncava verticalmente abaixo da região convexa não foi suficiente para evitar a ocorrência de perfuração total proveniente de estilhaços de projétil.

Ao analisar o desempenho do grupo, independentemente da posição de impacto, o melhor comportamento balístico foi o do grupo 2. Dos 9 impactos, em 3 não houve perfuração, em 2 houve perfuração da placa de alumínio por fragmentos da placa de aço e em 4 houve por fragmentos de projétil. Em seguida, estão praticamente empatados os grupos 1 e 3. A diferença entre eles está apenas no fato de que não houve perfuração em 1 disparo na região intermediária para o grupo 1.

Adicionalmente, realizou-se a análise de variância considerando um experimento em blocos com repetições, onde os blocos são as posições de impacto e os tratamentos são os parâmetros de envelhecimento. Prosseguiu-se com o teste de Tukey com 95% de confiança, para avaliar se existe diferença entre as médias das diferenças de velocidade antes e após o impacto balístico. Na Tabela 32 estão apresentados os dados utilizados na análise de variância.

A partir da análise de variância, como F (calculado) tanto para bloco quanto para

Tabela 32 – Análise de variância dos 3 grupos considerando as regiões de impacto acerca da diferença de velocidade antes e após o impacto com o alvo.

Análise de variância – Variação de velocidade após impacto balístico					
Causas de variação	GL	SQ	QM	F(calc)	F(crit) ⁵
Tratamentos	2	58 713,52	29 356,76	3,56	3,44
Blocos	2	591 161,52	295 580,76	35,86	3,44
Resíduo	22	181 316,22	8241,65		
Total	26	831 191,27			
Teste de <i>Tukey</i> – Variação de velocidade após impacto balístico					
GL(R)	q ⁶	QMR	R	Dms	
22	4,85	181 316,22	3	254,21	

tratamento é maior que os F (crítico), é possível rejeitar, com 95% de confiança, a hipótese de que a diferença de velocidade para os tratamentos é igual. Seguindo com o teste de Tukey, obteve-se que a redução de velocidade para a posição I – I:

1. é maior que para a posição P – V para os 3 grupos analisados;
2. é maior que para a posição V – P para os grupos 1 e 3;
3. não apresenta diferença significativa em relação à posição V – P para o grupo 2; e
4. não apresenta diferença significativa em relação às demais posições intermediárias para os 3 grupos analisados.

Em nenhum dos grupos observou-se que a existência do espaçamento entre as placas superior e inferior de aço *maraging* proporcionou um desvio significativo na trajetória do projétil. Nos poucos casos em que houve desvio, este foi leve e ficou restrito a impactos na região intermediária. Dessa forma, não foi possível concluir que houve melhora no desempenho balístico em virtude da existência da camada de ar, como realizado por alguns autores (Buchar *et al.*, 2002; Gouvêa, 2023; Jena *et al.*, 2009; Yaziv; Reifen; Kivity, 1996), inclusive nos grupos 1 e 3 nos quais foram associadas placas metálicas com diferentes durezas (Buchar *et al.*, 2002; Jena *et al.*, 2009).

Na Figura 53 estão apresentados os registros dos impactos balísticos que atingiram as placas inferiores de aço *maraging* dos grupos 1 e 3. Observa-se que os impactos registrados no grupo 1 apresentam formato próximo ao circular e que os diâmetros dos impactos no grupo 1, em sua maioria, são menores que os correspondentes no grupo 3.

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

⁶ De acordo com a tabela de amplitude total estudentizada, para o Teste de Tukey, com 5% de significância.

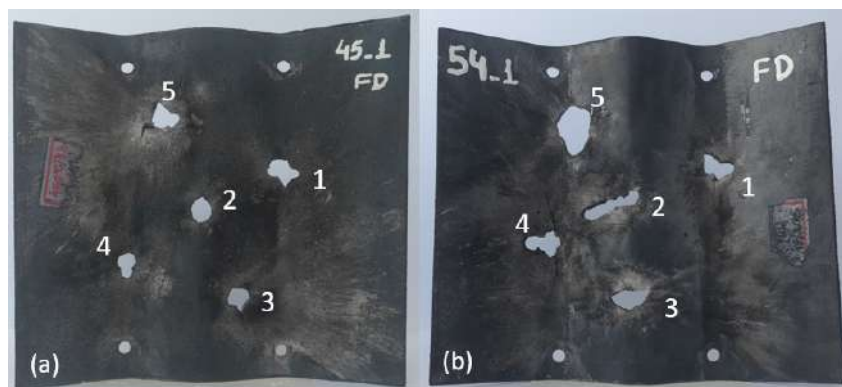


Figura 53 – Registro dos impactos balísticos que atingiram as placas inferiores de aço *maraging* do (a) grupo 1 e (b) grupo 3.

Ademais, ao comparar as Figuras 44 e 51, observa-se que as trincas formadas nas proximidades das regiões de impacto do grupo 3 são maiores que as correspondentes do grupo 1. Somado a isto, observou-se que no grupo 3 há uma maior quantidade de estilhaços da placa de aço *maraging* retidos na placa de alumínio, bem como existem marcas que sugerem ser provenientes de impactos com estilhaços. Na Figura 54 estão apresentadas as placas de alumínio dos grupos 1 e 3 destacando, com círculos em vermelho, os estilhaços que ficaram retidos e, com setas vermelhas, as marcas possivelmente provenientes de impactos com estilhaços.

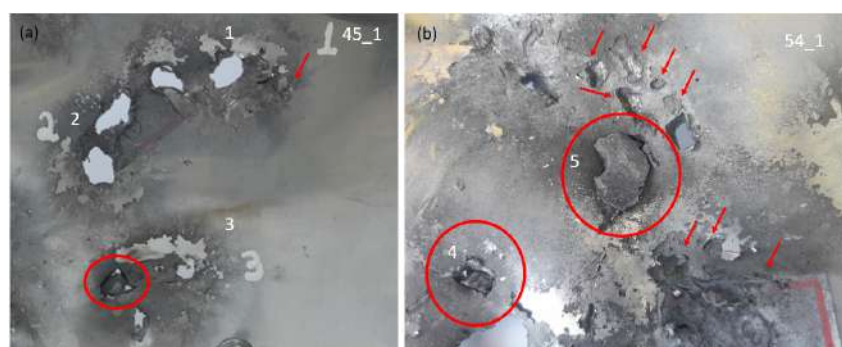


Figura 54 – Placas de alumínio dos grupos (a) 1 e (b) 3, com destaque para os estilhaços retidos e para marcas que sugerem ser provenientes de impactos com estilhaços.

Tais observações podem indicar que a placa envelhecida a 540 °C por 3 h apresentou uma menor resistência ao impacto se comparada com a placa envelhecida a 450 °C por 3 h, possivelmente em decorrência da formação, ainda que incipiente, de austenita revertida. Este comportamento corrobora com outras observações realizadas ao longo deste trabalho para as amostras envelhecidas a 540 °C por 3 h, como a redução na tenacidade observada no ensaio de compressão dinâmica em barra *Hopkinson* (Tabela 20) e a redução no valor da dureza (Tabela 10, Figura 33), tendo em vista que a presença de austenita revertida e de precipitados grosseiros trazem prejuízos para tenacidade do aço *maraging* (Viswanathan;

Dey; Sethumadhavan, 2005).

4.2.7 Análises Microestruturais

4.2.7.1 Amostra CR

Na Figura 55 estão apresentadas as micrografias, em MEV, da amostra CR na seção de corte na espessura referente à direção de laminação (DL) e à direção transversal à laminação (DT).

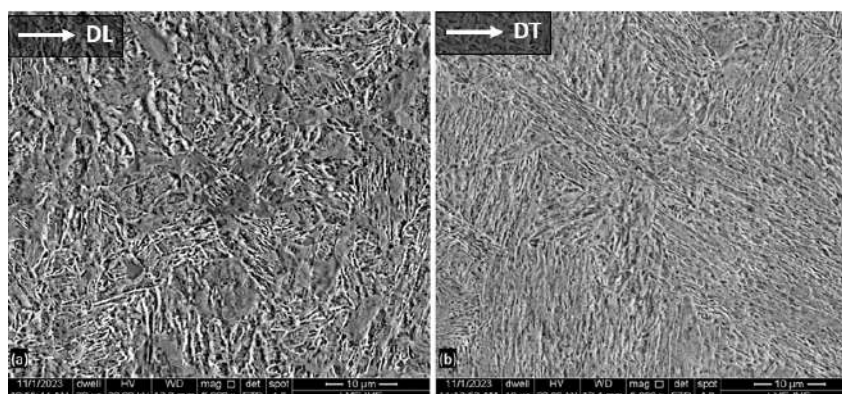


Figura 55 – Micrografia (MEV) da amostra CR na seção de corte na espessura referente a DL (a) e a DT (b).

Observa-se a microestrutura típica de aços *maraging*, composta por uma matriz martensítica homogênea, com as ripas alocadas em pacotes, conforme observado nos trabalhos de Freitas (2018), Santana (2017), Sinha *et al.* (1998). Entretanto, mesmo a um aumento de 5.000 vezes, não se observam informações além da disposição das ripas no material.

Observa-se, ainda, que as micrografias das seções de corte na espessura referentes a DT e DL são bem semelhantes, uma vez que os grãos tendem a ficar equiaxiais mesmo na DL, em decorrência da solubilização após a laminação a quente. Como o material na condição recebida foi, posteriormente, submetido a processamentos de natureza apenas térmica, não haveria motivos para ocasionar diferenças entre essas direções. Em função disso, para as condições envelhecidas serão apresentadas apenas as evidências em DL.

4.2.7.2 Amostras Envelhecidas

Nas Figuras 56 a 58 estão apresentadas as micrografias, em MEV/SE, com aumento de 5.000 vezes, das amostras envelhecidas, respectivamente, nas condições 450 °C por 3 h, 480 °C por 5 h e 540 °C por 3 h.

Nas micrografias das amostras envelhecidas podem-se notar claramente os contornos de grão da matriz martensítica, onde os pacotes de ripas se acomodam no grão da austenita

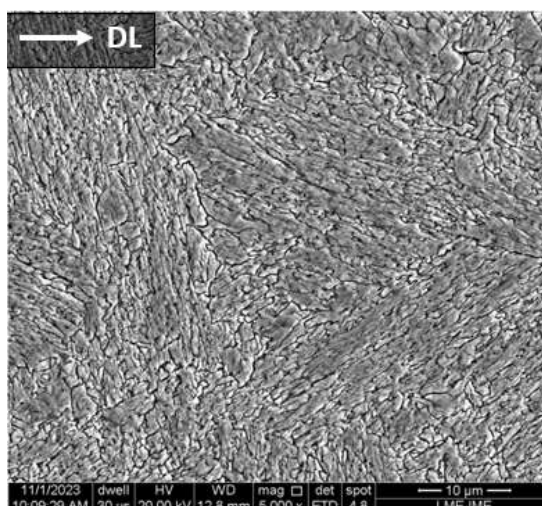


Figura 56 – Micrografia (MEV/SE) da amostra envelhecida a 450°C por 3 h.

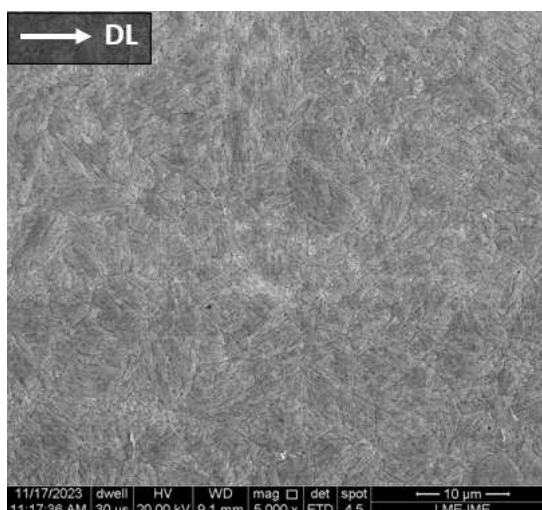


Figura 57 – Micrografia (MEV/SE) da amostra envelhecida a 480°C por 5 h.

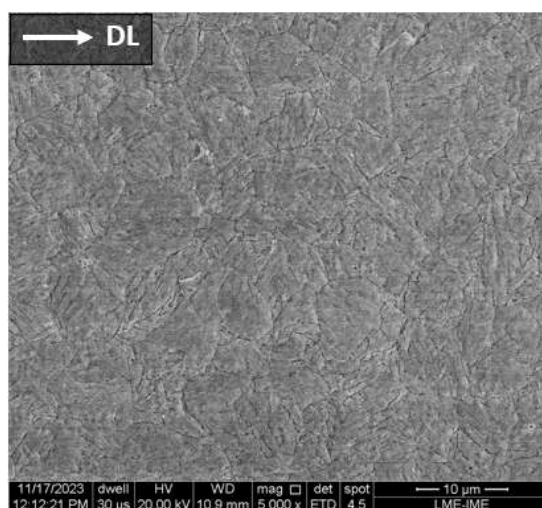


Figura 58 – Micrografia (MEV/SE) da amostra envelhecida a 540°C por 3 h.

prévia. Para as amostras envelhecidas a 450 °C por 3 h e 480 °C por 5 h não há indícios de formação de austenita revertida.

Apesar de Viswanathan, Dey e Sethumadhavan (2005) não terem observado a presença de austenita revertida até 540 °C por 3 h, neste trabalho foram observadas regiões que aparentam ter semelhança com as microrregiões observadas por Freitas (2018), apresentadas na Figura 19. Entretanto, seria necessário realizar caracterizações adicionais para afirmar se tratar de austenita revertida. Na Figura 59 está apresentada uma micrografia, com aumento de 10.000 vezes, destacando, com seta vermelha, uma dessas regiões presente na amostra envelhecida a 540 °C por 3 h.

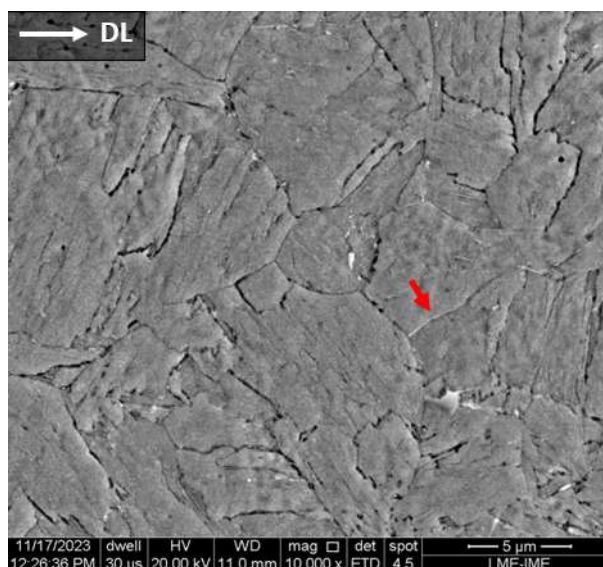


Figura 59 – Micrografia (MEV/SE), aumento 10.000 vezes, destacando com a seta vermelha, supostamente, a presença de austenita revertida na amostra envelhecida a 540 °C por 3 h, DL.

Dada as variações térmicas do forno utilizado no tratamento térmico, a temperatura utilizada neste trabalho é praticamente igual a utilizada por Freitas (2018). Porém, neste trabalho, o material só foi exposto a 3 h na temperatura de 540 °C. Se realmente tratar-se de austenita revertida, ela estaria numa etapa inicial de formação, sendo esperado que as evidências sejam mais discretas que as observadas por aquele autor.

Outros fatores que corroboram com o possível registro da formação, ainda que incipiente, de austenita revertida, é a redução da dureza na liga (Tabela 10, Figura 33) e a redução na tenacidade (Tabela 20) observada nos ensaios dinâmicos para o envelhecimento a 540 °C por 3 h.

Como o material foi recebido já na condição solubilizada e, após isso, foi realizado apenas o tratamento térmico de envelhecimento, os envelhecimentos realizados não promoveram uma modificação estrutural na matriz. Foram observados, no entanto, indícios de que o grau de saturação da matriz em elementos de liga está diminuindo com o aumento

da temperatura de envelhecimento, evidenciado pelo aumento da reatividade da matriz ao ataque químico, uma vez que os contornos de grão se tornaram mais reativos. A redução do grau de saturação é acompanhada pela formação de precipitados nanométricos, que estão fora do limite de resolução das análises conduzidas em um MEV e, dessa forma, não foram visualizados utilizando esta técnica.

4.2.8 Análise da Superfície de Fratura

Para cada grupo ensaiado balisticamente, buscou-se analisar um impacto, cuja superfície de fratura estivesse em uma posição mais sobressalente em relação à placa, permitindo ser acessada pelo microscópio portátil. Na Figura 60 (a) está apresentada a imagem do impacto número 3 na placa envelhecida a 450 °C por 3 h. A região delimitada pelo círculo vermelho em (a) foi visualizada, com baixo aumento, obtendo a micrografia em (b), que, por sua vez, teve a região do círculo vermelho ampliada, originando a micrografia em (c).



Figura 60 – Aspecto macrográfico (a) e detalhes micrográficos (b,c) da superfície de fratura do impacto balístico número 3 que atingiu a placa envelhecida a 450 °C por 3 h.

Procedimento semelhante foi utilizado nas Figuras 61 e 62, que apresentam, respectivamente os impactos número 5 nas placas envelhecidas a 480 °C por 5 h e a 540 °C por 3 h.

Na análise macroscópica das superfícies de fratura apresentadas nas Figura 60 (a), Figura 61 (a) e Figura 62 (a), observa-se que a fratura apresenta aspecto frágil. Entretanto, não foi possível observar o aspecto microscópico da fratura, devido às limitações do equipamento utilizado e do posicionamento das superfícies analisadas.

Na Figura 60 (c), observam-se possíveis trincas, identificadas por meio das setas em vermelho, que sugerem, a nível microscópico, um caráter frágil à fratura na placa envelhecida a 450 °C por 3 h.

Na Figura 61 (c), observa-se uma região na qual aparenta existir planos de clivagem. Tal região possui semelhanças com os planos de clivagem observados na superfície de



Figura 61 – Aspecto macrográfico (a) e detalhes micrográficos (b,c) da superfície de fratura do impacto balístico número 5 que atingiu a placa envelhecida a 480 °C por 5 h.



Figura 62 – Aspecto macrográfico (a) e detalhes micrográficos (b,c) da superfície de fratura do impacto balístico número 5 que atingiu a placa envelhecida a 540 °C por 3 h.

fratura de uma liga de níquel, apresentados na Figura 63.

Na Figura 62 (c) observa-se, na placa envelhecida a 540 °C por 3 h, a presença de algumas linhas paralelas e descontínuas que aparentam ser provenientes do contato com fragmentos do projétil e/ou da placa superior. A formação dessas marcas é possível em virtude da fragilização do material verificada nos ensaios dinâmicos.

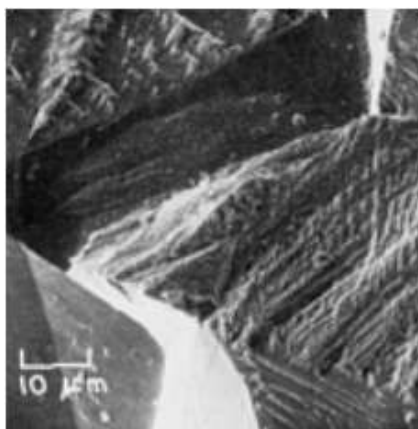


Figura 63 – Micrografia (MEV), com aumento de 1000 vezes, da superfície de fratura de uma liga de níquel apresentando planos de clivagem (Fractographs, 1992).

5 CONCLUSÃO

Com base nos resultados observados nas caracterizações realizadas e no ensaio balístico, foi possível concluir que:

- a realização da laminação a quente em escala piloto dos tarugos de aço *maraging* 250 fornecidos pela empresa Villares Metals S.A. levou à formação de uma camada de óxido seguida por uma camada de liga modificada, em ambas as superfícies da placa. Aparentemente, o forno sem atmosfera protetiva utilizado para o tratamento térmico de envelhecimento não intensificou a oxidação já existente no material como recebido.
- a existência de resquíços da camada de liga modificada nas amostras utilizadas nas caracterizações microestruturais provocou impactos em algumas análises, principalmente na ferritoscopia e na difração de raios X. Entretanto, acredita-se que a análise balística não foi prejudicada, uma vez que a espessura de tal camada é pequena frente à espessura total da placa.
- o aço *maraging* envelhecido apresentou propriedades mecânicas superiores à condição solubilizada. Dentre as condições de envelhecimento estudadas, o aquecimento a 480 °C por 5 horas proporcionou melhores propriedades mecânicas.
- as condições envelhecidas a 450 °C e a 540 °C, ambas por 3 horas de tratamento, apresentaram propriedades mecânicas semelhantes nos ensaios quase-estáticos. Entretanto, nos ensaios dinâmicos, observou-se uma redução na tenacidade do material envelhecido a 540 °C por 3 horas, o que impactou em termos do comportamento balístico.
- no ensaio balístico, observou-se que ocorreu a fragmentação do projétil em todos os casos analisados. Observou-se ainda que o melhor comportamento balístico foi obtido para a configuração em que o conjunto foi envelhecido a 480 °C por 5 horas.
- com relação à posição do impacto balístico, observou-se que a I – I apresentou o melhor comportamento balístico.
- quanto à existência de uma camada intermediária de ar atmosférico entre as placas poliondulares de aço *maraging* 250, não foram observados desvios significativos na trajetória do projétil. Apenas leves desvios foram observados em alguns impactos que atingiram a placa superior na posição inclinado, porém insuficientes para alterar a posição de impacto na placa inferior.

- na análise microestrutural conduzida com auxílio do MEV, não foram observadas modificações estruturais na matriz martensítica em virtude dos envelhecimentos realizados. Verificaram-se apenas indícios de formação de austenita revertida na amostra envelhecida a 540 °C por 3 horas, que aparentemente apresentou evidências de fragilização verificada nos ensaios dinâmico e nos aspectos observados na análise da fratura conduzida após ensaio balístico.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

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

- Realizar desbaste controlado em ambas as superfícies durante a preparação das amostras para caracterização microestrutural de forma a quantificar com exatidão o percentual de austenita revertida nas amostras envelhecidas através das técnicas de difração de raios X e ferritoscopia, correlacionando os resultados encontrados.
- Realizar um estudo pormenorizado da difração de raios X, utilizando na análise quantitativa informações sobre parâmetros de rede das fases do aço *maraging* 250 obtidos por meio da microscopia eletrônica de transmissão;
- Caracterizar o aço *maraging* 250 após a conformação, por meio de amostras retiradas das diferentes regiões da placa poliondular;
- Analisar o desempenho balístico de amostras poliondulares sem espaçamento;
- Analisar o desempenho balístico de amostras poliondulares utilizando placas com espessuras diferentes;
- Analisar em MEV a superfície de fratura das amostras após o ensaio balístico; e
- Aprofundar o estudo do comportamento dinâmico do aço *maraging* 250, com variação das taxas de deformação e dos parâmetros de envelhecimento.

REFERÊNCIAS

- ABDEL-WAHED, M. A.; SALEM, A. M.; ZIDAN, A. S.; RIAD, A. M. Penetration of a small caliber projectile into single and multi-layered targets. In: EDP SCIENCES. *EPJ Web of Conferences*. [S.l.], 2010. v. 6, p. 02004.
- ABNT. *NBR 15000-2: Sistemas de blindagem — proteção balística - parte 2: Classificação, requisitos e métodos de ensaio ara materiais planos*. Rio de Janeiro, 2020.
- ALMOHANDES, A. A.; ABDEL-KADER, M. S.; ELEICHE, A. M. Experimental investigation of the ballistic resistance of steel-fiberglass reinforced polyester laminated plates. *Composites Part B: Engineering*, Elsevier, v. 27, n. 5, p. 447–458, 1996.
- ASTM. *E8/E8M - 21: Standard test methods for tension testing of metallic materials*. USA, 2021.
- BEN-DOR, G.; DUBINSKY, A.; ELPERIN, T. New results on ballistic performance of multi-layered metal shields. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Elsevier, v. 88, p. 1–8, 2017.
- BERNS, H.; THEISEN, W. *Ferrous materials: steel and cast iron*. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 2008.
- BOKHARI, D.; TEAGLE, M.; HORSFALL, I. Terminal ballistics of 7.62 mm armour piercing projectiles against spaced, oblique RHA plates. 2016.
- BØRVIK, 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*, Elsevier, v. 36, n. 7, p. 948–964, 2009.
- BROWN, L. M.; HAM, R. K. Strengthening methods in crystals. *Applied Science, London*, v. 9, 1971.
- BUCHAR, J.; VOLDRICH, J.; ROLC, S.; LISY, J. Ballistic performance of dual hardness armor. In: *Proceedings of the 20th International Symposium on Ballistics*. [S.l.: s.n.], 2002. p. 23–27.
- CHEN, W. W.; SONG, B. *Split Hopkinson (Kolsky) bar: design, testing and applications*. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 2010.
- CHOI, C.; CALLAGHAN, M.; SCHAAF, P. L. H. van der; DIXON, B. *DSTO Technical Report 2960: Modification of the Gurney Equation for Explosive Bonding by Slanted Elevation Angle*. [S.l.], 2014.
- CROUCH, I. G. (Ed.). *The science of armour materials*. Amsterdam: Elsevier, 2017. (Woodhead Publishing in materials). ISBN 9780081010020.
- CROUCH, I. G.; KESHARAJU, M.; NAGARAJAH, R. Characterisation, significance and detection of manufacturing defects in reaction sintered silicon carbide armour materials. *Ceramics International*, Elsevier, v. 41, n. 9, p. 11581–11591, 2015.

- CULLITY, B. D. *Elements of X-ray Diffraction*. [S.l.]: Addison-Wesley Publishing, 2014.
- CUNHA, D. F. D. *Comportamento Dinâmico de Placas Metálicas Poliondulares e sua Aplicação em Blindagens Balísticas*. Dissertação (Mestrado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2019.
- CUNHA, D. F. d.; GOMES, A. V.; BASSI, A. A.; CARDOSO, R. F. d. A.; SANDOR, L. T.; BRANDÃO, L. P. M. Análise do comportamento dinâmico de superfícies convexas de aço ABNT/AISI 4340 e sua aplicabilidade em balística. *Engenharia no Século XXI Volume 6*, p. 188, 2019.
- DACAL, T. M. L. A. *Estudo de Placas de Titânio com Superfície Poliondular para Aplicação Balística*. Dissertação (Mestrado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2021.
- DEGARMO, E. P.; BLACK, J. T.; KOHSER, R. A. *Materials and processes in manufacturing*. [S.l.]: wiley, 2003.
- 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*, Elsevier, v. 178, p. 111266, 2021.
- DEY, S.; BØRVIK, T.; TENG, X.; WIERZBICKI, T.; HOPPERSTAD, O. S. On the ballistic resistance of double-layered steel plates: an experimental and numerical investigation. *International journal of solids and structures*, Elsevier, v. 44, n. 20, p. 6701–6723, 2007.
- EXÉRCITO BRASILEIRO. *Escritório de Projetos do Exército Brasileiro*. Brasília, 2023. Disponível em: <www.epex.eb.mil.br/index.php/texto-explicativo>.
- FONSECA, D. P. M. d.; FEITOSA, A. L. M.; CARVALHO, L. G. d.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. A short review on ultra-high-strength maraging steels and future perspectives. *Materials Research*, SciELO Brasil, v. 24, 2021.
- FRACTOGRAPHS, A. of. Nickel alloys. *ASM International, ASM Handbook.*, v. 12, p. 419–857, 1992.
- FREITAS, G. H. d. O. *Efeito da Deformação a Quente e do Ciclo de Envelhecimento na Microestrutura e Dureza do Aço Maraging C350 com Ti*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2018.
- GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. *Ensaio dos materiais*. [S.l.]: Livros Técnicos e Científicos, 2017.
- GOMES, A. V. *Comportamento Balístico da Alumina com Adição de Nióbia e Variação da Geometria do Alvo*. Tese (Doutorado) — Tese (Doutorado em ciência dos Materiais)-IME, 2004.
- GOUVÊA, R. D. A. *Estudo dos Efeitos de Tratamentos Térmicos e Configurações de Placas Poliondulares de Aço Maraging 250 para Proteção Balística*. Dissertação (Mestrado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2023.

- GÜIZA, G. M. C. *Efeito da Deformação a Quente sobre a Microestrutura, Dureza e Cinética de Precipitação de um Aço Maraging C300*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2015.
- HAZELL, P. J. The development of armour materials. *Military Technology, WEHR & WISSEN*, v. 30, n. 4, p. 54, 2006.
- HAZELL, P. J. *Armour: materials, theory, and design*. [S.l.]: CRC press, 2016. 395 p. ISBN 9781482238303.
- HOPKINSON, B. The effects of momentary stresses in metals. *Proceedings of the Royal Society of London*, The Royal Society London, v. 74, n. 497, p. 498–506, 1905.
- HOSUR, M. V.; ALEXANDER, J.; VAIDYA, U. K.; JEELANI, S. High strain rate compression response of carbon/epoxy laminate composites. *Composite Structures*, Elsevier, v. 52, n. 3-4, p. 405–417, 2001.
- INCO. *18 Percent Nickel Maraging Steels-Engineering Properties*. [S.l.], 1976.
- IQBAL, M. A.; GUPTA, G.; DIWAKAR, A.; GUPTA, N. K. Effect of projectile nose shape on the ballistic resistance of ductile targets. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, Elsevier, v. 29, n. 4, p. 683–694, 2010.
- JENA, P. K.; RAMANJENEYULU, K.; KUMAR, K. S.; BHAT, T. B. Ballistic studies on layered structures. *Materials & Design*, Elsevier, v. 30, n. 6, p. 1922–1929, 2009.
- LASALVIA, J. C.; LEAVY, R. B.; HOUSKAMP, J. R.; MILLER, H. T.; MACKENZIE, D. E.; CAMPBELL, J. Ballistic impact damage observations in a hot-pressed boron carbide. *Advances in ceramic armor V*, Wiley Online Library, p. 45–55, 2010.
- LENIHAN, D.; RONAN, W.; O'DONOGHUE, P. E.; LEEN, S. B. A review of the integrity of metallic vehicle armour to projectile attack. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 233, n. 1, p. 73–94, 2019.
- LI, X.; YIN, Z. Reverted austenite during aging in 18Ni (350) maraging steel. *Materials Letters*, Elsevier, v. 24, n. 4, p. 239–242, 1995.
- MANUAL, O. Ferritoscope fmp30, determination the ferrite content of austenitic and duplex stainless steel and determination of the ratio of martensite in austenitic stainless steels. *Institut für Elektronik und Messtechnik, Sindelfingen Germany*, p. 240, 2008.
- MAWEJA, K.; STUMPF, W. The design of advanced performance high strength low-carbon martensitic armour steels: Part 1. mechanical property considerations. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 485, n. 1-2, p. 140–153, 2008.
- MEDVEDOVSKI, E. Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure. part 1. *Ceramics International*, Elsevier, v. 36, n. 7, p. 2103–2115, 2010.
- MEDVEDOVSKI, E. Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure. part 2. *Ceramics International*, Elsevier, v. 36, n. 7, p. 2117–2127, 2010.
- MEYERS, M. A. *Dynamic behavior of materials*. [S.l.]: John wiley & sons, 1994.

- MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. *Mechanical behavior of materials*. [S.l.]: Cambridge university press, 2008.
- MOLINARI, A.; MERCIER, S.; JACQUES, N. Dynamic failure of ductile materials. *Procedia Iutam*, Elsevier, v. 10, p. 201–220, 2014.
- MORITO, S.; TANAKA, H.; KONISHI, R.; FURUHARA, T.; MAKI, T. The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys. *Acta materialia*, Elsevier, v. 51, n. 6, p. 1789–1799, 2003.
- MOURITZ, A. P. *Introduction to aerospace materials*. [S.l.]: Elsevier, 2012.
- NAHME, H.; LACH, E. Dynamic behavior of high strength armor steels. *Le Journal de Physique IV*, EDP sciences, v. 7, n. C3, p. C3–373, 1997.
- NIU, M.; ZHOU, G.; WANG, W.; SHAHZAD, M. B.; SHAN, Y.; YANG, K. Precipitate evolution and strengthening behavior during aging process in a 2.5 GPa grade maraging steel. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 179, p. 296–307, 2019.
- NURICK, G. N.; WALTERS, C. E. The ballistic penetration of multiple thin plates separated by an air gap. In: *1990 SEM Spring Conference on Experimental Mechanics*. [S.l.: s.n.], 1990. p. 631–637.
- OGORKIEWICZ, R. *Tanks: 100 years of evolution*. [S.l.]: Bloomsbury Publishing, 2015.
- OLIVEIRA, S. d. S.; MONSORES, K. G. de C.; SILVA, A. O. da; MONTEIRO, S. N.; PAULA, A. dos 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*, Elsevier, v. 17, p. 2505–2517, 2022.
- PADILHA, A. F.; JUNIOR, F. S. *Encruamento, Recristalização, Crescimento De Grão E Textura*. [S.l.]: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
- PALLETI, H. K. T.; GURUSAMY, S.; KUMAR, S.; SONI, R.; JOHN, B.; VAIDYA, R.; BHOGE, A.; NAIK, N. K. Ballistic impact performance of metallic targets. *Materials & Design*, Elsevier, v. 39, p. 253–263, 2012.
- PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; TERRA, V. F.; SILVA, M. R. D.; SANTOS, D. R. D. Modeling of precipitation hardening during the aging and overaging of 18ni-co-mo-ti maraging 300 steel. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 393, n. 1-2, p. 109–113, 2005.
- PERELOMA, E.; EDMONDS, D. V. *Phase transformations in steels: fundamentals and diffusion-controlled transformations*. [S.l.]: Elsevier, 2012.
- PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. *Phase transformations in metals and alloys (revised reprint)*. [S.l.]: CRC press, 2009.
- PUBLISHING, D. *Weapon: a visual history of arms and armor*. [S.l.]: DK Publishing, 2010. 360 p. ISBN 9780756665401.
- RELINC. *Manual de Operação Split Hopkinson Pressure Bar*. [S.l.], 2014.
- ROHRBACH, K.; SCHMIDT, M. Heat treating of maraging steels. *ASM International, ASM Handbook.*, v. 4, p. 219–228, 1991.

- ROHRBACH, K.; SCHMIDT, M. Maraging steels. *ASM International, ASM Handbook.*, v. 1, p. 1869–1887, 1993.
- ROLAND, C. M.; FRAGIADAKIS, D.; GAMACHE, R. M. Elastomer–steel laminate armor. *Composite structures*, Elsevier, v. 92, n. 5, p. 1059–1064, 2010.
- ROLC, S.; BUCHAR, J.; OBDRZALEK, L.; HREBICEK, J. On the penetration process in steel laminates. *16th International Symposium on Ballistics*, 1996.
- ROSENBERG, Z.; DEKEL, E.; ROSENBERG, Z.; DEKEL, E. Plate perforation. *Terminal Ballistics*, Springer, p. 109–153, 2012.
- 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*, Elsevier, v. 94, p. 60–73, 2016.
- SANTANA, S. I. V. *Microestrutura de um Aço Maraging 350 Submetido a Tratamentos Termomecânicos*. Tese (Doutorado) — Tese de Doutorado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2017.
- SCHNITZER, R.; ZICKLER, G. A.; LACH, E.; CLEMENS, H.; ZINNER, S.; LIPPMANN, T.; LEITNER, H. Influence of reverted austenite on static and dynamic mechanical properties of a PH 13-8 Mo maraging steel. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 527, n. 7-8, p. 2065–2070, 2010.
- SHA, W.; GUO, Z. *Maraging steels: modelling of microstructure, properties and applications*. [S.l.]: Woodhead Publishing Limited, 2009.
- SHOWALTER, D. D.; GOOCH, W. A.; BURKINS, M. S.; KOCH, R. S. Ballistic testing of SSAB ultra-high-hardness steel for armor applications. *US Army Research Laboratory*, 2008.
- SILVA, A. L. V. D. C.; MEI, P. R. *Aços e Ligas Especiais*. [S.l.]: Editora Blucher, 2010.
- SINHA, P. P.; THARIAN, K. T.; SREEKUMAR, K.; NAGARAJAN, K. V.; SARMA, D. S. Effect of aging on microstructure and mechanical properties of cobalt free 18%Ni (250 grade) maraging steel. *Materials science and technology*, Taylor & Francis, v. 14, n. 1, p. 1–9, 1998.
- 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*, Elsevier, v. 197, p. 42–51, 2017.
- STEFANSSON, N.; BAILEY, R. E.; SWIATEK, G. J. *Dual hardness steel article*. [S.l.]: Google Patents, 2015. US Patent 9,182,196.
- SWEKLEJ, P.; WASILEWSKI, A.; MAGIER, M. Radar method of measuring the velocity of the fragments. *Sustainability*, MDPI, v. 15, n. 2, p. 951, 2023.
- TALONEN, J.; ASPEGREN, P.; HÄNNINEN, H. Comparison of different methods for measuring strain induced α -martensite content in austenitic steels. *Materials Science and Technology*, Taylor & Francis, v. 20, n. 12, p. 1506–1512, 2004.

- VELENTZAS, G. C. *Spaced Armor Systems*. Dissertação (Mestrado) — Universidade de Cranfield, Inglaterra, 2008.
- VILLARES METALS S.A. *Certificado de Qualidade: Aço Maraging 250*: corrida 5704014. São Paulo, 2014.
- VISWANATHAN, U. K.; DEY, G. K.; ASUNDI, M. K. Precipitation hardening in 350 grade maraging steel. *Metallurgical Transactions A*, Springer, v. 24, p. 2429–2442, 1993.
- VISWANATHAN, U. K.; DEY, G. K.; SETHUMADHAVAN, V. Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18 ni (350) maraging steel. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 398, n. 1-2, p. 367–372, 2005.
- VOORDE, M. J. van de; DIEDEREN, A. M.; HERLAAR, K. Preliminary investigations of potential light weight metallic armour applications. DEStech Publications Inc., 2005.
- WORSHAM, M. J.; TREADWAY, S. K.; SHIRLEY, A. D. Defeat of high velocity projectiles by a novel spaced armor system. *Procedia Engineering*, Elsevier, v. 58, p. 338–347, 2013.
- YADAV, S.; RAVICHANDRAN, G. Penetration resistance of laminated ceramic/polymer structures. *International Journal of Impact Engineering*, Elsevier, v. 28, n. 5, p. 557–574, 2003.
- YAZIV, D.; REIFEN, Y.; KIVITY, Y. Spacing effect on the performance of ceramic targets. *16th International Symposium on Ballistics*, 1996.
- YONG, M.; IANNUCCI, L.; FALZON, B. G. Efficient modelling and optimisation of hybrid multilayered plates subject to ballistic impact. *International journal of impact engineering*, Elsevier, v. 37, n. 6, p. 605–624, 2010.
- YOUNG, R. A. Introduction to the Rietveld method. *The Rietveld Method*, International Union of Crystallography Monographs on Crystallography, v. 5, p. 1–38, 1995.
- ZHOU, T.; FALESKOG, J.; BABU, R. P.; ODQVIST, J.; YU, H.; HEDSTRÖM, P. Exploring the relationship between the microstructure and strength of fresh and tempered martensite in a maraging stainless steel Fe–15Cr–5Ni. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 745, p. 420–428, 2019.

ANEXO A – IMPACTOS DO ENSAIO BALÍSTICO

Neste anexo estão apresentados os gráficos da velocidade em função do tempo, gerados pelo software do Radar Doppler SL-520P, relativos a todos os impactos do ensaio balístico.

A.1 Grupo 1

Nesta seção, encontram-se os gráficos relativos aos corpos de prova do Grupo 1, CP_450_1 e CP_450_2, para todos os cinco impactos do ensaio balístico.

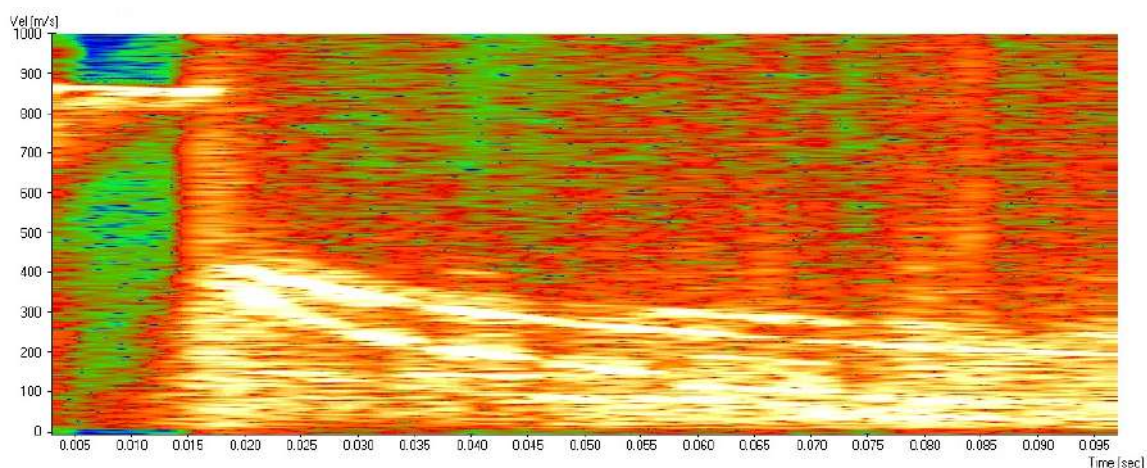


Figura 64 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o primeiro impacto no CP 450_1.

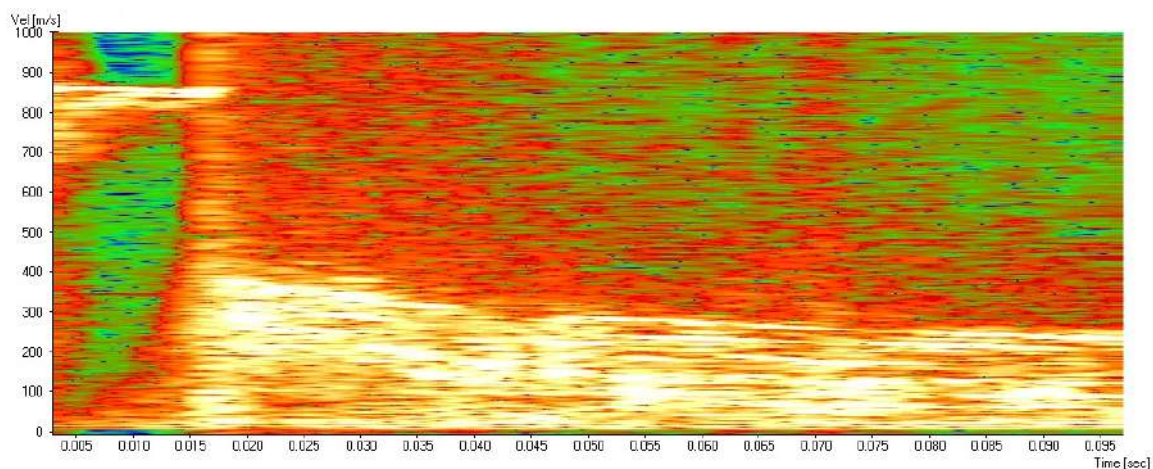


Figura 65 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o segundo impacto no CP 450_1.

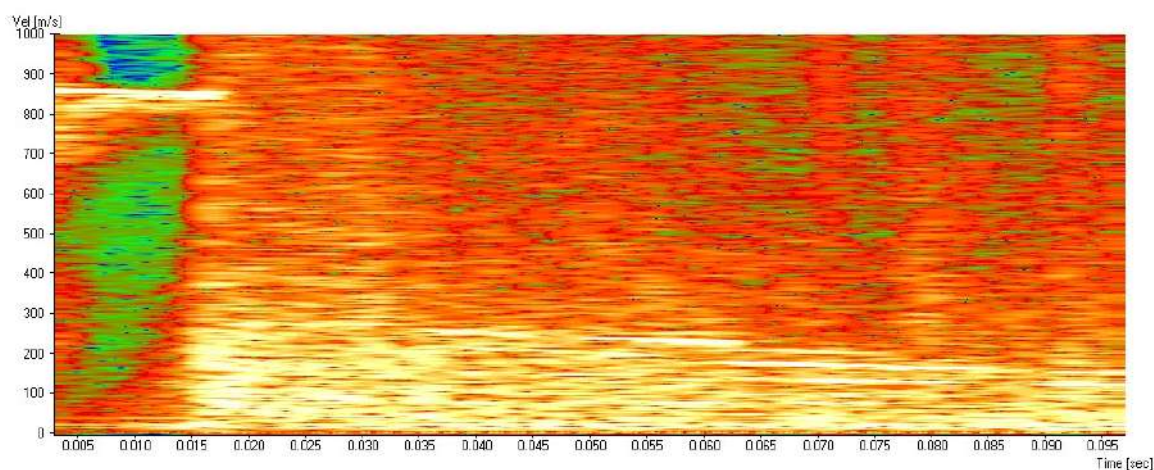


Figura 66 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o terceiro impacto no CP 450_1.

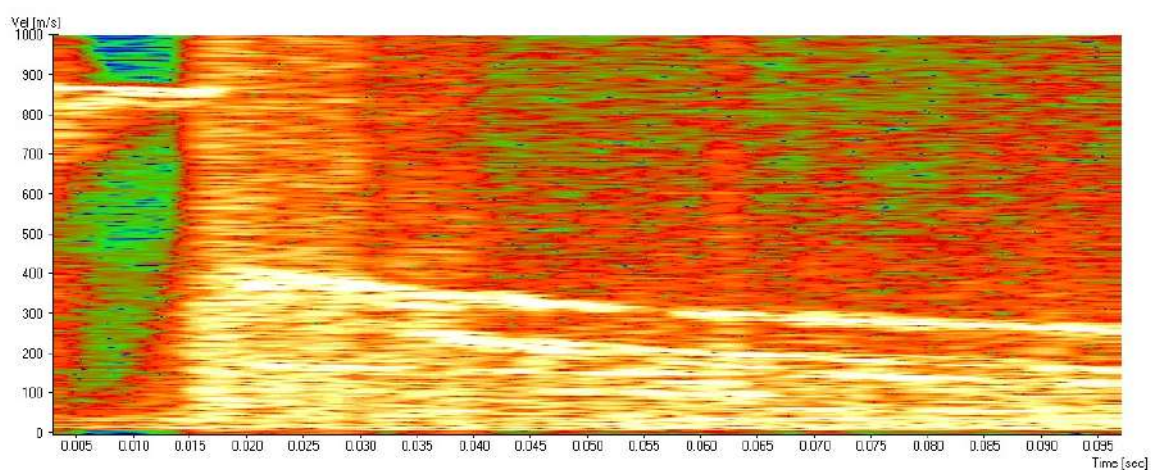


Figura 67 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o quarto impacto no CP 450_1.

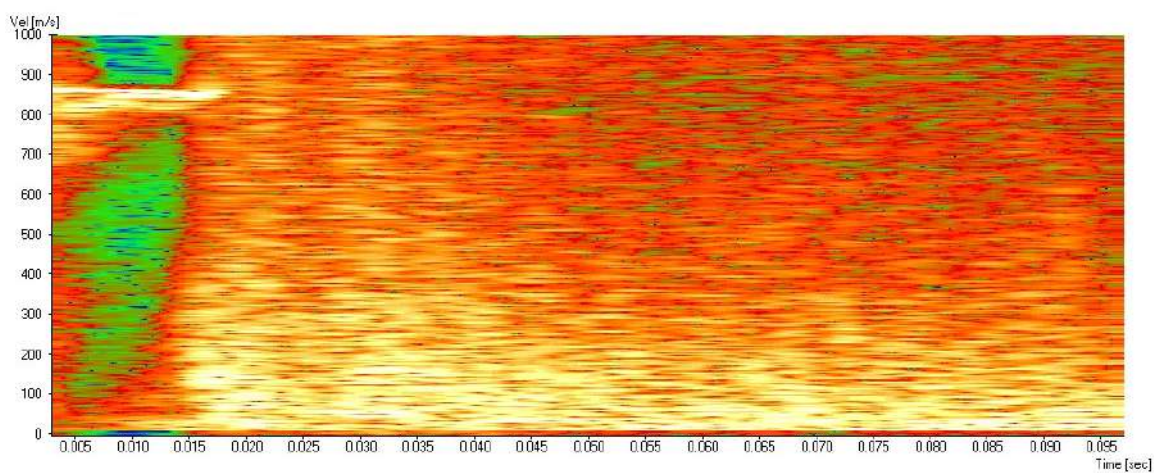


Figura 68 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o quinto impacto no CP 450_1.

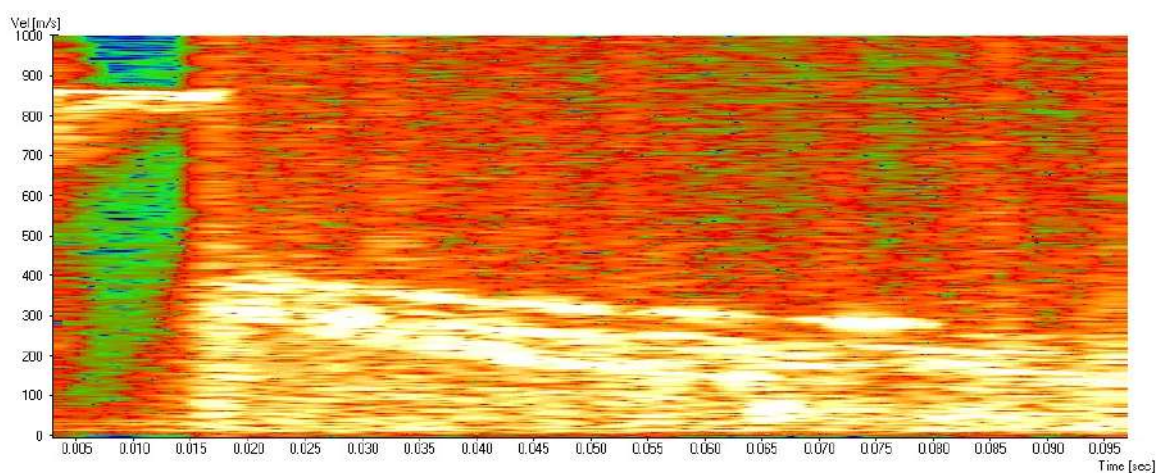


Figura 69 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o primeiro impacto no CP 450_2.

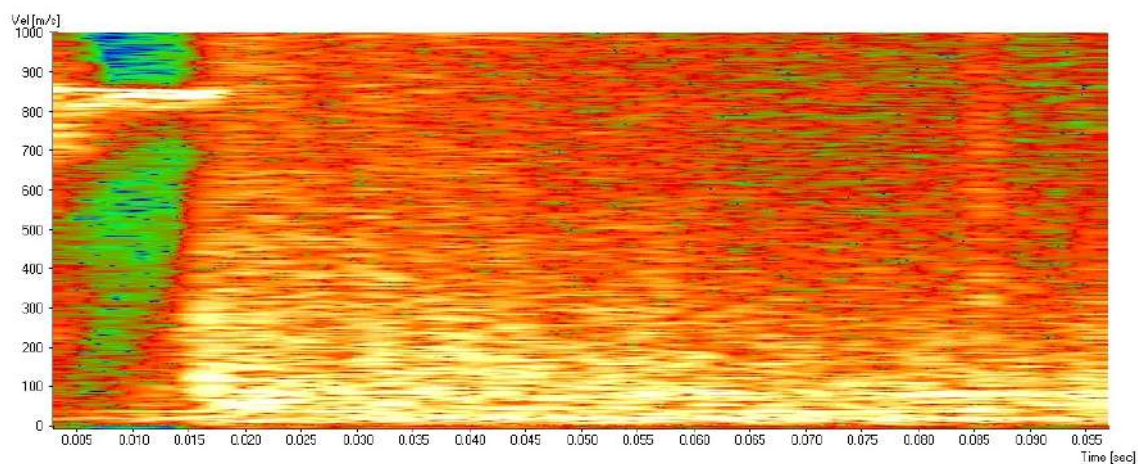


Figura 70 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o segundo impacto no CP 450_2.

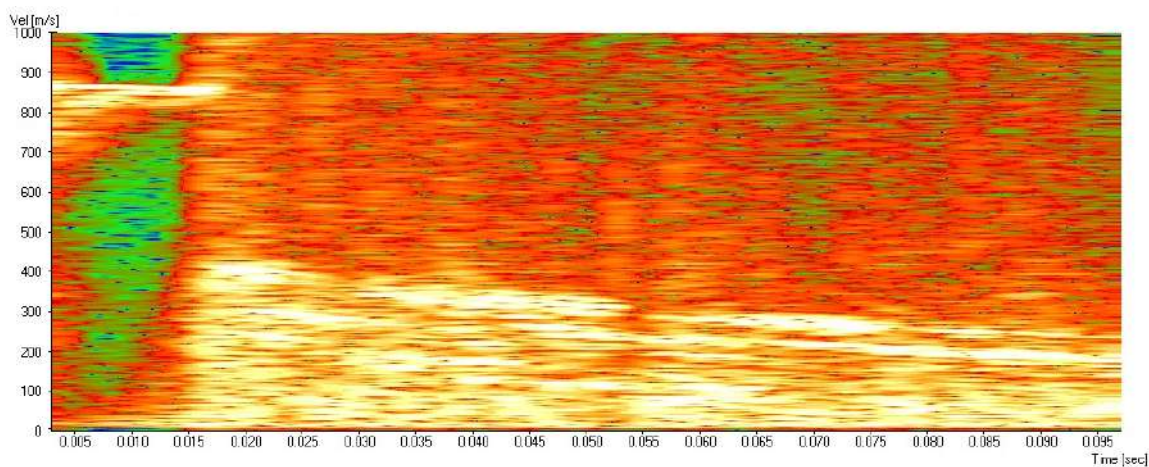


Figura 71 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o terceiro impacto no CP 450_2.

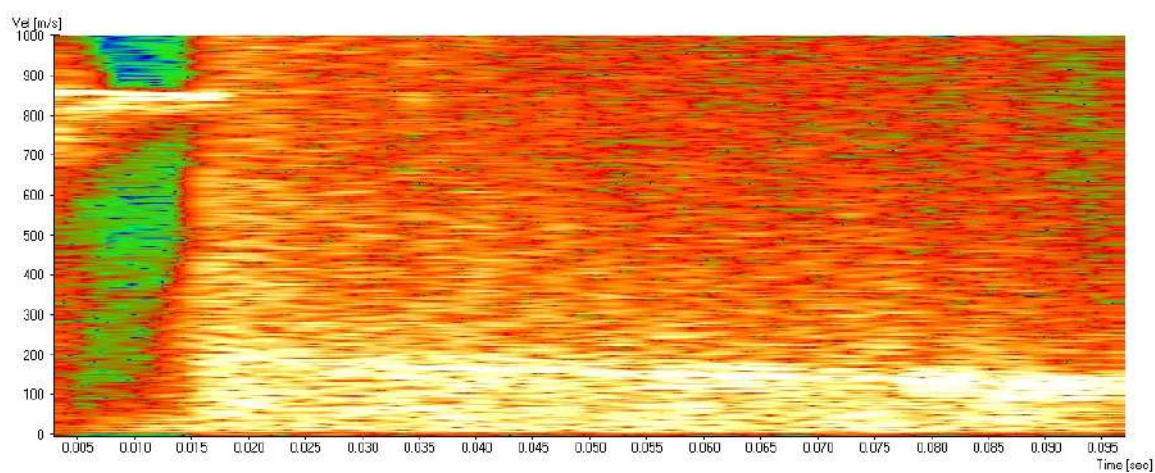


Figura 72 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o quarto impacto no CP 450_2.

A.2 Grupo 2

Nesta seção, encontram-se os gráficos relativos aos corpos de prova do Grupo 2, CP_480_1 e CP_480_2, para todos os cinco impactos do ensaio balístico.

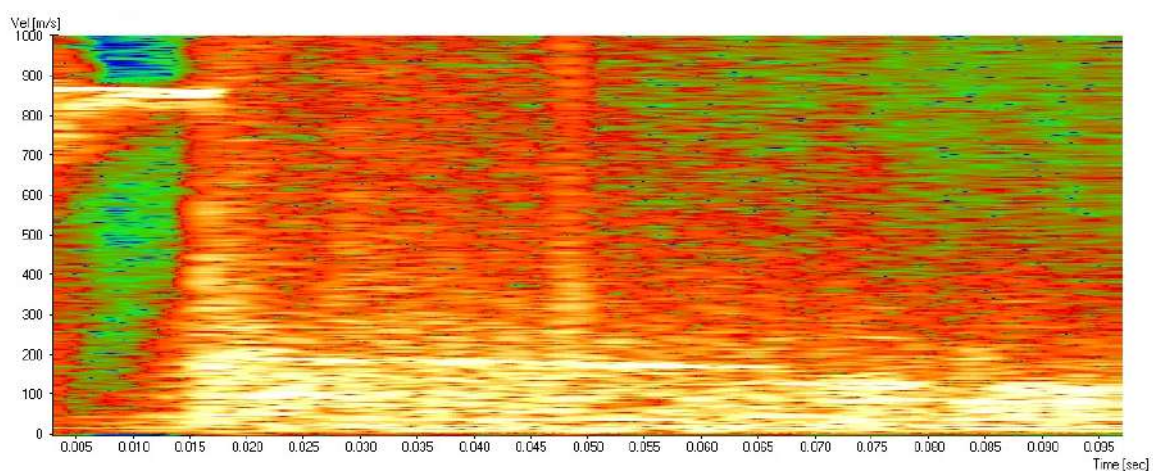


Figura 73 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o primeiro impacto no CP 480_1.

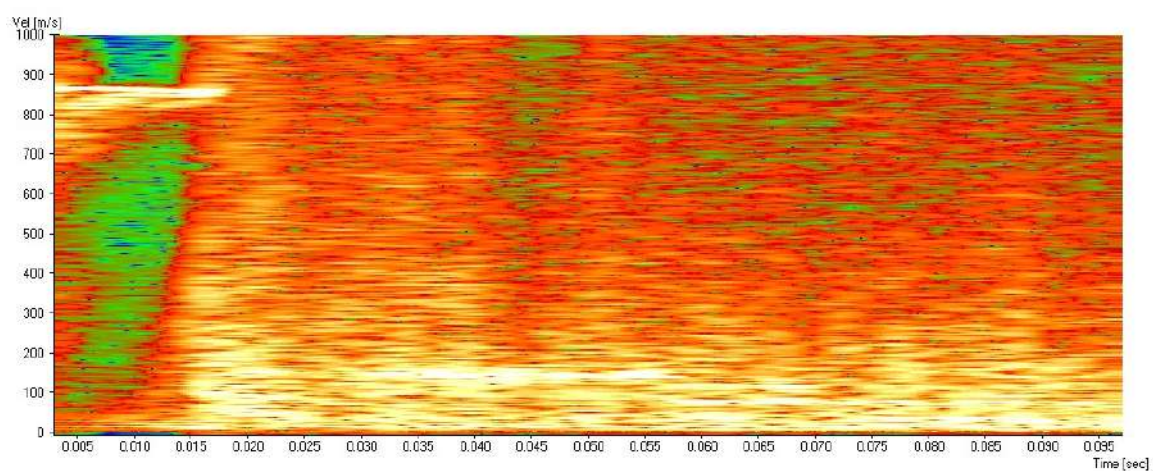


Figura 74 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o segundo impacto no CP 480_1.

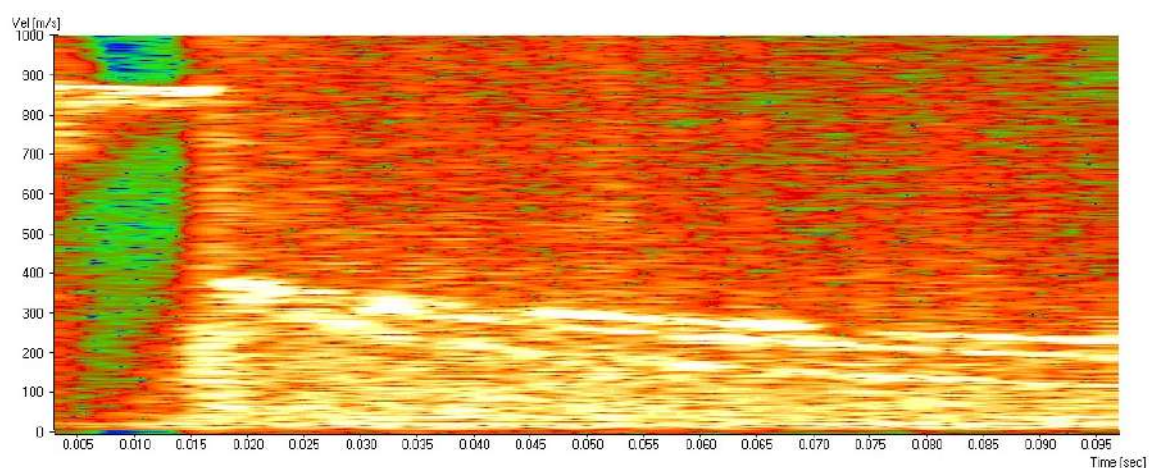


Figura 75 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o terceiro impacto no CP 480_1.

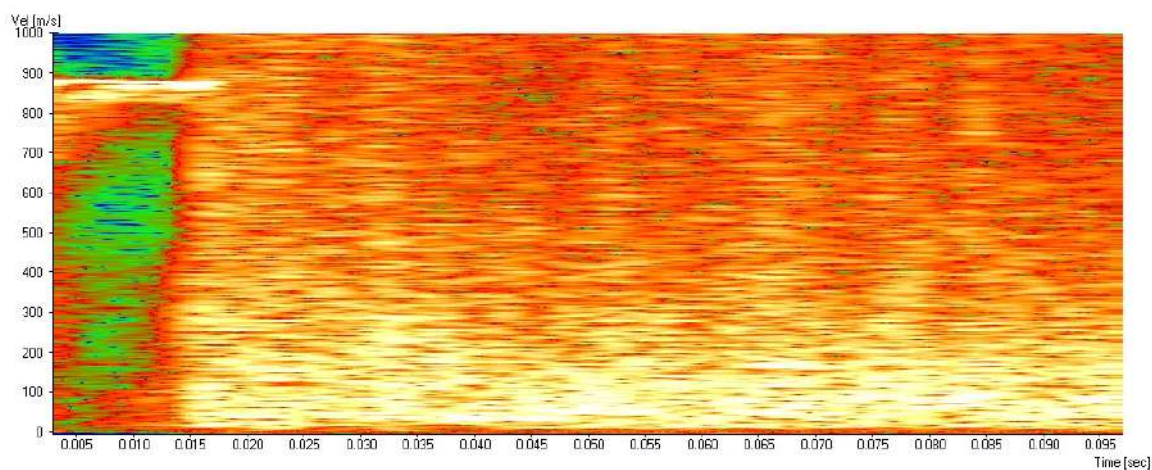


Figura 76 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o quarto impacto no CP 480_1.

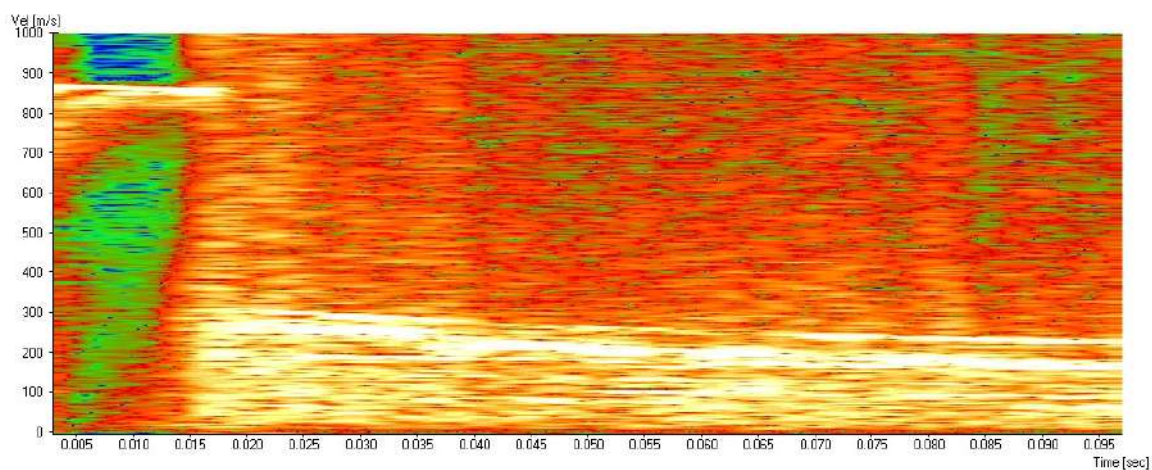


Figura 77 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o quinto impacto no CP 480_1.

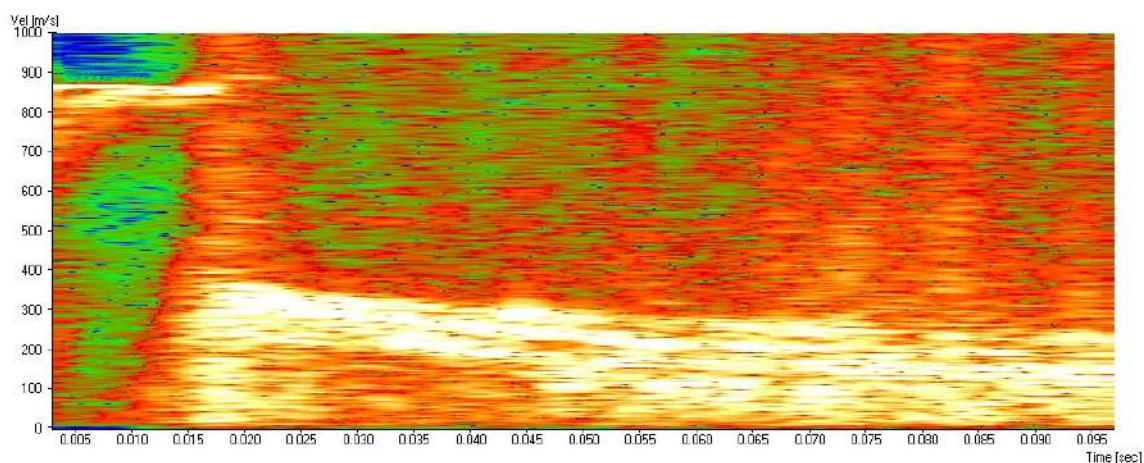


Figura 78 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o primeiro impacto no CP 480_2.

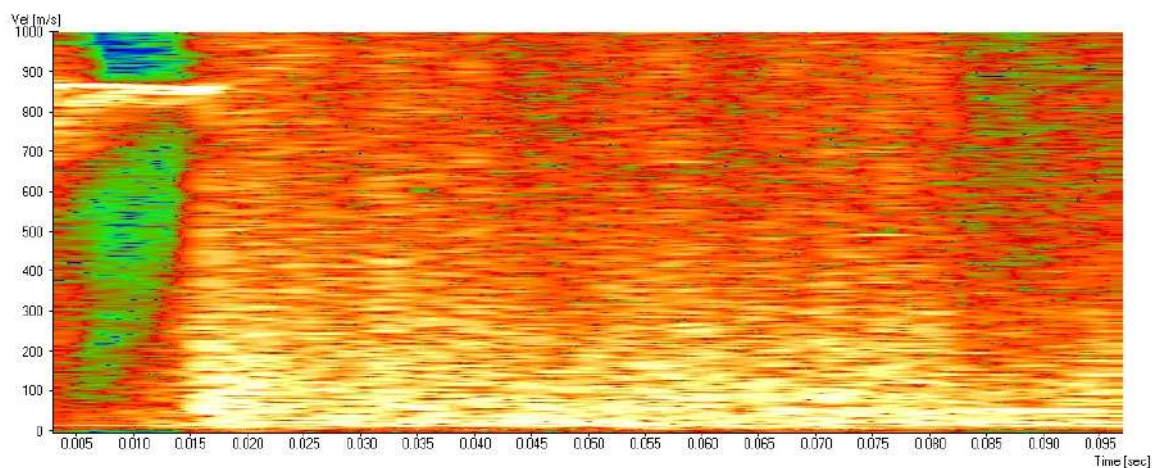


Figura 79 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o segundo impacto no CP 480_2.

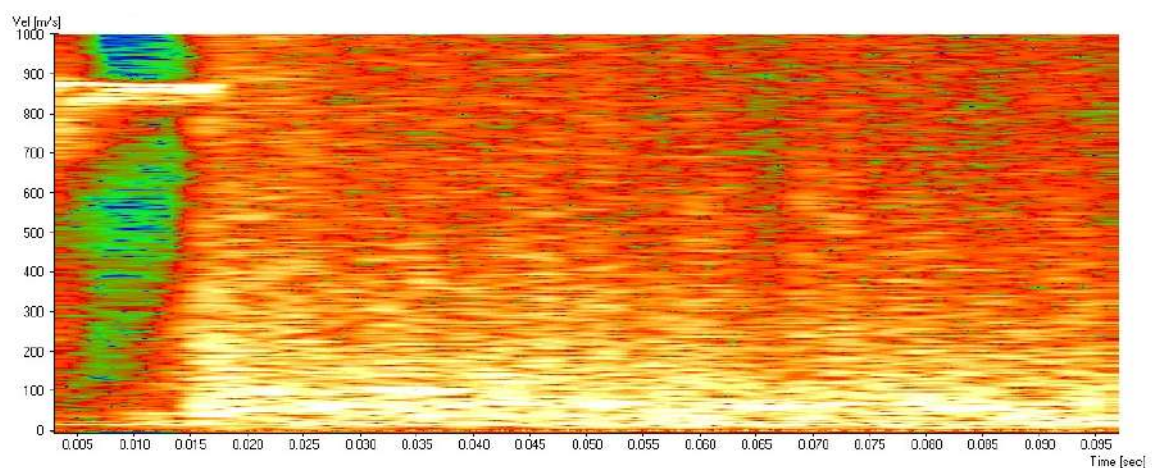


Figura 80 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o terceiro impacto no CP 480_2.

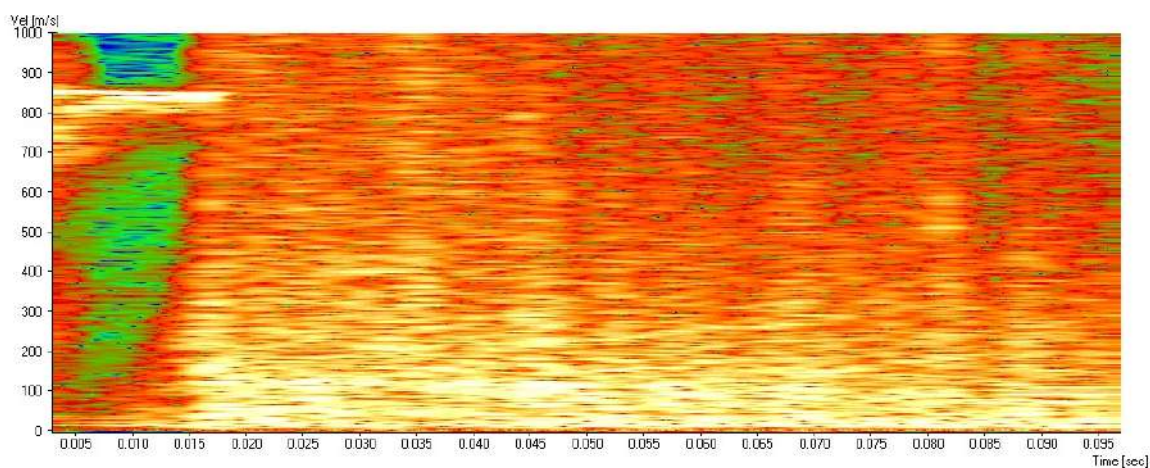


Figura 81 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o quarto impacto no CP 480_2.

A.3 Grupo 3

Nesta seção, encontram-se os gráficos relativos aos corpos de prova do Grupo 3, CP_540_1 e CP_540_2, para todos os cinco impactos do ensaio balístico.

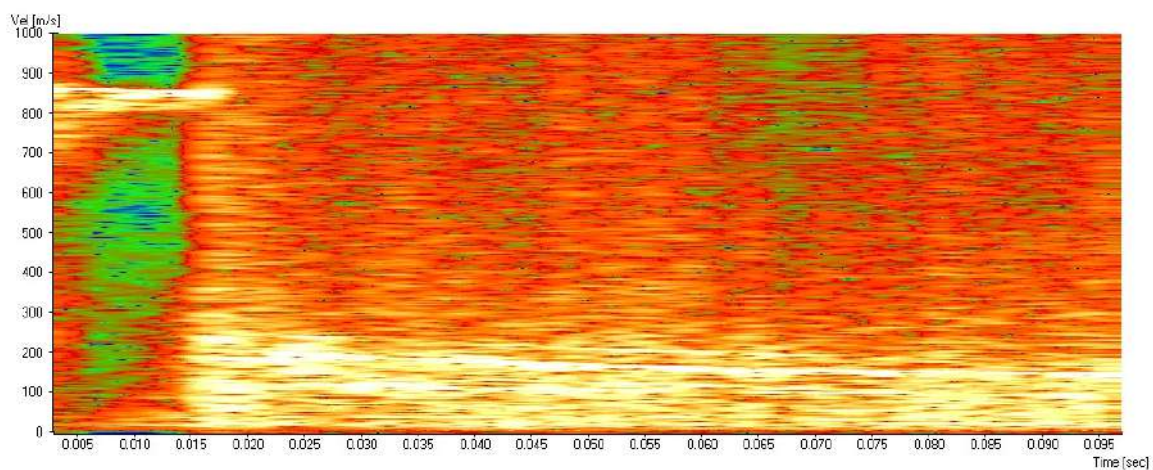


Figura 82 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o primeiro impacto no CP 540_1.

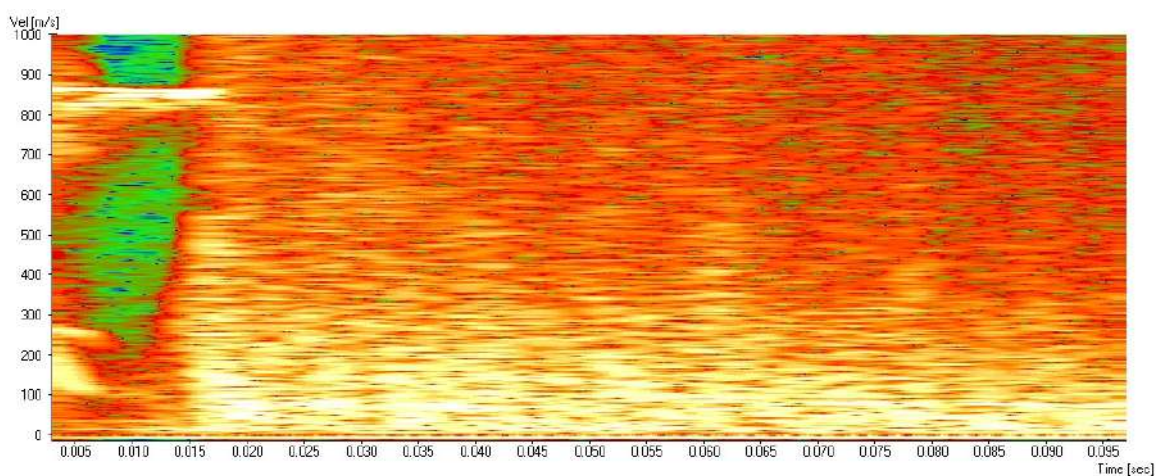


Figura 83 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o segundo impacto no CP 540_1.

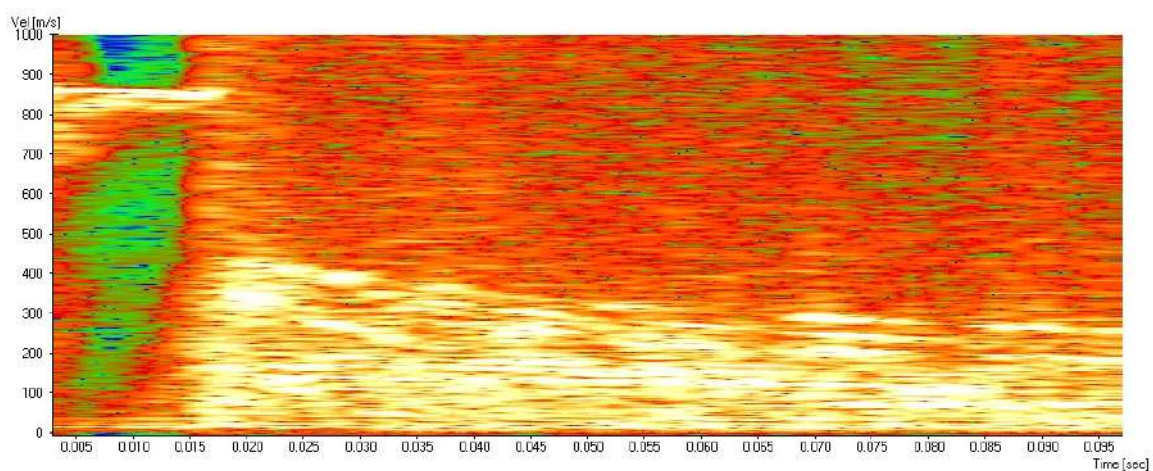


Figura 84 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o terceiro impacto no CP 540_1.

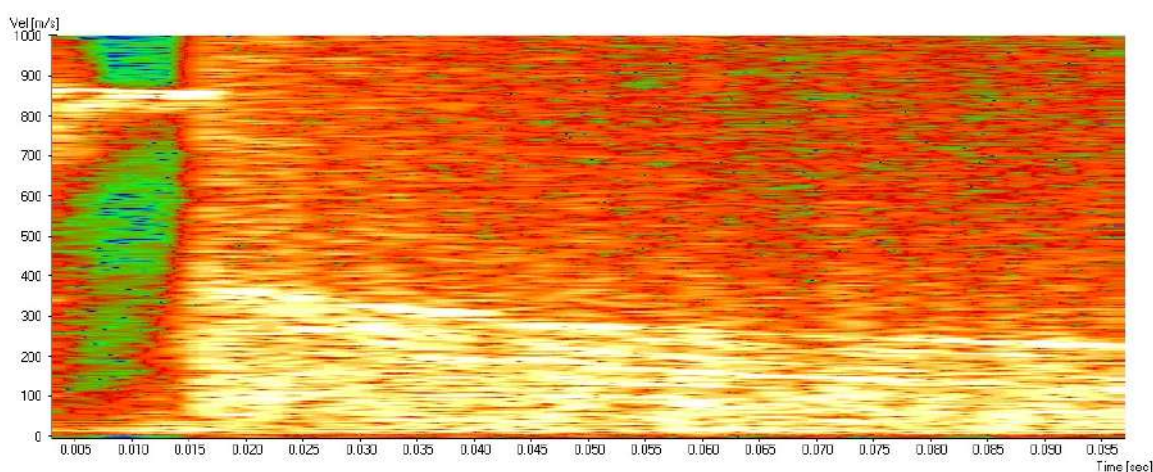


Figura 85 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o quarto impacto no CP 540_1.

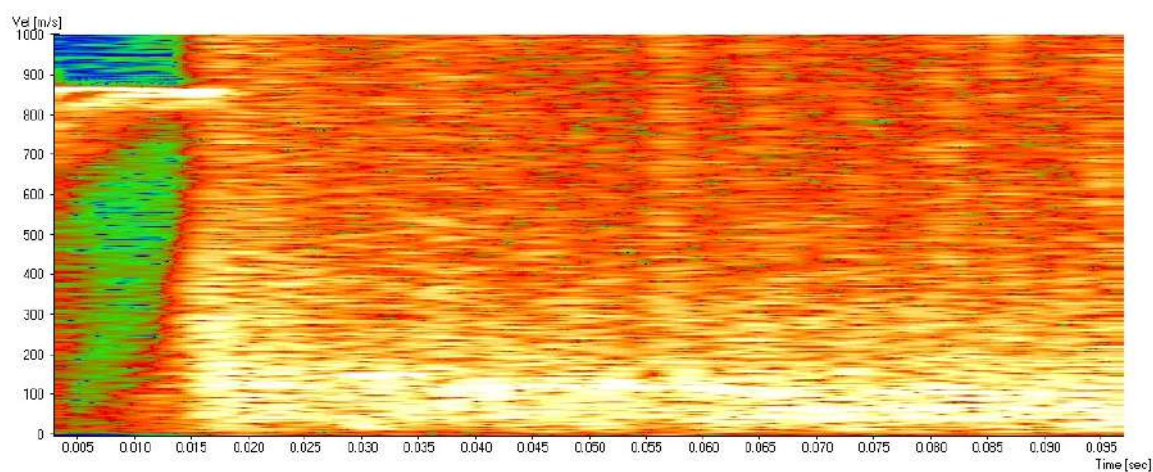


Figura 86 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o quinto impacto no CP 540_1.

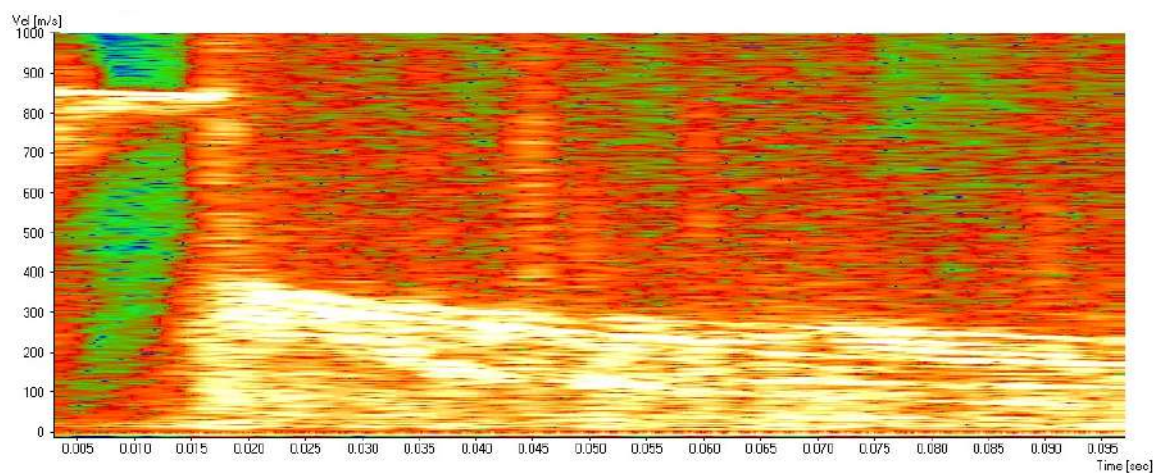


Figura 87 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o primeiro impacto no CP 540_2.

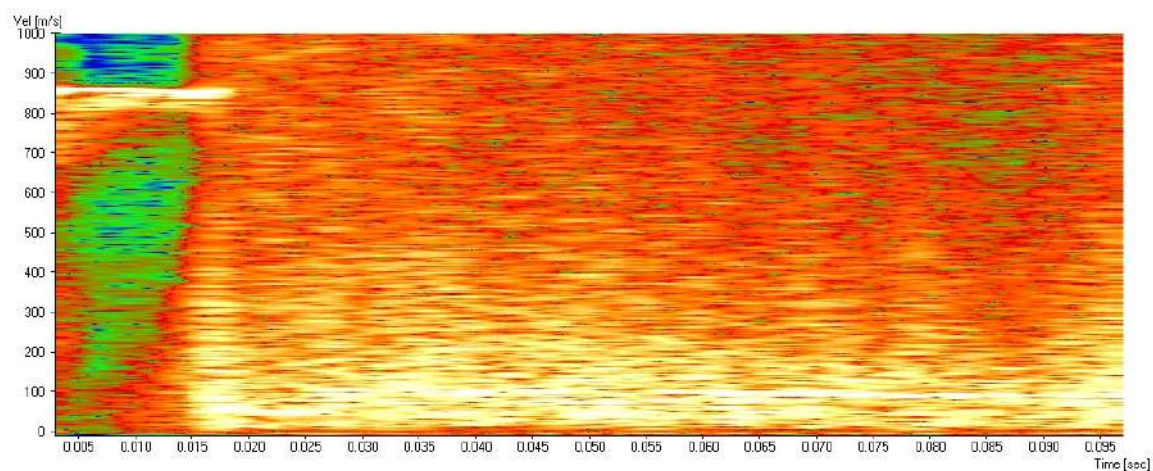


Figura 88 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o segundo impacto no CP 540_2.

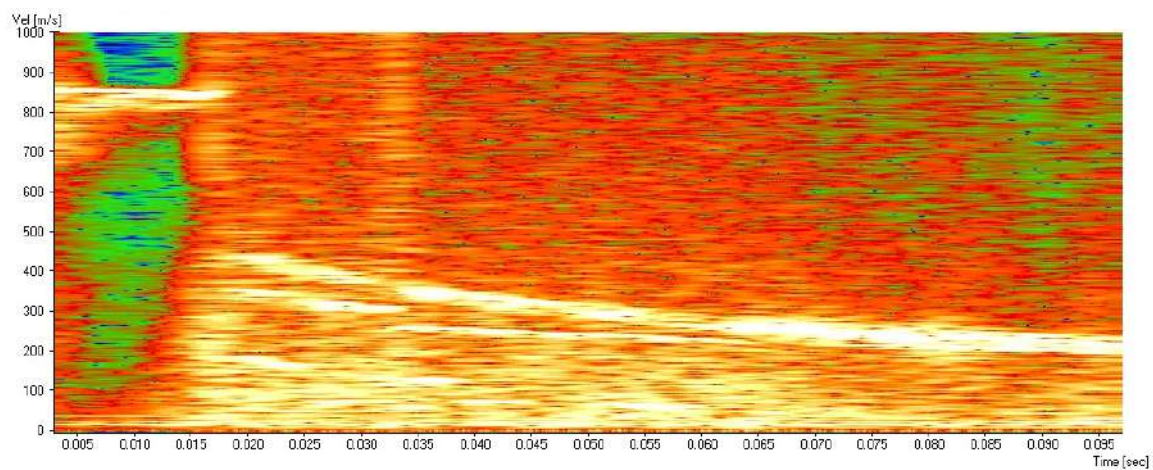


Figura 89 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o terceiro impacto no CP 540_2.

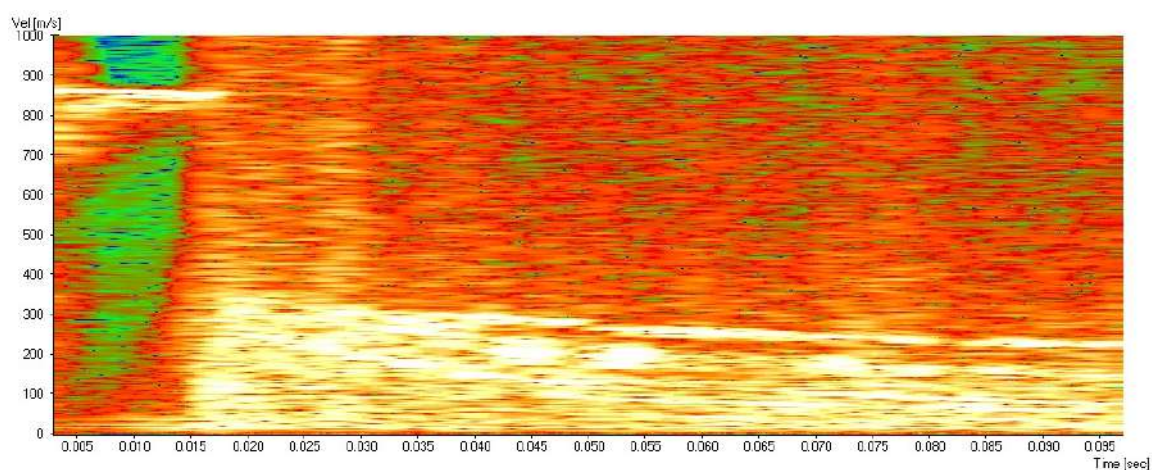


Figura 90 – Gráfico da velocidade em função do tempo obtido pelo software do radar *Doppler* para o quarto impacto no CP 540_2.