

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ALFENAS
CAMPUS POÇOS DE CALDAS

JORDAN JUNQUEIRA SOUZA

**ESTUDO DO DESEMPENHO DE AÇO CARBONO UTILIZADO EM
BLINDAGEM BALÍSTICA DE CARROS DE COMBATE**

Poços de Caldas / MG

2017

JORDAN JUNQUEIRA SOUZA

**ESTUDO DO DESEMPENHO DE AÇO CARBONO UTILIZADO EM
BLINDAGEM BALÍSTICA DE CARROS DE COMBATE**

Dissertação apresentada como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Alfenas. Área de Concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador (a): Dra. Neide Aparecida Mariano

Coorientador: Dr. Christian Frederico de Ávila Von Dollinger

Poços de Caldas / MG

2017

JORDAN JUNQUEIRA SOUZA

**ESTUDO DO DESEMPENHO DE AÇO CARBONO UTILIZADO EM
BLINDAGEM BALÍSTICA DE CARROS DE COMBATE**

A banca examinadora abaixo-assinada,
aprova a Dissertação apresentada como
parte dos requisitos para obtenção do
título de mestre em Ciência e
Engenharia de Materiais, pelo Programa
de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais da
Universidade Federal de Alfenas.

Área de Concentração: Ligas Metálicas
e Aplicações Tecnológicas

Aprovada em: 14 de Dezembro de 2017.



Prof(a.) Dr(a). Neide Aparecida Mariano

Instituição: Universidade Federal de Alfenas - UNIFAL-MG



Prof(a.) Dr(a). Dra. Erika Trindade Coaglia Ramos

Instituição: Universidade Federal de Alfenas - UNIFAL-MG



Prof(a.) Dr(a). Dr. Renato Chaves

Instituição: Instituto Federal de São João da Boa Vista - IFSP

Dados Internacionais de Catalogação-na-Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal de Alfenas
Biblioteca campus Poços de Caldas

S729e Souza, Jordan Junqueira.

Estudo do desempenho de aço carbono utilizado em blindagem balística de carros de combate / Jordan Junqueira Souza. -- Poços de Caldas/MG, 2017.

130 f. –

Orientador(a): Neide Aparecida Mariano.

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Alfenas, campus Poços de Caldas, 2017.

Bibliografia.

1. Balística Terminal. 2. Bandas de Cisalhamento Adiabático. 3. Blindagem de Carros de Combate. I. Mariano, Neide Aparecida. II. Título.

CDD – 620.11

À Deus, à Nosso Senhor Jesus Cristo,
à Virgem Maria Santíssima e à minha Família

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, meus agradecimentos sinceros à Deus Pai, ao Nosso Senhor Jesus Cristo e a Virgem Maria Santíssima pelo dom da vida, da criatividade, da busca sincera pela Verdade, pelo conhecimento e da minha inteligência, ao meu Santo Anjo da Guarda que me inspirou desde a vontade de cursar o PPG-CEM UNIFAL até a concretização deste trabalho; aos meus pais Jorge de Souza e Roseli Junqueira Souza, ao meu irmão Douglas Junqueira Souza e a minha namorada Luciane Perencin que me apoiaram e me incentivaram de todas as formas para a realização deste mestrado.

Agradeço sincera e imensamente à minha orientadora e professora Neide Mariano por ter me acolhido primeiramente como orientado, por ter me guiado, me orientado neste trabalho e pela paciência e compaixão com a minha pessoa nos momentos necessários, agradeço ao meu co-orientador Christian Von Dollinger pela oportunidade de trabalhar com o tema e principalmente pelo fornecimento da chapa e das primeiras amostras; agradeço ao meu amigo de infância Gabriel do Lago por ter sido a primeira pessoa do PPG-CEM a ter me apoiado e me ajudado no ingresso do PPG-CEM, aos meus ex-professores (e também amigos) Sylma Maestrelli, Fabio Ferraço, Carolina Del Roveri, Laos Hirano, Erika Ramos, Alfeu Saraiva Ramos, Rodolfo Foster e Maria Gabriela pelas aulas magníficas, pelas boas idéias que surgiram nas aulas e nas conversas informais, pela camaradagem e apoio que me deram neste mestrado.

Aos meus amigos e colegas de mestrado e de laboratório Virgílio Ricci, André Novaes, Gustavo Esporte, Ana Laura Rueda, Guilherme Vilela, Stephania Resende, Lucíola de Souza, Deborah Prado, Luiza Melo, Barbara Fiorin, Nelson Damásio e Júlio Cezar Dias que não só me ajudaram no âmbito técnico e acadêmico, mas também no âmbito pessoal pelos laços de amizade, e também quero agradecer especialmente a Sandra Nakamatsu que foi a primeira pessoa do PPG-CEM a ter me ajudado nas tarefas mais importantes do laboratório e a Lucíola Lucena que me ajudou bastante

em muitas tarefas do laboratório, pela camaradagem e por ter sido membro da minha banca da qualificação.

Finalmente, meus sinceros agradecimentos ao Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial da Força Aérea Brasileira pelo fornecimento da chapa de blindagem, a UNIFEI pela realização dos ensaios não-destrutivos de ultrassom, ao Instituto Federal de São João da Boa Vista, em especial ao professor Dr. Renato Chaves pela disponibilização dos laboratórios, por fim, meus agradecimentos à CAPES, FAPEMIG e ao Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da UNIFAL-MG.

"Sem dificuldades, sem sacrifícios, sem luta, jamais chegaremos a ser algo grande.

Grandes homens crescem na cruz!" - Padre José Kentenich

*"Somente se aproxima da perfeição quem a procura com constância, sabedoria e,
sobretudo humildade." - Jigoro Kano*

"Pressure makes diamonds." - General George S. Patton

SOUZA, J. J. **Estudo do desempenho de aço carbono utilizado em blindagem balística de carros de combate**. 2017. 130f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Alfenas, UNIFAL, Poços de Caldas, 2017.

RESUMO

Este trabalho analisou o desempenho balístico de uma blindagem de aço HHA (*High Hardness Armour*), utilizada em carros de combate, baseando-se em suas características microestruturais, composição química, ensaios de dureza, de microdureza, ensaios de ultrassom e por modelos matemáticos de balística terminal. A análise do desempenho do aço foi realizada em função dos danos gerados pelo impacto de dois projéteis do tipo *Armour-Piercing* 12,7 mm APM2 em uma chapa de aço, no qual um dos projéteis causou a perfuração parcial e o outro uma perfuração completa. Resultados da caracterização microestrutural e dos ensaios de ultrassom mostraram que ocorreram maiores transformações martensíticas na posição de perfuração parcial, com alternância entre martensitas ripadas e agulhadas. Na posição de perfuração completa houve maior predominância de austenita retida e martensitas ripadas, implicando em uma região com menor resistência ao impacto; essa diferença morfológica foi observada nas análises dos perfis das perfurações das regiões de perfuração parcial e completa. Na região de perfuração parcial ocorreram bandas de cisalhamento adiabático muito intenso. Enquanto no perfil de perfuração completa foi observada uma quantidade menor de bandas de cisalhamento adiabático e de menor intensidade, indicando menor resistência ao cisalhamento, devido à maior quantidade de austenita retida nessa região. Os valores de microdurezas na posição perfuração parcial, para as fases martensita e austenita, foram maiores que nas demais posições. Os cálculos de velocidade balística limite e de energia de perfuração demonstraram que a chapa apresentou desempenho satisfatório segundo as normas militares americanas para chapas de aço de blindagem

Palavras-Chave: Balística Terminal. Bandas de Cisalhamento Adiabático. Blindagem Balística. Blindagem de Carros de Combate.

SOUZA, J. J. **Performance study of carbon steel armour used in combat vehicles.** 2017. 130f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Alfenas, UNIFAL, Poços de Caldas, 2017.

ABSTRACT

This work analyzed a performance of a HHA (*High Hardness Armour*) armour steel plate, used in combat vehicles, through his microstructural characteristics, chemical composition, ultrasonic characterization, hardness and microhardness tests and terminal ballistics mathematical models. Based on damage effects caused by two Armour-Piercing 12.7 mm APM2 projectiles at the steel armour plate in which one of the projectiles caused a partial perforation and the other a complete perforation. Microstructural and ultrasonic characterization results showed that were more martensitic transformation at partial perforation region, with alternance between lath and needle martensites. At complete perforation region were detected more quantities of retained austenite and lath martensite, resulting in a region with less resistant of impact. These morphological differences were observed between profiles analysis of partial perforation and complete perforation regions. In the partial perforation region, more intense adiabatic shear bands were detected, while at complete perforation low intensity adiabatic shear bands were observed because more quantities of retained austenite, indicating a low ballistic resistance at this region. The microhardness values of martensite and austenite at partial perforation region are highest than other regions. The calculations of ballistic limit velocity and perforation energy demonstrate that a plate has performed satisfactorily according to American military standards for steel armour plates.

Keywords: Steel Armour. Terminal Ballistics. Adiabatic Shear Bands. Ballistic Armour. Combat Vehicles Armour.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema da Cebola da Capacidade de Sobrevivência (<i>survivability onion</i>), que é composta de cinco propósitos fundamentais para a sobrevivência de um meio operativo em um campo de batalha	26
Figura 2 - Modos de fratura e penetração de projéteis com pontas ogivais em chapas metálicas	37
Figura 3 - Partes de uma munição de alta energia utilizada em armamentos militares	46
Figura 4 - Efeito da inclinação da chapa na espessura aparente	48
Figura 5 - Modelagem por MEF de um impacto de alta velocidade	49
Figura 6 - Formatos típicos da martensita conforme o teor de carbono no aço	51
Figura 7 - Células unitárias das fases austenítica, ferrítica e martensítica	52
Figura 8 - Esquema de formação da martensita - Teoria das Duas Deformações	53
Figura 9 - Etapas do procedimento experimental	54
Figura 10 - (a) Chapa de blindagem HHA submetida ao ensaio balístico com munição 12,7 mm, (b) regiões de retiradas das amostras	55
Figura 11 - Pontos de aplicação do dispositivo de ultrassom na chapa de blindagem	58
Figura 12 - Corte longitudinal do projétil 12,7 mm APM2 similar ao utilizado nos ensaios balísticos e utilizado nos cálculos de desempenho balístico	60
Figura 13 - Micrografias do aço na posição longe da perfuração (LP). (a) Obtida por microscopia ótica. (b) Obtida por MEV. Ataque com reagente Nital 3%	65

- Figura 14 - (a) Micrografia obtida por MEV da posição LP indicando as fases martensita e austenita. (b) Espectro obtido por microanálise de EDS na região de martensita (A). (c) Espectro obtido por microanálise de EDS na região de austenita (B) 66
- Figura 15 - Micrografia do aço na posição de perfuração completa (PC). (a) Obtida por microscopia ótica. (b) Obtida por MEV. Ataque com reagente Nital 3%. 67
- Figura 16 - (a) Micrografia (MEV) na posição PC indicando as fases martensita (região A) e austenita (região B); (b) Espectro obtido por microanálise de EDS na região de austenita (região A); (c) Espectro obtido por microanálise de EDS na região de martensita (região B) 68
- Figura 17 - Micrografia do aço na região de perfuração parcial (PP). (a) Obtida por microscopia ótica. (b) Obtida por MEV 69
- Figura 18 - (a) Micrografia obtida por MEV na posição PP indicando as fases martensita (A) e austenita (B); (b) Espectro obtido por microanálise por EDS na região de martensita; (c) Espectro obtido por microanálise de EDS na região de Austenita 70
- Figura 19 - Relação entre resistência à penetração de um projétil com ponta ogival ou cônica e o aumento de dureza de uma chapa metálica com espessura finita 71
- Figura 20 - Micrografia da posição longe da perfuração (LP) destacando os contornos de grãos de austenita e martensita agulhada e o paralelismo de agulhas de martensita 74
- Figura 21 - Micrografia da posição da perfuração parcial (PP) destacando o contorno de grão de austenita, austenita retida, martensita agulhada e martensita ripada 75

Figura 22 - Micrografia da posição de perfuração completa (PC) destacando uma plaqueta de martensita ripada, austenita retida e uma região com variações entre formas de martensita agulhadas e ripadas	76
Figura 23 - Difrátogramas de raios X para as posições LP, PC e PP da chapa	77
Figura 24 - Difrátograma de raios X de aço AISI 8630	78
Figura 25 - Representação esquemática da amostra utilizada para a aferição da densidade volumétrica	79
Figura 26 - Distribuição das velocidades do som nos pontos delimitados da chapa	81
Figura 27 - Região de perfuração completa (PC). (a) Evidenciando estilhaçamento nas bordas da perfuração. (b) Evidenciando rebarbas	89
Figura 28 - Esquemas característicos dos tipos de perfurações (a) <i>piercing</i> e (b) <i>plugging</i>	89
Figura 29 - Região de perfuração parcial (PP). (a) Vista frontal evidenciando uma deformação. (b) Evidenciando a não perfuração completa da chapa.	90
Figura 30 - Distância entre os centros das perfurações PP e PC, na chapa	91
Figura 31 - Amostras das regiões PP (1) e PC (2). (a) Amostras com corte por eletro-erosão à fio. (b) Detalhe dos perfis das amostras	92
Figura 32 - Esquema de análise da região de Perfuração Parcial com suas subdivisões de análise	93
Figura 33 - Microtrincas causadas pelo impacto do projétil na região PP. (a) Localização das micrografias no perfil da região PP. (b) Microtrinca geradas na periferia do impacto. (c) Microtrinca gerada no epicentro do impacto	94

Figura 34 - Bandas de cisalhamento adiabático (linhas brancas) situadas na região de impacto do projétil	95
Figura 35 - Morfologia microestrutural predominante no perfil de perfuração da região PP	96
Figura 36 - Morfologia das faixas brancas das bandas de cisalhamento adiabático (1) da região PP. (a) Localização das micrografias no perfil da região PP. (b) Com moderada intensidade situada entre a região de impacto e a metade do perfil. (c) Banda com elevada intensidade situada na região próxima à metade do perfil	97
Figura 37 - (a) e (b) Bandas de cisalhamento adiabático de elevadíssima intensidade situada na metade do perfil da região PP (c) Localização das micrografias no perfil da região PP	99
Figura 38 - Esquema de análise da região de Perfuração Completa com suas subdivisões de análise	100
Figura 39 - Região de impacto onde são evidentes maiores quantidades de austenita retida (regiões claras)	101
Figura 40 - Zona situada na região de impacto do projétil na região PC, onde não foi observada a ocorrência de bandas de cisalhamento adiabático transversais.	102
Figura 41 - Micrografia da área de formação de plugging na região PC, as bandas de cisalhamento de baixa intensidade (faixas brancas). A transformação de fase localizada na região de plugging (parte superior) e formação de lasca por cisalhamento (parte inferior)	103
Figura 42 - (a) Transformação de fase (1) decorrente do elevado cisalhamento adiabático, (b) nucleação de trincas (2) e poros (3) no interior da fase.	104
Figura 43 - Lasca decorrente das forças de cisalhamento formadoras do <i>plug</i>	105

Figura 44 - Micrografias da região de <i>plugging</i> , observadas bandas de cisalhamento adiabático (1) de média e alta intensidade, acompanhando a perfuração causada pelo projétil, cujas quantidades evidenciam uma baixa resistência ao cisalhamento imposto pelo projétil	106
Figura 45 - Modelamento geométrico do <i>plug</i> ejetado como um tronco de cone ...	113

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química típica do RHA (% em peso)	32
Tabela 2 - Designação das posições estudadas da chapa ensaiada	55
Tabela 3 - Características técnicas do projétil 12,7 mm APM2	60
Tabela 4 - Composição química do aço estudado em comparação com o aço AISI 8630 (% em peso)	61
Tabela 5 - Composição química do aço estudado em comparação com um aço RHA para blindagem (% em peso)	62
Tabela 6 - Análise semi quantitativa por EDS na posição LP	66
Tabela 7 - Análise semi quantitativa por EDS na posição PC	89
Tabela 8 - Análise semi quantitativa por EDS na posição PP	71
Tabela 9 - Dados da densidade volumétrica da chapa	80
Tabela 10 - Distribuição da velocidade de onda (ultrassom) (m/s)	81
Tabela 11 - Módulo de Young E (GPa)	84
Tabela 12 - Módulo Volumétrico K (GPa)	84
Tabela 13 - Módulo de Cisalhamento (MPa)	85
Tabela 14 - Coeficiente de Poisson	85
Tabela 15 - Propriedades Mecânicas do Aço Estudado	86
Tabela 16 - Comparativos entre as propriedades mecânicas dos aços	86
Tabela 17 - Resultado dos valores de dureza para o aço estudado	107
Tabela 18 - Resultados de microdureza (em HV) das fases nas posições frontais da chapa	109

Tabela 19 - Valores das microdurezas das fases austenita e martensita nos perfis das regiões PC e PP	110
Tabela 20 - Dimensões do <i>plug</i> ejetado	106
Tabela 21 - Velocidade balística limite (V_{50}) da chapa	114
Tabela 22 - Valores aplicados para a determinação do trabalho de deformação plástica localizada	115
Tabela 23 - Valores aplicados ao cálculo da energia cinética residual	116
Tabela 24 - Parâmetros de densidade volumétrica e de espessura	118
Tabela 25 - Relação entre porcentagem de martensita transformada e dureza para um aço com 0,32%C	120
Tabela 26 - Relação entre Mo e austenita retida para um meio de têmpera de 20°C (em %)	121
Tabela 27 - Relação entre temperatura do meio de têmpera e austenita retida (em %)	122
Tabela 28 - Balanço geral dos parâmetros de desempenho balístico da chapa estudada	124

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI – *American Iron and Steel Institute*

AP – *Armor – Piercing*

ASTM – *American Society of Testing Materials*

ASM – *American Society of Metals*

DHA – *Dual Hardness Armour*

DoD – *Department of Defense*

DRX – *Difração de Raios X*

EDS – *Energy Dispersive Spectroscopy*

HHA – *High Hardness Armour*

LABMAT – *Laboratório de Materiais*

LP – *Longe da Perfuração*

MEF – *Método dos Elementos Finitos*

MEV – *Microscopia Eletrônica de Varredura*

MO – *Microscopia Ótica*

NATO – *North Atlantic Treaty Organization*

PC – *Perfuração Completa*

PP – *Perfuração Parcial*

RHA – *Rolled Homogeneous Armour*

UNIFAL – *Universidade Federal de Alfenas*

UNIFEI - *Universidade Federal de Itajubá*

UFSCAR – Universidade Federal de São Carlos

USP – Universidade de São Paulo

LISTA DE SÍMBOLOS

C_s - Constante empírica para RHA

b_s - Constante empírica adimensional

d - Diâmetro nominal do projétil

ρ_{RHA} - Densidade volumétrica da blindagem RHA

ρ_C - Densidade volumétrica da chapa ensaiada

t - Espessura da chapa

t_{RHA} - Espessura da chapa RHA padrão

E_m - Energia perdida pelo projétil devida à deformação plástica localizada

V_α - Fração de martensita transformada (%)

V_γ - Fração de austenita retida (%)

LRT - Limite de Resistência à Tração

m_{PLUG} - Massa do *plug* ejetado

m - Massa do penetrador (núcleo de aço endurecido)

m_p - Massa Total do Projétil

E - Módulo de Young

G - Módulo de cisalhamento

K - Módulo volumétrico

ν - Módulo de Poisson

β - Parâmetro adimensional

σ_e - Tensão de Escoamento

M_S - Temperatura de início da transformação martensítica

T_q - Temperatura do meio de têmpera

W_P - Trabalho de deformação plástica localizada

V_L - Velocidade longitudinal da onda de ultrassom

V_T - Velocidade transversal da onda de ultrassom no aço

V_R - Velocidade residual

V_{50} - Velocidade Balística Limite

V_0 - Velocidade de Impacto do Projétil

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	22
2. OBJETIVOS	23
2.1 OBJETIVOS GERAIS	23
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	23
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
3.1 BLINDAGEM BALÍSTICA DE CARROS DE COMBATE – HISTÓRICO	24
3.2 CONCEITO MODERNO DE BLINDAGEM BALÍSTICA	25
3.3 TIPOS DE BLINDAGENS MILITARES E APLICAÇÕES	27
3.4 BLINDAGENS METÁLICAS	29
3.5 BLINDAGENS DE AÇO.....	30
3.6 BALÍSTICA TERMINAL	35
3.6.1 Perfuração de Chapas por Projéteis de Alta Velocidade	39
3.6.2 Normas de Blindagem Balística.....	44
3.6.3 Munição	45
3.6.4 Disposição Angular da Chapa de Blindagem	47
3.6.5 Métodos Computacionais de Análise Balística Terminal	48
3.7 TRATAMENTO TÉRMICO – TÊMPERA E REVENIMENTO	49
3.7.1 Formação da Martensita	50
4. MATERIAIS E MÉTODOS	54
4.1 MATERIAIS	54
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	56
4.2.1 Microscopia Ótica	56
4.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura – Espectrometria de Energia Dispersiva	56
4.2.3 Difração de Raios X	57
4.3 MEDIDAS DE DUREZA E MICRODUREZA	57
4.4 ENSAIO NÃO-DESTRUTIVO POR ULTRASSOM	58
4.5 BALÍSTICA TERMINAL	59
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	61
5.1 ANÁLISE QUÍMICA	61

5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	64
5.2.1 Posição Longe da Perfuração	64
5.2.2 Posição de Perfuração Completa	67
5.2.3 Posição de Perfuração Parcial	69
5.2.4 Comparação Microestrutural Entre as Posições: LP, PC, PP.....	73
5.2.5 Difração de raios X.....	77
5.3 DENSIDADE VOLUMÉTRICA DA CHAPA	79
5.4 ENSAIO DE ULTRASSOM	80
5.4.1 Propriedades Mecânicas - Ensaio de Ultrassom	82
5.5 ANÁLISE BALÍSTICA TERMINAL	87
5.5.1 Análise Visual Macroscópica da Chapa	87
5.5.2 Análise de Perfil de Fratura	91
5.5.2.1 Região de Perfuração Parcial (PP)	92
5.5.2.2 Região de Perfuração Completa (PC)	100
5.5.3 Medidas de Dureza	107
5.5.4 Medidas de Microdureza	108
5.5.4.1 Microdureza das Fases na Parte Frontal da Chapa	108
5.5.4.2 Microdurezas das Fases Nos Perfis	109
5.5.5 Balanço de Energia Cinética	111
5.5.6 Eficiência de Massa	118
5.5.7 Porcentagem de Austenita Retida	119
5.5.8 Desempenho Balístico da Chapa	123
6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	125
7. CONCLUSÃO	126
REFERÊNCIAS	127

1. INTRODUÇÃO

As atuais pesquisas na área de blindagem balística visam à melhoria do desempenho balístico dos materiais empregados como sistemas de blindagem balística, principalmente no desenvolvimento de materiais como: as ligas de aço, de alumínio, de titânio e de magnésio; placas cerâmicas (carbetos de boro, de tungstênio e alumina) e os compósitos de fibra como as fibras de aramida, de polietileno, de vidro e de carbono, em matrizes poliméricas como o policarbonato, o nylon e o poliéster, também são empregadas nesse mesmo contexto (HAZELL, 2015).

O sistema de blindagem balística de um carro de combate tem por objetivo prioritário a proteção da tripulação e dos sistemas do veículo de combate, sem que a mobilidade, a autonomia e a capacidade de combate não sejam afetadas (HAZELL, 2015).

Uma blindagem metálica para proteção contra projéteis de armas de fogo, exige que a liga seja a mais homogênea possível, para proporcionar uma maior resistência mecânica, elevada dureza e uma melhor propagação das ondas de choque no instante do impacto. As ligas metálicas majoritariamente utilizadas são as ligas de aço, de alumínio, de titânio e de magnésio. As ligas de aço e de alumínio são as mais utilizadas por apresentarem menor custo, melhor soldabilidade e trabalhabilidade, no entanto, as ligas de titânio e de magnésio possuem características de maior resistência mecânica e são ligas muito leves, porém, apresentam elevado custo (HAZELL, 2015).

A motivação da pesquisa reside no estudo de aços de alta resistência e baixa liga utilizados em blindagem, visando o desenvolvimento de um aço de blindagem eficaz, de baixo custo, que possa ser usado em carros de combate, pois a busca de um sistema de blindagem eficaz encontra muitos desafios de elevada complexidade relativos à otimização de custos, processamento, e desenvolvimento do material de blindagem (CROUCH, 2017)

2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAIS

O trabalho teve como objetivos gerais o estudo da chapa de aço de blindagem de alta dureza (HHA), utilizada em carros de combate, por meio da análise química, da caracterização microestrutural, de ensaios de dureza, microdureza, ultrassom e análise balística terminal.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Os objetivos específicos foram à investigação das causas de falha do material frente aos impactos dos projéteis e a sugestão de melhorias para o desempenho balístico do mesmo material, baseando-se nas causas de falha.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 BLINDAGEM BALÍSTICA DE CARROS DE COMBATE – HISTÓRICO

Com a revolução industrial no século XIX, motores à combustão e técnicas de siderurgia e metalurgia surgiram na área civil, e pouco a pouco essas técnicas foram introduzidas na área militar, mas o primeiro fruto expressivo dessa evolução tecnológica se deu na Primeira Guerra Mundial (1914-1918) com a introdução de veículos de batalha motorizados e blindados como o carro de combate, as belonaves construídas em aço como encouraçados e submarinos e os primeiros aviões de combate (OGORKIEWICZ, 2015).

O carro de combate, popularmente chamado de “tanque de guerra”, teve a sua estreia na Batalha de Amiens, na Primeira Guerra Mundial (1914-1918), com o Mark I inglês, e posteriormente, a França também pôe em campo o seu primeiro blindado, o Renault IV (OGORKIEWICZ, 2015).

No período entre guerras (1919 – 1939), os avanços nas técnicas de laminação, de forjamento e na metalurgia do aço possibilitaram o surgimento da Blindagem Homogênea Laminada (RHA – *Rolled Homogeneous Armour*), que é a blindagem de aço padrão dos carros de combate (OGORKIEWICZ, 1991)

Na Segunda Guerra Mundial (1939-1945), inovações em blindagem de carros de combate, que são utilizadas e norteiam projetos de blindagem até os dias de hoje, surgiram nesse período, como a inclinação da blindagem, avanços em estudos balísticos, a substituição gradual da blindagem metálica de fundição pelas blindagens laminadas e forjadas e o estudo das propriedades dos metais usados em blindagem (OGORKIEWICZ, 2015).

O auge do desenvolvimento dos carros de combate se deu durante a Guerra Fria (1945-1991), onde EUA, URSS e seus respectivos aliados, disputavam ferozmente, devido à corrida armamentista, a superioridade tecnológica e numérica no que se refere às armas, incluindo os carros de combate. As inovações em blindagem surgidas nesse período foram a

Blindagem de Alta Dureza (HHA – *High Hardness Armour*), a Blindagem Explosiva Reativa (ERA – *Explosive Reactive Armour*), o uso de ligas metálicas não ferrosas em sistemas de blindagem como as ligas de alumínio, de titânio e de magnésio, o uso de materiais cerâmicos e poliméricos no interior de sistemas multicamadas de blindagem (sistema “sanduíche), bem como a aplicação de materiais compósitos como o cerâmico-polimérico *Chobham* utilizado na maioria dos carros de combate ocidentais; no período pós Guerra Fria, surgem as blindagens ativas como o sistema *Trophy* israelense (HAZELL, 2015; OGORKIEWICZ, 1991; OGORKIEWICZ, 2015).

O aço é o material mais usado na fabricação de carros de combate, desde a Primeira Guerra Mundial até os dias atuais, devido a sua grande abundância de matéria prima, baixo custo, facilidade de fabricação, de processamento, de usinagem e soldagem, alta resistência mecânica, elevada dureza e alta resistência à fadiga

Atualmente, o desenvolvimento de carros de combate mais modernos e eficazes continua num ritmo mais lento que o dos tempos da Guerra Fria, porém, os avanços em armas e sistemas de blindagem alcançaram um patamar que difere muito de 30 anos atrás (HAZELL, 2015).

3.2 CONCEITO MODERNO DE BLINDAGEM BALÍSTICA

Todos os meios operativos (terrestres, navais e aéreos) de uma força militar desde a Primeira Guerra Mundial (1914 - 1918) até os dias atuais, foram projetados para sobreviver o maior tempo possível em um campo de batalha, além de causar severos danos às forças inimigas, baseando-se em cinco propósitos fundamentais, compondo a chamada “Cebola da Capacidade de Sobrevivência” ou *survivability onion*, cujo esquema está representado na Figura 4 (HAZELL,2015).



Figura 1 - Esquema da Cebola da Capacidade de Sobrevivência (*survivability onion*), que é composta de cinco propósitos fundamentais para a sobrevivência de um meio operativo em um campo de batalha.

Fonte: Adaptado de HAZELL (2015).

A primeira camada da “cebola”, que é o propósito de não ser visto pelo inimigo (tanto visualmente quanto por detecção por radar e outros meios eletrônicos), consiste na camuflagem, que nada mais é que a quebra de contorno visual com o objetivo de se esconder no terreno; pode ser alcançado com colorações peculiares semelhantes às do terreno e com elementos encontrados no próprio terreno (galhos, folhagens etc.), ou, no caso de não ser detectado por radares inimigos, usa-se materiais do tipo RAM (*Radar Absorvent Material*) e formatos de carroceria ou fuselagem que reduzem a secção transversal do veículo nas telas de radares inimigos (Tecnologia *Stealth*) (HAZELL, 2015).

A segunda camada da “cebola”, que se refere ao propósito de não ser pego pelo inimigo, tange o quesito agilidade, velocidade e alta mobilidade, ou a habilidade de se livrar do inimigo, e isso pode ser alcançado com métodos de contramedida (*flares* para despistar armas guiadas pelo calor, cortinas de fumaça etc.) ou simplesmente disparar a própria arma contra o inimigo (HAZELL, 2015).

A terceira camada se refere a não ser atingido, o que pode ser alcançado com contramedidas cinéticas, que tem por finalidade anular a energia cinética oriunda de projéteis, das bombas e de mísseis inimigos, essas contramedidas cinéticas são chamadas de blindagem reativa, que é uma classe especial de blindagem que explode quando o projétil a impacta, gerando uma reação que anula a energia cinética do projétil (HAZELL, 2015).

A quarta camada se refere a não ser avariado e penetrado, que por consequência está diretamente ligada à quinta camada que é não ser morto pelo inimigo, esses propósitos são alcançados principalmente por meio das blindagens tanto reativas quanto passivas (HAZELL, 2015).

As blindagens passivas são o tipo básico que se vale totalmente das propriedades do material e de sua disposição (ângulo de inclinação) para parar, destruir ou ricochetear um projétil inimigo, ou simplesmente absorver e dissipar a energia cinética do projétil que a atinge (HAZELL, 2015).

3.3 TIPOS DE BLINDAGENS MILITARES E APLICAÇÕES

Segundo Crouch (2017), Hazell (2015) e Ogorkiewicz (2015), as blindagens militares são subdivididas em:

- 1) **Blindagens de Proteção Individual:** Compreendem os capacetes poliméricos de policarbonato reforçados com fibras aramida, coletes balísticos, em sua maioria, confeccionados em kevlar e outros sistemas de blindagem que tem por objetivo a proteção de combatentes a pé;
- 2) **Blindagens de Aeronaves:** São aplicadas em pontos vitais de aeronaves de combate e são compostas tanto de ligas metálicas leves e bastante resistentes, como as ligas de titânio, de magnésio e as de alumínio, como as ligas de alumínio das classes 7XXX e 8XXX e a liga Al-Li usada em aviões de caça, e ligas cerâmicas, como carbetos

de boro e boretos de tungstênio, por exemplo, os compósitos reforçados com fibras de carbono e materiais nanoengenheirados;

- 3) Blindagens de Belonaves:** São sistemas de proteção balística usados em embarcações de combate, devido à enorme quantidade de material usado na fabricação e as propriedades anticorrosivas, o material mais utilizado é o aço, com alta resistência à corrosão, dispostos em chapas laminadas a quente, temperadas e revenidas, dispostas em múltiplas camadas, como um sistema “sanduiche”, porém, nos dias atuais, camadas internas de compósitos de matriz polimérica reforçados com fibra aramida são colocadas em substituição às antigas paredes internas de aço, muito comuns nas belonaves até 1960, para a redução de peso do navio.
- 4) Blindagens de Carros de Combate:** As blindagens passivas de carros de combate são em sua maioria fabricadas em ligas metálicas como os aços-liga, ligas de alumínio, ligas de titânio e ligas de magnésio, porém, para redução de peso dos carros de combate, desde os anos 1970, usa-se blindagens de ligas cerâmicas e compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras de carbono, de vidro ou fibras aramidadas, esses materiais não metálicos são colocados na forma de placas, dispostas em camadas sucessivas no interior do veículo, compondo um sistema multicamadas, outra blindagem comum em carros de combate, surgida em meados dos anos 1970, na Alemanha e na URSS, é a Blindagem Explosiva Reativa que consiste em placas metálicas paralelas contendo um material explosivo entre essas placas, quando um foguete, ou projétil de carga oca ou um projétil cinético atinge a parte externa desta blindagem, por atrito, o explosivo é acionado implicando uma energia cinética contrária que anula a energia cinética do projétil incidente. Outro elemento componente dos sistemas de blindagens modernos para carros de combate é o de blindagem ativa, que consiste em destruir a ameaça (obuses, projéteis cinéticos perfurantes, mísseis e granadas propulsadas) antes que a mesma atinja o veículo, isso é alcançado

com o lançamento de esferas de metal de alta velocidade contra a ameaça incidente por meio de dispositivos ao redor do veículo, sendo esses dispositivos acionados automaticamente por radares instalados no veículo, um exemplo desse sistema é o *Trophy* israelense instalado em carros de combate israelenses, americanos e europeus.

3.4 BLINDAGENS METÁLICAS

As blindagens metálicas são as mais utilizadas na fabricação de veículos militares devido ao baixo custo (comparado com as blindagens cerâmicas, poliméricas e compósitas), abundância de matéria prima, facilidade de processamento e por garantir a integridade estrutural do veículo (HAZELL, 2015; CROUCH, 2017).

Atualmente, a maioria das blindagens metálicas usadas em carros de combate é laminada, tanto a frio quanto a quente, e também forjadas, pois oferecem uma maior compactação dos grãos e uma menor porosidade (em comparação com as blindagens obtidas por fundição), o que confere à blindagem uma elevada resistência ao impacto de projéteis com energia cinética maior que 1000 J e o impacto de estilhaços de granadas e bombas.

As chapas trabalhadas mecanicamente (*Wrought Plate*) são obtidas tanto pelo processo de forjamento quanto pelo processo de laminação, sendo o processo de laminação o mais usado devido a esse método permitir o controle da espessura da chapa, sendo esta característica um parâmetro fundamental na resistência balística da chapa (HAZELL, 2015).

Um dos pontos mais cruciais na fabricação de carros de combate é o processo de soldagem das chapas metálicas blindadas, pois pontos e regiões de solda costumam ser pontos de concentrações de tensão. E no caso de carros de combate, quando o mesmo sofre um carregamento dinâmico oriundo de explosões de bombas, de obuses de carros inimigos ou de minas terrestres, ondas de choque se espalham por todo o veículo e caso as regiões de solda das

chapas possuam microtrincas resultantes do processo de soldagem ou pontos onde os grãos da microestrutura na região de solda forem grosseiros e dúcteis, o veículo todo pode entrar em colapso (HAZELL, 2015).

3.5 BLINDAGENS DE AÇO

Os aços mais utilizados para a blindagem de carros de combate são os aços de alta resistência e baixa liga, devido à alta resistência mecânica e elevada capacidade de absorção de impacto (JENA et. al., 2008).

As blindagens de aço são normatizadas, no ocidente, pelo Departamento de Defesa dos EUA (*Department of Defense*), sendo essas normas a MIL-DTL-12560J para chapas de blindagem homogêneas trabalhadas mecanicamente, a MIL-DTL-46100E para blindagens de aço de alta dureza e a MIL-DTL-46177C para chapas de aço de blindagem entre 1/8" e 1/4" de espessura (HAZELL, 2015).

Os aços de blindagem para carros de combate possuem um teor de carbono num intervalo entre 0,25-0,4%, e os elementos de liga mais comuns, com suas respectivas porcentagens, são o níquel (0,5-3,75%), o cromo (1,8%) e o molibdênio (0,3-0,6%), a resistência à tração desses aços é entre 800 e 1700 MPa, a dureza desses aços varia entre 250 e 650 HB (OGORKIEWICZ, 1991).

Uma das fases mais importantes da fabricação das chapas de blindagem de aço é o processo de têmpera e revenimento, pois além da elevada dureza e resistência mecânica resultante da têmpera, são de suma importância uma temperatura de revenimento adequada para que a chapa possa adquirir uma ductilidade ótima, afim de melhor absorver a energia cinética oriunda dos projéteis sem efeitos de estilhaçamento (*Shatter Effect*) ou de colapso do material por fratura frágil (OGORKIEWICZ, 1991).

Referente à têmpera, um dos maiores cuidados é com a porcentagem de austenita retida no material após a têmpera, pois, segundo Jena (2008), a porcentagem de austenita retida para um melhor desempenho do aço de

blindagem deve se situar entre 1% e 7%, acima de 7% o desempenho balístico do material cai drasticamente.

Sobre o revenimento, a resistência à tração da chapa diminui conforme o aumento da dureza da chapa, o que a faz ser mais suscetível à fratura frágil frente a impactos de projéteis de alta energia (GOGIA, 2014).

Basicamente, há três tipos de blindagens de aço: Blindagem Laminada Homogênea (RHA – *Rolled Homogeneous Armor*), Blindagem de Alta Dureza (HHA – *High Hardness Armour*) e Blindagem de Dureza Variável (DHA – *Dual Hardness Armour*); a blindagem laminada homogênea (RHA) é um tipo de blindagem de aço utilizada nos dias atuais, cuja composição química básica é apresentada na Tabela 1.

A blindagem RHA é aquecida a uma faixa de temperaturas entre 820-860°C, em seguida temperada em óleo ou água e por fim revenida numa faixa de temperaturas entre 400-600°C, mediante a finalidade da blindagem conforme o tipo de missão que o blindado for engajado.

A RHA é usada como blindagem de referência, ou blindagem padrão, em testes balísticos de quaisquer outras blindagens, ou seja, os sistemas de blindagem são avaliados em termos de equivalência em RHA, um dado projétil é destruído por uma determinada espessura de RHA e a espessura de outro material de blindagem é especificada para destruir esse mesmo projétil (HAZELL, 2015).

Tabela 1 - Composição química típica do RHA (% em peso)

Elemento	% (em peso)
C	0,18 - 0,32
Mn	0,60 – 1,50
Ni	0,05 – 0,95
Cr	0,00 – 0,90
Mo	0,30 – 0,60
S	0,015 max.
P	0,015 max.

Fonte: Hazell, 2015

A blindagem de alta dureza (HHA – *High Hardness Armour*) é uma classe de RHA cuja dureza ultrapassa 400 HB, o método de fabricação é similar ao do RHA, porém, a principal diferença reside no processo de revenimento, onde a temperatura de revenimento é inferior a 200°C, o que confere uma alta dureza à chapa (HAZELL, 2015).

A concepção de HHA teve seus primórdios na década de 1920, na Grã Bretanha, onde a empresa de materiais bélicos Vickers-Armstrong utilizou uma chapa cementada de 20 mm de espessura, que continha em torno de 1,8% de teor de carbono, e que possuía uma dureza externa de 600 HV e uma dureza interna de 400 HV, dando a essa chapa uma boa resistência balística contra munições anti-blindagem (*Armor-Piercing*). Porém, a usinabilidade, a conformabilidade mecânica e a soldabilidade dessa chapa são inviáveis, fazendo com que a Vickers-Armstrong abandonasse o projeto (OGORKIEWICZ, 1991)

A HHA teve seu desenvolvimento significativo durante a Guerra do Vietnã (1955 - 1975), onde os carros de combate do Exército dos Estados Unidos necessitavam de uma blindagem de espessura menor que 15 mm que provesse resistência balística a projéteis 7,62 mm do tipo *Ball Ammunition*. Isso se deve a mudanças na composição química e no revenimento de uma chapa de 12,7 mm de espessura, promovendo dureza em torno de 500HB, podendo resistir a

projeteis 7,62 mm *Armor-Piercing*, levando a uma redução de 16% do peso de veículos blindados leves (HAZELL, 2015; OGORKIEWICZ, 1991).

A blindagem de dureza variável (DHA) é um tipo de blindagem que teve sua origem na fabricação de belonaves nos anos 1890 e que foi introduzida na fabricação de carros de combate entre 1920 e 1930 pela Vickers-Armstrong na Inglaterra, e consiste em laminar a quente duas ou mais chapas de RHA em conjunto para produzir uma única chapa.

A chapa externa possui a maior dureza para o primeiro contato com o projétil a fim de destruí-lo enquanto as chapas internas possuem uma menor dureza (em relação à chapa externa) para absorver as ondas de choque oriundas do impacto do projétil para evitar o efeito de estilhaçamento (*Shatter Effect*), na parte interna (HAZELL, 2015).

A alta dureza da parte externa é alcançada utilizando têmpera por chama ou por cementação, que é a adição de carbono na microestrutura superficial da chapa, na têmpera por chama a face mais externa é aquecida até a austenitização por meio de chamas de maçaricos até uma temperatura entre 850°C e 900°C, e em seguida temperada em óleo ou água (HAZELL, 2015; OGORKIEWICZ, 1991).

As propriedades mecânicas mais importantes para um material de blindagem, a de maior relevância é a dureza, como observado por Ryan et. al. (2016), em uma chapa metálica de espessura finita, o aumento da dureza da chapa de blindagem favorece um aumento da capacidade de proteção da blindagem, porém, até uma dureza limite de 500 HB, onde a partir deste valor o aumento de dureza implica em estilhaçamentos internos da chapa de blindagem, além da dureza da chapa caracterizar o tipo de fratura, se houver, da chapa causada pelo projétil.

Segundo Maweja e Stumpf (2008), a dureza não pode ser a única propriedade mecânica a ser encarada como a maior responsável para um ótimo desempenho balístico de uma chapa de blindagem, mas também da taxa de deformação da chapa, que é em função da energia cinética do projétil, e da espessura da chapa, pois chapas espessas possuem uma área de deformação

localizada, decorrente do impacto do projétil, muito menor e mais concentrada do que chapas menos espessas.

A resistência balística à perfuração de uma chapa fina depende, no primeiro instante, da dureza da chapa, mas a habilidade dessa mesma chapa resistir balisticamente às altas taxas de deformação implicadas pelo projétil reside em deformar plasticamente em um grande volume em torno da região de impacto (MAWEJA; STUMPF, 2008).

A dureza de uma chapa de aço temperado está diretamente relacionada tanto aos seus elementos de liga adicionados quanto ao tipo de têmpera e revenimento, ao qual a chapa de aço foi submetida conforme observado por Jena, Ponguru e Siva (2016).

Segundo Jena, Ponguru e Siva (2016), o revenimento promove a dureza ótima para a resistência balística de uma chapa de aço frente a projéteis perfurantes, e para esse propósito, foi constatado que a temperatura de revenimento de até 300°C por duas horas proporciona elevada dureza, de forma a resistir projéteis perfurantes *armor-piercing* 7,62 mm e 12,7 mm, devido ao baixo relaxamento das tensões internas, geradas pelo processo de têmpera.

Maweja e Stumpf (2009) estabeleceram baseado nas propriedades mecânicas da chapa metálica de blindagem, a razão entre a tensão de escoamento e o limite de resistência à tração da chapa, e por correlação empírica, eles sugerem que para que uma chapa de blindagem possa ter uma resistência balística satisfatória a razão entre a tensão de escoamento e o limite de resistência à tração do material seja menor que 0,6.

Esse valor indica que o material possui uma elevada resistência à deformação plástica localizada oriunda do impacto do projétil, ou seja, elevada energia cinética do projétil transferida para a chapa no momento do impacto.

Da relação entre absorção de impacto e propriedades mecânicas, foi observado por Jena, Senthil e Kumar (2016) que os parâmetros de resistência mecânica do aço determinam o quanto de energia cinética do projétil a chapa

absorve durante a deformação, já os parâmetros de dureza determinam o quanto de energia cinética a chapa absorve durante o processo de fratura.

3.6 BALÍSTICA TERMINAL

A balística se baseia no princípio de ação-reação (3ª Lei de Newton) e se divide em três áreas de estudo (CARLUCCI; JACOBSON, 2008):

- 1) Balística Interior:** Estuda a interação do projétil com o armamento, sua relação com a carga explosiva da munição e todos os fenômenos que ocorrem antes do projétil ser disparado do armamento;
- 2) Balística Exterior:** Estuda a mecânica do projétil entre o momento que sai do cano do armamento até o instante que atinge o alvo, ou seja, estuda a trajetória de voo (real e teórica), estabilidade dinâmica do projétil, o tempo de voo do projétil e ângulo, velocidade final e localização da área de impacto;
- 3) Balística Terminal:** Estuda todas as interações entre o projétil e o alvo, ou seja, toda a mecânica de perfuração do projétil no alvo, tipo de perfuração, o comportamento do material alvo frente ao impacto do projétil, letalidade e não-letalidade do projétil, efeitos termomecânicos no alvo, eficiência da blindagem e ondas de choque.

Nas análises de balística terminal em blindagem metálica são usadas modelagens matemáticas, empíricas, analíticas e computacionais que agilizam o processo de análise e fornecem maior precisão quantitativa dos resultados (SHUKLA, 2010).

O fenômeno de penetração de projéteis em chapas metálicas é seriamente afetado pela geometria do projétil, pelo material do projétil, pelo material do alvo, pela espessura do alvo, pelo ângulo de inclinação do alvo em relação à trajetória do projétil e pela velocidade do projétil no instante do impacto com o alvo.

Esses fenômenos se subdividem em sub-hidrodinâmicos, quando o projétil não entra em fusão, e hidrodinâmicos, quando o projétil entra em fusão quando atinge o alvo (HAZELL, 2015).

O modelamento matemático de uma análise balística em alvos metálicos baseia-se na espessura do alvo, estando este normal a trajetória do projétil. E pode ser modelado como alvo de espessura semi-infinita, chapas com espessura muito grande (em relação às dimensões e energia cinética do projétil), onde o parâmetro principal de desempenho balístico do alvo metálico é a profundidade de penetração do projétil (SZULAZINSKI, 2010).

O alvo também pode ser modelado como de espessura finita, cuja espessura da chapa é fina em relação às dimensões e a energia cinética do projétil, onde o principal parâmetro de desempenho balístico da chapa metálica é a velocidade balística limite, que é a velocidade requerida por um determinado projétil para atravessar completamente uma dada chapa metálica (SZULAZINSKI, 2010).

No momento do impacto do projétil, ondas compressivas propagam tanto no alvo quanto no projétil, simultaneamente, ondas de alívio são geradas nas bordas do alvo e se propagam para o centro do impacto, essa soma de ondas compressivas e de alívio resultam em altíssimas tensões no material.

Se o impacto do projétil for perpendicular ao alvo, as ondas se propagam bidimensionalmente, caso o projétil se choque em trajetória oblíqua ao alvo, momentos fletores são gerados no projétil (CARLUCCI; JACOBSON, 2008).

Os modos de fratura e penetração de projéteis são mostrados na Figura 2, e se caracteriza por obturação (*Plugging*), perfuração (*Piercing*), forma de pétala (*Petaling*), lasca (*Scabbing*) e estilhaçamento interno (*Spalling*) (CARLUCCI; JACOBSON, 2008).

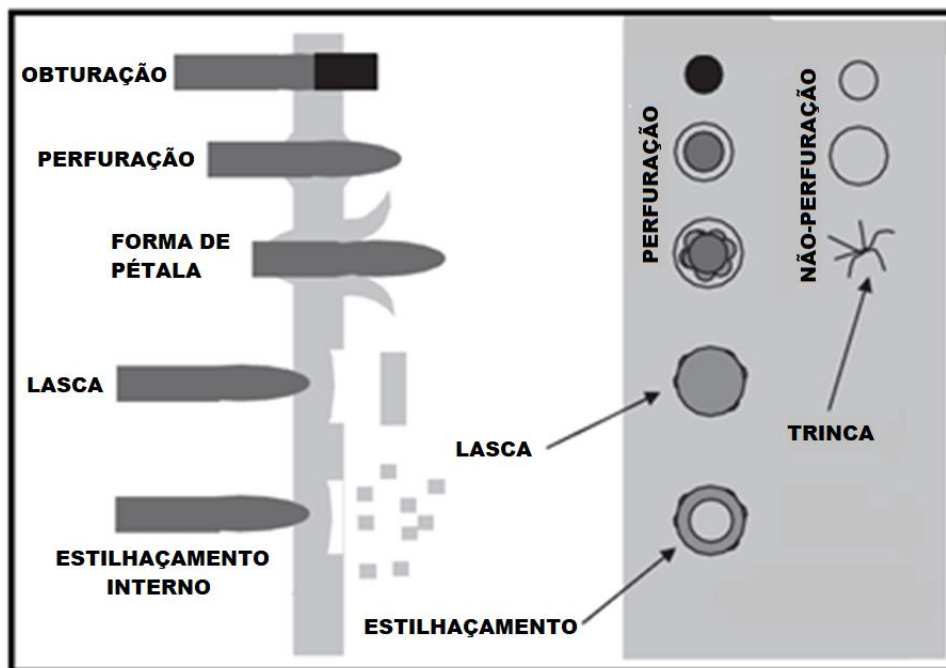


Figura 2 - Modos de fratura e penetração de projéteis com pontas ogivais em chapas metálicas. Fonte: CARLUCCI; JACOBSON (2008).

O fenômeno de perfuração (*Piercing*) ocorre em chapas muito dúcteis de espessura finita onde não há fratura do material, mas sim, uma realocação do material do alvo nas bordas de entrada e de saída da perfuração, o fenômeno de *Piercing* ocorre somente quando uma chapa dúctil é atingida por um projétil de ponta ogival ou cônica, e em alguns casos, de ponta esférica (CROUCH, 2017).

O fenômeno de forma de pétala (*Petaling*) ocorre principalmente em chapas muito finas atingidas por projéteis de pontas ogivais, cônicas ou esféricas, no caso de *petaling* há a ocorrência de fraturas radiais oriundas da alta taxa de deformação imposta pelo projétil (CROUCH, 2017).

Os fenômenos de lasca interna (*Scabbing*) e de estilhaçamento interno (*Shattering*) ocorrem em casos onde a dureza da chapa é excessiva e o projétil apresenta alta dureza e elevada energia cinética no instante do impacto, não ocorre perfuração da chapa pelo projétil, porém há transferência de momento linear para partes situadas atrás da chapa que, somando os efeitos de

propagação de ondas de tensão e de ressonância, faz com que fragmentos sejam destacados da parte traseira da chapa, o que representa um perigo para os tripulantes de um carro de combate (CARLUCCI; JACOBSON, 2008; CROUCH, 2017).

O fenômeno de obturação (*Plugging*) tem ocorrência em casos onde a chapa de blindagem tem baixa ductilidade e o projétil atinge o alvo a uma velocidade muito próxima à da velocidade balística limite da chapa, esse fenômeno se inicia com a formação de um anel de intensa tensão de cisalhamento com um diâmetro próximo ao espaço do projétil.

A formação desse anel se dá de maneira tão súbita que um calor intenso é gerado na região do anel, calor esse que não se propaga pela chapa, e caso o material da chapa seja bastante dúctil em altas temperaturas, esse material se escoia facilmente com a pressão exercida pelo projétil, gerando um “tampão” que nada mais é que uma obturação da chapa, no caso de chapas dúcteis, o fenômeno de *plugging* ocorre quando a ponta do projétil incidente for achatada (projéteis cilíndricos) e o projétil possuir alta energia cinética de impacto (CARLUCCI; JACOBSON, 2008; CROUCH, 2017).

Os principais mecanismos de falha na chapa de blindagem sob impacto de projéteis são (HAZELL, 2015):

1. **Fratura frágil:** Esse tipo de fratura ocorre em metais de alta dureza e baixa ductilidade como aços de alto carbono e o ferro fundido, a energia necessária para a geração de superfícies de fratura no interior do material durante a penetração é requerida pelo projétil incidente, no entanto, somente uma pequena parte da energia cinética do projétil é requerida para causar esse tipo de fratura. Em materiais frágeis, a maior parte da energia cinética do projétil é transferida para a chapa e para os fragmentos resultantes da mesma.
2. **Fratura grosseira:** É um tipo de fratura comum em chapas de altíssima dureza e sob incidência de projéteis de alta energia cinética, cujas trincas se propagam no material instantaneamente a uma velocidade muito

próxima do som (360 m/s). É um tipo de fratura muito comum em junções soldadas de chapas de blindagem, assim como aços de alto carbono. Nesse tipo de fratura o maior problema é a integridade estrutural do carro de combate sob carregamentos dinâmicos severos.

3. **Cisalhamento adiabático:** O cisalhamento adiabático é resultante de um calor gerado através da deformação plástica da chapa que não possui tempo suficiente de se dissipar pela chapa, iniciando assim a separação de um “tampão” da chapa. Esse tipo de fratura é muito comum em fraturas de obturação (*plugging*) onde um cilindro na forma de uma rolha (razão do termo *plugging*) é extraído da chapa metálica pelo impacto de um projétil de ponta achatada, ou pelo impacto de projéteis de pontas ogivais ou arredondadas em chapas de alta dureza. Esse tipo de fratura é um problema sério em chapas de blindagem, pois a energia requerida para a formação de bandas de cisalhamento em metais é um pouco baixa e depende de várias propriedades do material da chapa como, por exemplo, propensão à ductilidade com o aumento da temperatura e baixos coeficientes de conformação mecânica.
4. **Falha laminada:** É um tipo de fratura que ocorre quando o material está submetido a reflexões de ondas de tensão que resultam no excesso da tensão de ruptura do material.
5. **Fluxo viscoso:** Ocorre em fenômenos hidrodinâmicos onde uma parte localizada do material entra em fusão, o que é geralmente associado a projétil de ponta endurecida.

3.6.1 Perfuração de Chapas Metálicas por Projéteis de Alta Velocidade

No projeto, na pesquisa e no desenvolvimento de chapas de blindagem para carros de combate, a interação entre os projéteis que atingem a chapa e a chapa metálica é analisada baseando-se em dois princípios físicos: o balanço de energia cinética no sistema chapa-projétil e o par ação-reação (3ª Lei de Newton) entre o projétil e a chapa (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

O fenômeno de perfuração de uma chapa metálica por um projétil depende, direta ou indiretamente, de vários fatores, tanto do projétil, tais como geometria, propriedades do material que compõem o projétil, velocidade de impacto, massa do projétil, quanto à do alvo, que são as propriedades mecânicas, térmicas, composição química, microestrutura, inclinação da chapa, geometria do alvo, etc. (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

Durante o fenômeno de penetração e perfuração da chapa por um projétil, entre o sistema projétil-chapa, tanto a chapa quanto o projétil sofrem a ação de forças e impulsos iguais e opostos, transmitidos pela interface de contato entre os dois corpos (ZUZKAS, 1990).

Atualmente, esse fenômeno é abordado sob dois aspectos principais, o primeiro aspecto é a velocidade balística limite de um dado sistema projétil/chapa e o segundo a velocidade e massa residuais do projétil em função da velocidade de impacto, outro fator importante na perfuração de chapas por projéteis é a influência da parte traseira da chapa que, em conjunto com a parte dianteira (onde o impacto do projétil ocorre), resulta em uma variação temporal da força de reação exercida pelo material chapa sobre o projétil durante o processo de perfuração (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

A geometria do projétil influencia nos modos de fratura da chapa devido aos diferentes modos de aplicação de pressão que cada geometria peculiar de cada projétil proporciona, por exemplo, considerando projéteis rígidos e indeformáveis, projéteis de ponta achatada (*blunt nose*) aplicam uma pressão menor no instante de impacto com a chapa, mas o modo de fratura mais comum que esse tipo de projétil causa na chapa é o *plugging* (ROSENBERG, DEKEL, 2012).

Os projéteis de ponta cônica (*conical nose*) e de ponta ogival (*ogival nose* ou *sharp nose*), comuns em munições de fuzis, rifles, carabinas, metralhadoras e canhões, aplicam uma pressão alta e intensa no ponto de impacto, devido a isso, esses tipos de projéteis não implicam em um mecanismo de fratura na chapa, mas sim um mecanismo de alargamento dúctil do orifício de perfuração

empurrando o material da chapa para a periferia do orifício (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

Projéteis de ponta esférica (*spherical nose*), comuns em munições de revólveres, pistolas e submetralhadoras, são um caso intermediário entre os projéteis achatados e os projéteis cônicos e ogivais, o modo de fratura observado empiricamente que os projéteis de ponta esférica causam na chapa é o mesmo dos projéteis de pontas ogivais, se a espessura da chapa não for tão fina, porém, a probabilidade de formação de *plugging* é maior (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

Em perfuração por projéteis ogivais, considerando por aproximação o projétil como sendo rígido e indeformável, a energia cinética de impacto é transformada em uma parcela de energia residual, energia cinética do projétil após atravessar a chapa, usada para avaliar a letalidade do projétil, e de trabalho de deformação, energia necessária para deformar plasticamente a chapa, também usada para abrir e expandir a cavidade de perfuração causada pelo projétil.

Na ausência de perfuração da chapa, a energia cinética de impacto é transformada tanto em trabalho de deformação de chapa quanto, por ação-reação, em energia de destruição do projétil, por deformação plástica, estilhaçamento (chapas muito duras) ou fusão, casos hidrodinâmicos, comuns em projéteis muito duros a altas velocidades contra chapas duras (CARLUCCI; JACOBSON 2012; ZUSKAS, 1990).

Segundo o modelo de Recht-Ipson, seja um projétil, indeformável e sem perda de massa, de massa m_p impactando à uma velocidade de impacto v_0 em uma chapa metálica de espessura finita, assumindo à priori esta chapa perpendicular a trajetória do projétil, pelo balanço de energia cinética do sistema projétil-chapa, a energia cinética de impacto é dado pela a eq. (1) (ZUSKAS, 1990).

$$m_p V_0^2 = m_p V_r^2 + m_p V_{50}^2 \quad (1)$$

Onde:

m_p = massa do projétil;

V_0 = velocidade de impacto;

V_r = velocidade residual;

V_{50} = velocidade balística limite.

A velocidade residual é a velocidade com que o projétil sai da chapa, em caso de perfuração completa, considerando que a massa do projétil não se perde no processo, a eq. (1) pode ser reescrita como mostra a eq. (2) (ZUSKAS, 1990).

$$V_R^2 = V_0^2 - V_{50}^2 \quad (2)$$

Em casos gerais, a velocidade residual do projétil pode ser calculada segundo um modelo empírico de Recht-Ipson baseado nas constantes empíricas: **a** e **p**, como mostra a eq. (3) (ZUSKAS, 1990).

$$V_r = a(V_0^p - V_{50}^p)^{1/p} \quad (3)$$

Para o cálculo da velocidade balística limite (V_{50}), o modelo mais usado para a perfuração de chapas dúcteis é o de Recht-Ipson, eq. (4), que consiste em um modelo empírico no caso da razão entre a espessura real da chapa e o diâmetro do projétil ser maior que 0,5 e para uma chapa de RHA de dureza em torno de 300 HB (ZUSKAS, 1990).

$$V_{50} = C_S \left[\frac{\rho_c(t/d)}{m/d^3} \right]^{b_s} \quad (4)$$

Onde:

t = Espessura da chapa;

d = Diâmetro nominal do projétil;

m = Massa do penetrador;

ρ_c = Densidade volumétrica da chapa;

C_s = Constante empírica para RHA e HHA;

b_s = Constante empírica adimensional.

Para o cálculo de V_{50} em casos de *plugging*, Recht e Ipson (1963) propõe um balanço de energia cinética do sistema projétil-chapa onde são considerados, além da energia de perfuração e a energia cinética residual do conjunto projétil-*plug* (sendo m_{PLUG} a massa do *plug* ejetado). A energia perdida pelo projétil devida à deformação plástica localizada (E_{fn}) e o trabalho de deformação plástica localizada (W_P), que é o trabalho necessário para ejeção do *plug*. Outra consideração do modelo é a de o conjunto projétil-*plug* ter a mesma velocidade residual como mostra a eq. (5) (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

$$0,5m_P V_0^2 = 0,5(m_P + m_{PLUG})V_R^2 + E_{fn} + W_P \quad (5)$$

Os cálculos de E_{fn} e W_P são dados pelas equações (6) e (7), respectivamente.

$$E_{fn} = \frac{m_{PLUG}}{m_P + m_{PLUG}} 0,5m_P V_0^2 \quad (6)$$

$$W_P = 0,5m_P V_0^2 - 0,5(m_P + m_{PLUG})V_R^2 - E_{fn} \quad (7)$$

Para o cálculo do V_{50} com base no modelo da eq. (5), considera como hipótese para o cálculo, a *priori*, que a velocidade de impacto seja igual à V_{50} ($V_0 = V_{50}$), logo, a energia total de perfuração para o caso de *plugging* é descrita segundo a eq. (8).

$$0,5m_P V_{50}^2 = E_{fn} + W_P \quad (8)$$

Para o cálculo estimativo de V_{50} em casos de *plugging*, um dentre vários modelos empíricos existentes mais usados é o modelo simplificado de De Marre,

eq. (9), Onde m_p é a massa do projétil incidente e t é a espessura da chapa (HAZELL, 2015).

$$V_{50} = 0,89 \times 10^4 \left(\frac{t}{\sqrt[3]{m_p}} \right)^{3/4} \quad (9)$$

Esses modelos podem ser aplicados no caso de projéteis de pontas ogivais, por terem a ponta achatada no instante do impacto, tomando assim a forma de um penetrador aproximadamente cilíndrico que possa gerar concentrações de tensões de cisalhamento suficientes para a formação de um *plug*.

Esses modelos não levam em conta as propriedades físicas intrínsecas da chapa, como, por exemplo, tensão de escoamento, resistência mecânica, dureza, resistência ao impacto e resistência à fratura por cisalhamento (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

3.6.2 Normas de Blindagem Balística

Normas ocidentais importantes de ensaios balísticos em aços de blindagem são as normas americanas MIL-STD-662F de 1997 que normatizam ensaios balísticos em blindagem, a norma MIL-STD-3038 de 2011 que normatiza ensaios balísticos em geral, e a norma MIL-DTL-12560K de 2013 que regulamenta a blindagem de aço RHA e HHA para uso em carros de combate. No Brasil as normas que regulamentam ensaios balísticos são a ABNT NBR 15000 e a norma do Exército Brasileiro para blindagens de veículos de passeio NEB/T E-316.

Para a blindagem de aço laminado RHA de carros de combate, segundo a norma MIL-DTL-12560K (2013) são classificadas as seguintes classes de blindagem:

- CLASSE 1: Blindagem laminada ou forjada com espessura nominal entre 2,5 e 152,4mm, cujo tratamento térmico deve implicar em máxima resistência à penetração;
- CLASSE 2: Blindagem laminada ou forjada com espessura nominal entre 2,5 e 50,8mm, cujo tratamento térmico deve implicar em máxima resistência ao impacto;
- CLASSE 3: Blindagem laminada ou forjada com espessura nominal entre 6,35 e 304,8mm, cujo tratamento térmico implica em resistência máxima para destruição de uma munição armor-piercing, essa classe de blindagem não é projetada para uso em carros de combate;
- CLASSE 4a: Blindagem laminada ou forjada com espessura nominal entre 2,5mm e 69,9mm projetada para a melhor resistência à penetração no que diz respeito à Classe 1;
- CLASSE 4b: Blindagem laminada ou forjada com espessura nominal entre 2,5mm e 69,9mm, endurecida ao ar e auto-revenida, projetada para a melhor resistência a penetração no que diz respeito à Classe 1.

3.6.3 Munição

Munição é compreendida como o conjunto composto por projétil (bala), carga explosiva, espoleta e cartucho, sendo as partes fora o projétil responsável pela energia cinética ao projétil, como mostra a Figura 3 (HAZELL, 2015).

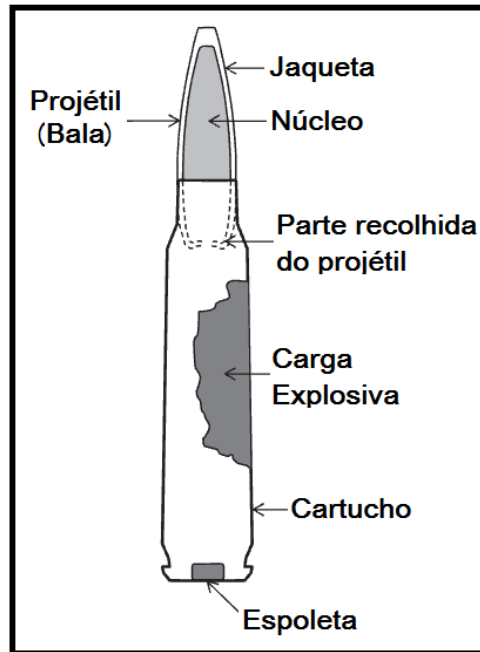


Figura 3 - Partes de uma munição de alta energia utilizada em armamentos militares.

Fonte: Adaptado de HAZELL (2015).

Projétil é a massa projetada pela arma no momento do disparo, impulsionada exclusivamente pela expansão dos gases oriundos da combustão da carga explosiva quando a espoleta é acionada pelo cursor da arma, a espoleta é o componente responsável pela queima da carga explosiva (propelente), sendo essa última responsável pela geração de gases que impulsionarão o projétil e transferirão energia cinética ao mesmo.

O cartucho é a estrutura básica da munição, onde são encerradas a espoleta, a carga explosiva e a parte recolhida do projétil, e auxilia no aumento de pressão dos gases que impulsionarão o projétil (HAZELL, 2015).

A penetrabilidade do projétil é dependente da sua massa, da sua massa específica, da sua velocidade, do seu formato, do calibre, da estabilidade de voo e da dureza do núcleo. Alguns projéteis de munições usadas em fuzis e metralhadoras como: 30-06, 7,62mm AP e o 12,7mm AP, possuem núcleo de aço duro, tungstênio, ou de carbeto de tungstênio, esses projéteis são denominados *Armor-Piercing* (Anti-Blindagem ou perfurante) e são usados

contra veículos blindados e muros de concreto, já munições, como a 5,56 mm X 41mm NATO e a 7,62 mm X 51 mm NATO, por exemplo, com núcleo de chumbo somente usadas contra alvos humanos, são denominadas *Ball-Ammunition* (HAZELL, 2015).

3.6.4 Disposição Angular da Chapa de Blindagem

Em meados da década de 1940, os ingleses constataram que uma chapa blindada oblíqua em relação à trajetória do projétil possui uma maior resistência ao impacto, pois, para o projétil, é como se o mesmo atingisse uma chapa do mesmo material na posição perpendicular à trajetória, porém, com uma espessura maior (OGORKIEWICZ, 1991).

Para o aumento da capacidade de blindagem de um carro de combate, os projetistas normalmente dispõem as chapas da parte frontal do carro de combate a um ângulo superior a 65° , em relação à chapa na vertical, pois mesmo uma chapa relativamente fina (23 mm de espessura, por exemplo), disposta nessa angulação, pode equivaler a uma chapa de 54,4mm, disposta verticalmente (OGORKIEWICZ, 1991), como é esquematizado na Figura 4.

Dikshit (1998) por meio de observações empíricas de chapas de aço liga RHA de 10 mm de espessura, inclinadas em 15° , 30° e 45° (em relação à trajetória do projétil) e ensaiadas sob impacto de projéteis ogivais de 20 mm, constatou que para uma dada velocidade constante de um projétil, o aumento da obliquidade da chapa aumenta a proteção balística frente a projéteis ogivais de alta energia.

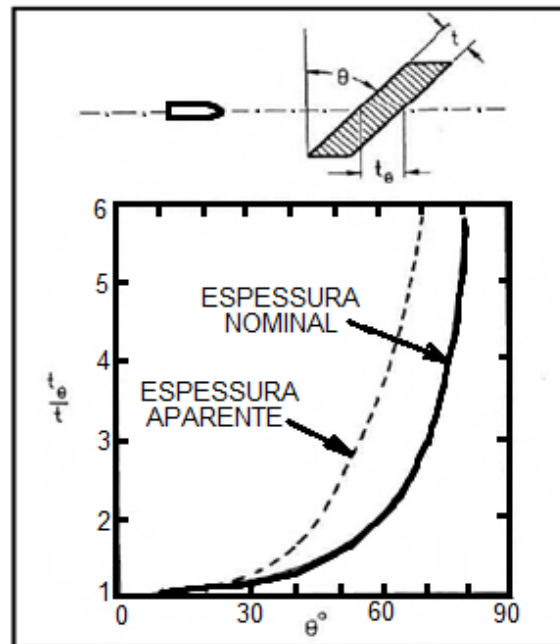


Figura 4 - Efeito da inclinação da chapa na espessura aparente

Fonte: OGORKIEWICZ (1991).

3.6.5 Métodos Computacionais de Análise Balística Terminal

Os fenômenos balísticos de baixa e de alta velocidade são atualmente modelados pelo Método dos Elementos Finitos (MEF), os fenômenos balísticos de baixa velocidade possuem a grande vantagem de não requererem uma modelagem geométrica dos projéteis, equações de estados e algoritmos de contato, só dependem de uma função temporal da distribuição da pressão exercida pelo projétil na superfície do alvo (SHUKLA, 2010).

Fenômenos balísticos de alta velocidade envolvem mecânica de perfuração e penetração do projétil, portanto, é necessária a modelagem do projétil, modelagem do alvo, histórico das taxas de tensão, pressão e temperatura, bem como dados do tipo de fratura macro e microscópica que o material sofreu no impacto do projétil (SHUKLA, 2010).

Um exemplo de modelagem de balística terminal por MEF é mostrada na Figura 5, um impacto de alta velocidade de um projétil 7,62 mm X 51 mm NATO, contra uma chapa de aço de 6mm de espessura (BORVIK, 2008).

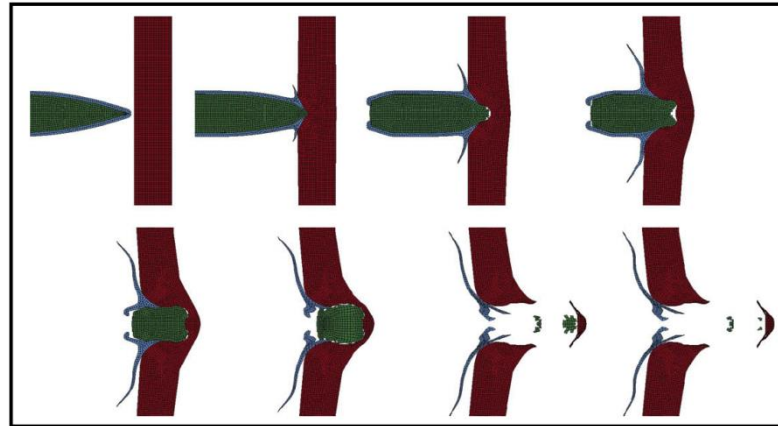


Figura 5 - Modelagem por MEF de um impacto de alta velocidade.

Fonte: BORVIK (2008).

3.7 TRATAMENTO TÉRMICO – TÊMPERA E REVENIMENTO

O tratamento térmico de têmpera consiste em aquecer o aço a uma temperatura acima de 727°C , com austenitização completa, seguido de um resfriamento brusco em água, com a finalidade de obtenção de microestrutura martensítica, resultando em aço com alta dureza, resistência à abrasão, resistência ao impacto e resistência mecânica (CHIAVERINI, 2012).

Os principais inconvenientes da têmpera são a redução considerável da ductilidade, redução da tenacidade e o aparecimento de tensões internas microestruturadas, para a atenuação desses inconvenientes, os aços temperados passam por um tratamento térmico para a redução dessas tensões térmicas microestruturadas chamado revenimento (DA COSTA E SILVA; MEI, 2010).

Num processo de têmpera, a austenita dificilmente se transforma totalmente em martensita, restando uma porcentagem de austenita não transformada denominada austenita retida, que em determinadas aplicações, como blindagem balística, é um elemento indesejável que reduz significativamente a resistência mecânica da peça (ASM, 2011a).

Certos elementos de liga podem aumentar o teor de austenita retida, como o níquel e o manganês, pois esses elementos abaixam a temperatura de início da transformação martensítica (M_s), implicando em uma transformação incompleta da austenita em martensita (CHIAVERINI, 2012). Para a eliminação de austenita retida pode ser empregado a têmperas sub-zero (têmperas em meios líquidos abaixo de 0°C como o nitrogênio líquido), revenimento múltiplo ou trabalho mecânico a frio (DA COSTA E SILVA; MEI, 2010).

O revenimento é um tratamento térmico pós-têmpera que consiste em um aquecimento uniforme do aço em uma faixa de temperaturas entre 120°C e 600°C , seguido de resfriamento lento, com o objetivo de reduzir as tensões térmicas, resultantes do processo de cisalhamento que forma as placas martensíticas (DA COSTA E SILVA; MEI, 2010).

3.7.1 Formação da Martensita

A martensita é uma fase metaestável resultante do resfriamento brusco da austenita, no qual as transformações da austenita ocorrem por cisalhamento da estrutura austenítica e sem difusão de carbono ou elementos de liga (DA COSTA E SILVA; MEI, 2010).

Ao contrário de condições isotérmicas de decomposição de fase onde as condições de equilíbrio térmico favorecem a difusão controlada de carbono e elementos de liga, a microestrutura martensítica se forma somente em condições não isotérmicas, onde as mudanças bruscas de temperatura iniciam o processo de cisalhamento do retículo austenítico (ASM, 2011b).

A morfologia da estrutura martensítica depende diretamente do teor de carbono do aço, do teor de elementos de liga que possam reter a austenita, como o níquel e manganês, do meio de têmpera (água, óleo ou salmoura) e da temperatura de revenimento, no pós têmpera (DA COSTA E SILVA; MEI, 2010).

Em relação ao teor de carbono, como mostra o diagrama da Figura 6, em aços com teor de carbono até 0,6% a morfologia estrutural martensítica predominante é na forma de ripas (*lath*), em aços com teor de carbono entre 0,6% e 1%, morfologias tanto na forma de agulhas quanto ripas, e para aços com teor de carbono acima de 1% a morfologia martensítica predominante é a de agulhas (ASM, 2011b).

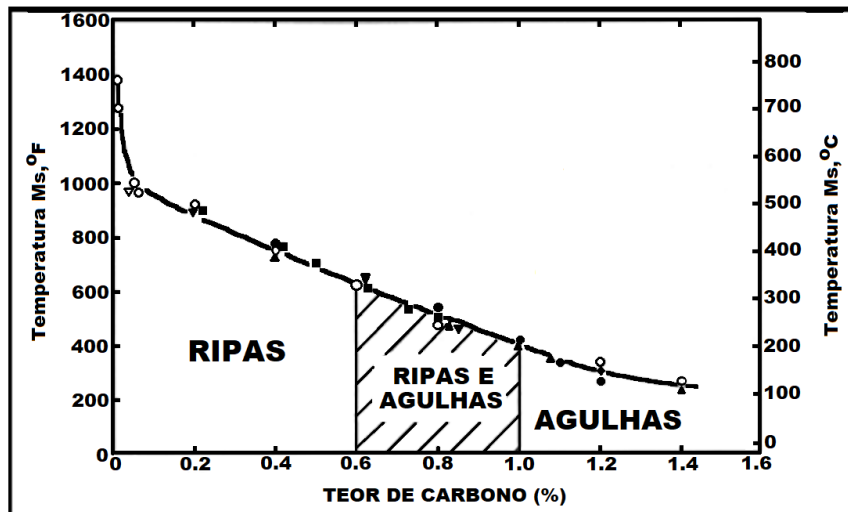


Figura 6 - Formatos típicos da martensita conforme o teor de carbono no aço.

Fonte: ASM (2011b).

A martensita, devido aos altos gradientes de temperatura no processo de têmpera, é formada por um processo de cisalhamento, onde o carbono não se difunde, forma placas de martensita cuja propagação é interrompida por outra placa de martensita, ou quando essa agulha encontra um contorno de grão de austenita ou quaisquer outros motivos (ROTHERY, 1968).

O processo de cisalhamento de formação da martensita é governado pelas relações de orientação entre as fases austenita e martensita e a inclinação dos planos de hábito em torno da placa de martensita (ASM, 2011b).

A estrutura cristalina da martensita é tetragonal de corpo centrado (TCC), como mostra a Figura 7, que consiste em uma distorção longitudinal de uma célula unitária de ferrita devido à inclusão de átomos de carbono entre os vértices da estrutura CCC (cúbica de corpo centrado) da ferrita, resultando em uma célula unitária tetragonal de corpo centrado.

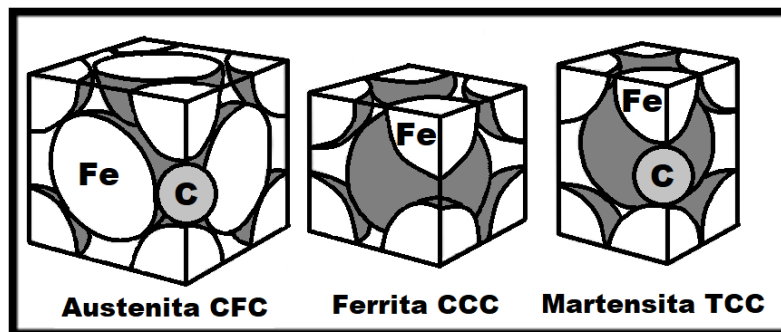


Figura 7 - Células unitárias das fases austenítica, ferrítica e martensítica.

Fonte: Adaptado de ASM (2011b).

A transformação martensítica pode ser explicada pela “teoria das duas deformações”, na qual ocorre à formação das placas martensíticas, através dos fenômenos de escorregamento e maclação, como mostram a Figura 8, resultando em uma interface plana macroscopicamente, com irregularidades em escala atômica (DA COSTA E SILVA; MEI, 2010).

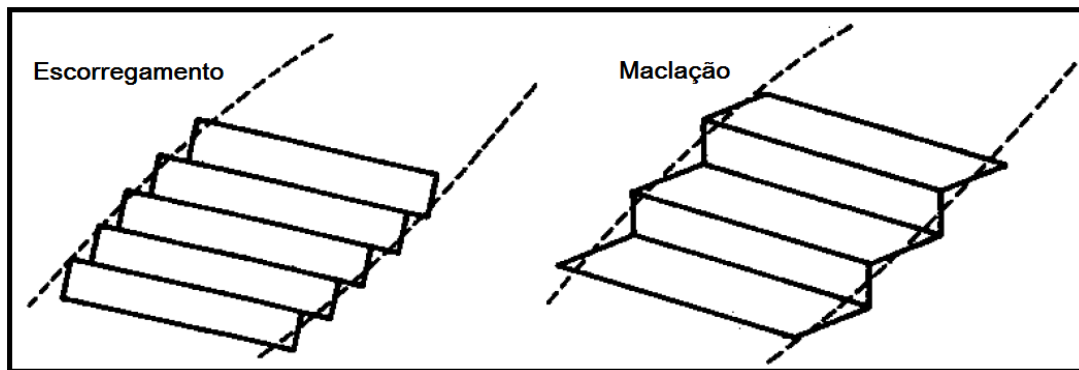


Figura 8 - Esquema de formação da martensita - Teoria das Duas Deformações.

Fonte: DA COSTA E SILVA, MEI (2010).

4. MATERIAIS E METODOS

A análise de desempenho balístico do aço estudado teve como ponto de partida as diferenças de desempenho das duas regiões de impacto, onde uma das regiões teve somente perfuração parcial (implicando na destruição do projétil incidente) e a outra região uma perfuração completa, onde o projétil atravessou completamente a chapa. A Figura 9 mostra o diagrama de bloco com as etapas do processo experimental.

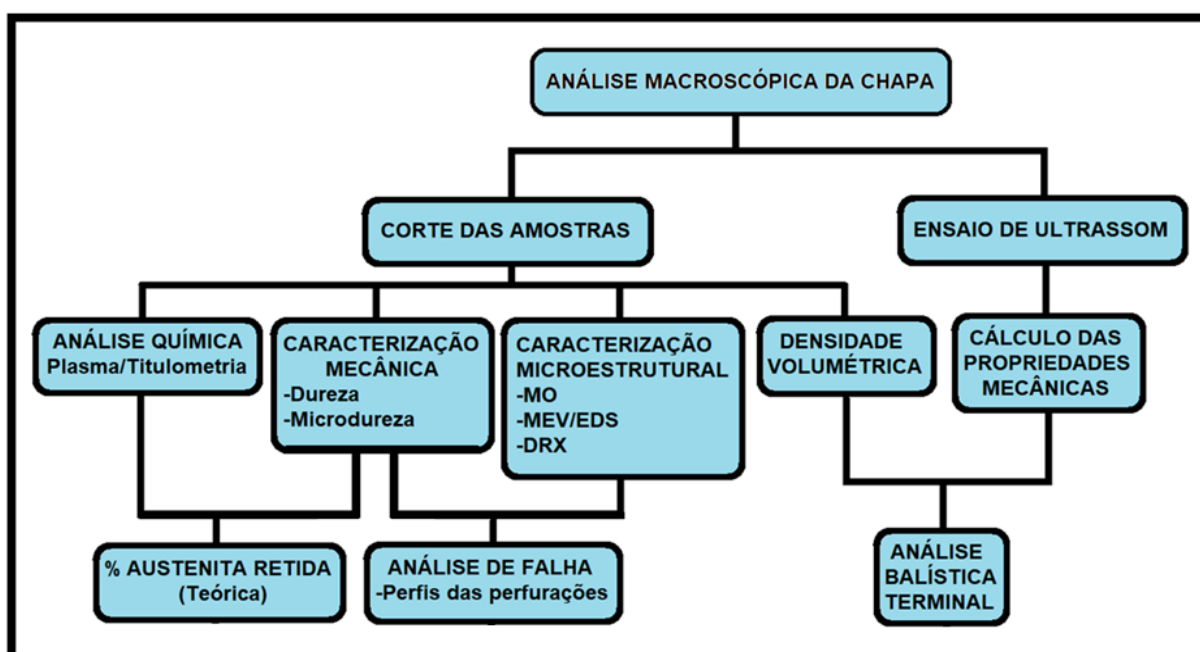


Figura 9 - Etapas do procedimento experimental.

Fonte: AUTOR (2017).

4.1 MATERIAIS

O material de blindagem HHA (*High Hardness Armour*) estudado é uma liga de aço de médio carbono, com teor de carbono entre 0,25-0,4%C, sendo essa chapa ensaiada, segundo a NBR 15000, com disparos de projéteis de

calibre 0,50" (12,7mm). Após o ensaio de balística, as amostras foram retiradas em três posições distintas, descritas na Tabela 2; a chapa apresenta dimensões: 300mm por 300mm e 12,8mm de espessura (t). A Figura 10 mostra as regiões de retirada das amostras. A composição química do aço foi realizada por titulometria, na USP *campus* Lorena, e por plasma na Universidade Federal de São Carlos.

Tabela 2 – Designação das posições estudadas da chapa ensaiada

Designação	Descrição
LP	Longe da Perfuração
PP	Perfuração Parcial
PC	Perfuração Completa

Fonte: Autor

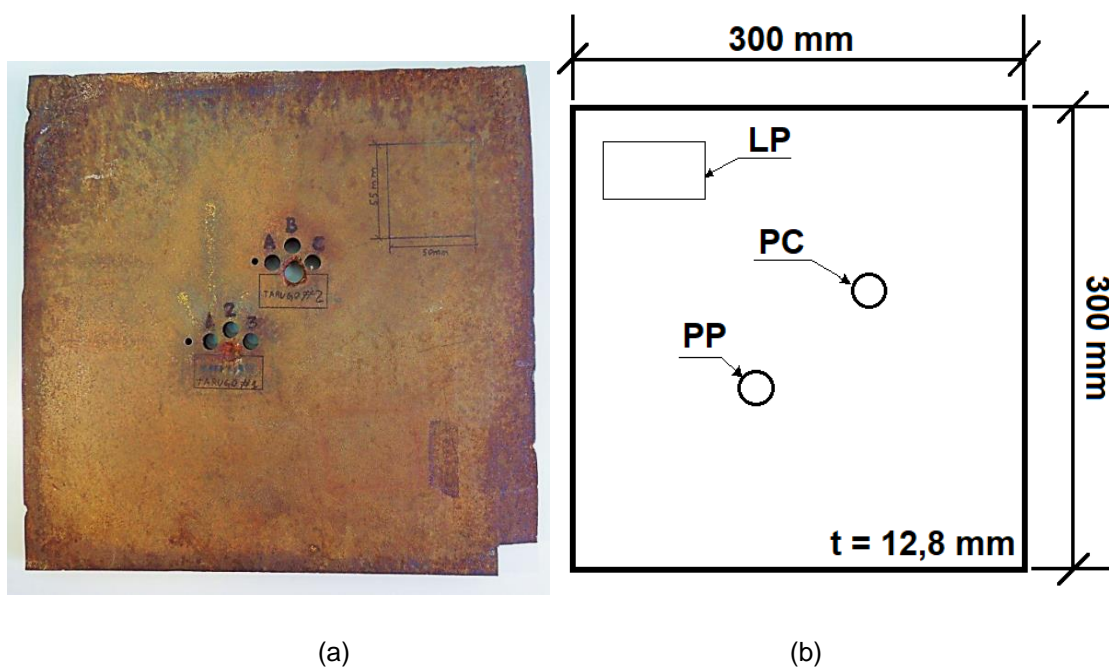


Figura 10 - (a) Chapa de blindagem HHA submetida ao ensaio balístico com munição 12,7 mm, (b) regiões de retiradas das amostras.

Fonte: Autor

4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A preparação das amostras para a observação da microestrutura, nos microscópios ótico e eletrônico de varredura, foi realizada conforme a norma ASTM E3-01. Inicialmente as amostras foram embutidas em baquelite, com posterior lixamento em lixas d'água de 180 a 2400 mesh. Para a realização do polimento, o abrasivo usado foi alumina de 1,0 μm , 0,5 μm e 0,3 μm . O reagente químico utilizado para revelar a microestrutura foi o nital 3% (3ml de ácido nítrico, 97ml de Álcool Etílico 95%).

4.2.1 Microscopia Ótica

A caracterização microestrutural do aço foi realizada inicialmente por microscopia ótica. As amostras foram retiradas nas três regiões indicadas na Figura 9b. Foi utilizado o microscópio ótico com analisador de imagens da marca Zeiss, modelo Axio Scope A1, acoplado à câmera de vídeo Axio Cam ICC3 e placa digitalizadora conectada a um computador equipado com software Axio Vision 4.8.2 SP2, instalado no LABMAT, na UNIFAL-MG, *campus* de Poços de Caldas. As amostras foram lixadas em lixas d'água de 180 a 2400 mesh e polidas com alumina 0,5 μ conforme a norma ASTM E3-11.

4.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura – Espectrometria de Energia Dispersiva

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada na chapa de aço nas regiões: LP; PP e PC. O equipamento empregado foi o Microscópio da marca FEI, modelo Inspect 550, acoplado a um detector de espectrometria de energia dispersiva (EDS) da marca EDAX, modelo Apollo X, do LCE, na UFSCar.

4.2.3 Difração de Raios X

A técnica de difração de raios X foi empregada para identificar as fases existentes na microestrutura da liga, nas três regiões da chapa. O equipamento empregado foi um difratômetro da marca Rigaku, modelo Miniflex 600 da USP – *campus* de Pirassununga. A varredura foi realizada usando radiação de $\text{Cu-K}\alpha$, 40 kV e 30 mA, variando o ângulo (2θ) de 40 a 100° , com passo angular de $0,05^\circ$ e tempo de contagem por passo de dois segundos de exposição.

4.3 MEDIDAS DE DUREZA E MICRODUREZA

As medidas de dureza foram realizadas segundo a norma ASTM E18 – 17e1 em escala Rockwell (HRC), utilizando um durômetro de bancada da marca Pantec, modelo RASN(B), da UNIFAL-MG, *campus* de Poços de Caldas.

Os ensaios de microdureza foram realizados, segundo a norma ASTM E92 – 17, nas posições longe da perfuração, (LP) perfuração parcial (PP) e perfuração completa (PC), com cargas de 10 gf para a austenita e 100 gf para a martensita, durante cinco segundos.

Os ensaios foram realizados, com auxílio de um microdurômetro da marca SHIMADZU, Modelo HMV-2, do LABMAT, na UNIFAL-MG, *campus* de Poços de Caldas, e para a aferição das microdurezas das fases nos perfis das perfurações foi utilizado o microdurômetro da marca INSIZE modelo ISH-TDV1000 no Laboratório de Ensaios de Materiais do Instituto Federal de São Paulo, *campus* São João da Boa Vista.

4.4 ENSAIO NÃO-DESTRUTIVO POR ULTRASSOM

Através do ensaio não-destrutivo por ultrassom, foram determinados: módulo de elasticidade, módulo de cisalhamento, módulo volumétrico e coeficiente de Poisson. Foram pré-determinados 81 pontos na chapa, na forma de matriz quadrada 9 X 9, como mostra a Figura 11, em seguida a chapa foi coberta totalmente com gel condutor Mercur BC 1610-PT, com uma camada aproximada de 3 mm. Foram medidas as velocidades longitudinais do som nos pontos pré-determinados, com a utilização do transdutor ultrassônico Olympus OmniScan MX2. O ensaio foi realizado, segundo a norma ASTM E494-05, no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Itajubá, *campus* Itajubá.

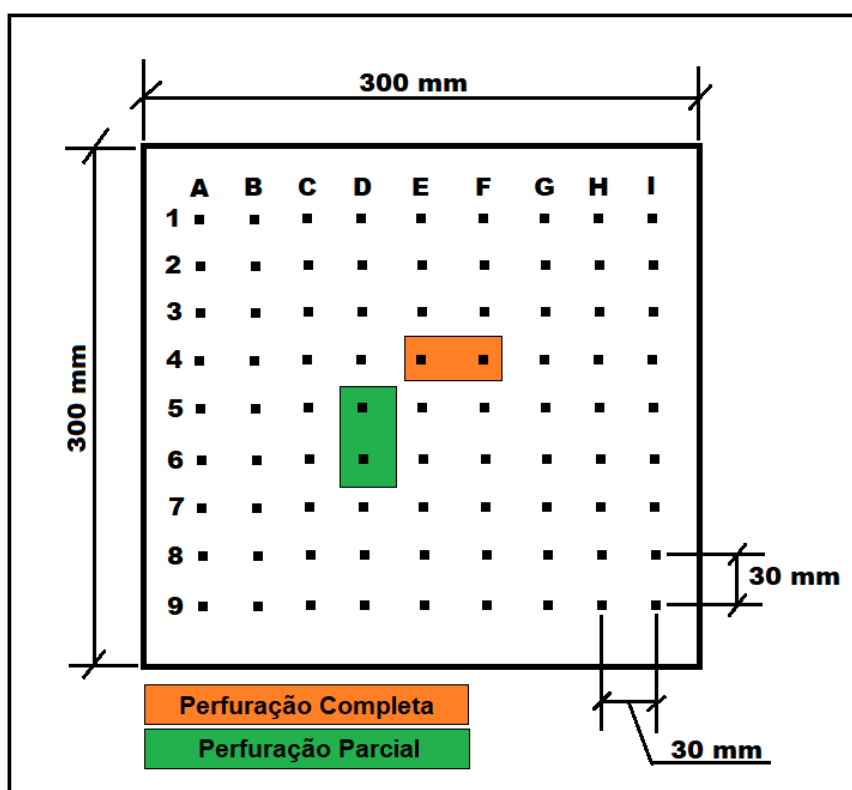


Figura 11 - Pontos de aplicação do dispositivo de ultrassom na chapa de blindagem.

Fonte: Autor

4.5 BALÍSTICA TERMINAL

Para a análise balística terminal, foi aplicado o modelo simplificado de De Marre, eq. 5, para o cálculo da velocidade balística limite (V_{50}), por meio do V_{50} foi calculada a energia de perfuração necessária para o projétil perfurar a chapa, e pelo balanço de energia cinética do sistema projétil-chapa foram calculadas a energia inicial de impacto e a velocidade residual com que o conjunto projétil-*plug* fora ejetado da chapa.

Foram retirados da chapa, duas amostras de 40 mm X 20 mm X 13,8 mm das regiões PP e PC por eletroerosão a fio, para analisar os efeitos microestruturais decorrentes dos impactos dos projéteis nas regiões de impacto. Os dados técnicos do projétil, foram os adotados da literatura, Ryan (2016).

Nos cálculos balísticos, o modelo da munição utilizada para os cálculos de desempenho foi considerado a 12,7 mm APM2, com projétil do tipo *armor-piercing*, com núcleo de aço endurecido, mostrado na Figura 12, as informações técnicas são mostradas na Tabela 3.

Segundo a norma MIL-DTL-12560K, as classes de blindagem, são as 3 e 4a, para chapas RHA ensaiadas balisticamente com munição 12,7 mm APM2, estando a chapa disposta em posição normal (perpendicular) à trajetória do projétil (0° de inclinação).

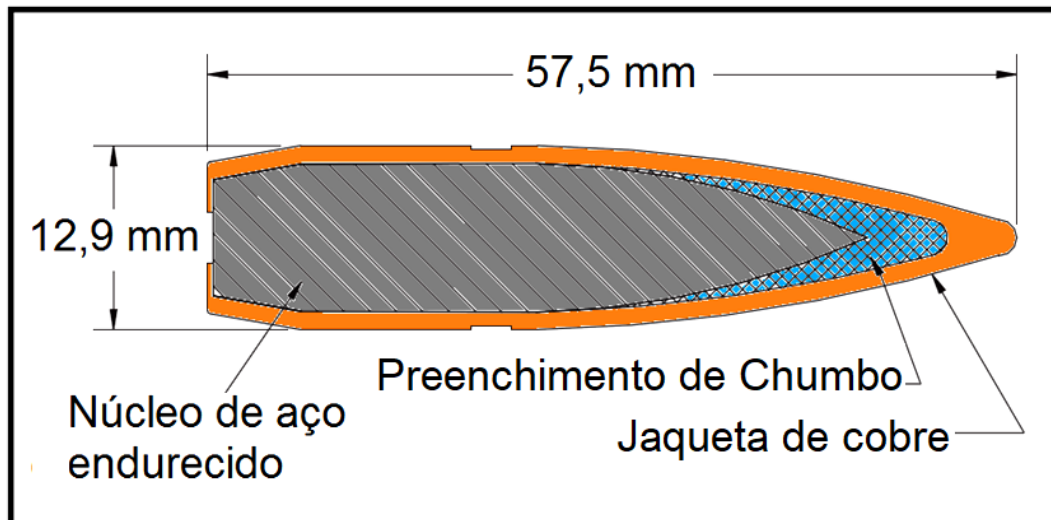


Figura 12 - Corte longitudinal do projétil 12,7 mm APM2 similar ao utilizado nos ensaios balísticos e utilizado nos cálculos de desempenho balístico.

Fonte: Adaptado de RYAN (2016).

Tabela 3 - Características técnicas do projétil 12,7 mm APM2.

Componente	Material	Massa (g)
Jaqueta	Cobre	16,4
Núcleo (perfurador)	Aço endurecido*	25,9
Preenchimento	Chumbo	3,6
Massa total		45,9

*Dureza do penetrador de aço endurecido: 655-745 HB

Fonte: Adaptado de RYAN, 2016.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISE QUÍMICA

A composição química do aço estudado é apresentada na Tabela 4, os resultados indicam que o aço em estudo se assemelha ao AISI 8630, baseando-se nos teores de carbono (0,32%C), de níquel (0,40%Ni), de manganês (0,90%Mn), de enxofre (0,023%S) e de fósforo (0,030%P). Os teores de Mo não foram detectados pelas técnicas empregadas.

Tabela 4 – Composição química do aço estudado em comparação com o aço AISI 8630 (% em peso)

ELEMENTO	Aço Estudado	*AISI 8630
C	0,320	0,28-0,33
S	0,023	0,040
Ni	0,400	0,40-0,70
Mn	0,900	0,70-0,90
P	0,030	0,035
Si	0,550	0,15-0,35
Cr	0,680	0,40-0,60
Mo	-	0,15-0,25

Fonte: Autor

*ASM, 2011a

Em comparação com o aço de blindagem RHA padrão, o aço estudado apresentou teores de P e de S acima do permitido para uma blindagem padrão, conforme como mostra a Tabela 5.

Sabe-se que o enxofre, quando em combinação com o Mn, forma sulfeto de manganês nos contornos de grão da martensita, favorecendo o

escorregamento das placas de martensita sob impacto do projétil (MAWEJA; STUMPF, 2008).

O fósforo é um elemento de liga fragilizante do aço, o qual forma uma fase chamada steadita, promovendo fraturas intragranulares (DE SOUZA, 2006). Os demais elementos de liga do aço estudado estão dentro do esperado para um aço de blindagem balística, apesar da não detecção do Mo (CROUCH, 2017; HAZELL, 2015).

Tabela 5 – Composição química do aço estudado em comparação com um aço RHA para blindagem (% em peso)

Elemento	Aço Estudado	*Aço RHA
C	0,320	0,18 - 0,32
Mn	0,900	0,60 – 1,50
Ni	0,400	0,05 – 0,95
Cr	0,680	0,00 – 0,90
Mo	-	0,30 – 0,60
Si	0,550	-
S	0,023	0,015 max.
P	0,030	0,015 max.

Fonte: Autor

*Hazell, 2015

Segundo Crouch (2017), De Souza (2006) e também Maweja e Stumpf (2008), cada um dos elementos de liga, citados na Tabela 4, afetam de forma singular no desempenho balístico de um aço de blindagem.

O carbono é um dos elementos de liga que favorece o aumento da dureza da fase martensítica e afeta diretamente na soldabilidade e nos processamentos mecânicos da chapa, além de aumentar os volumes de austenita retida na chapa no pós-têmpera (DA COSTA E SILVA; MEI, 2010; DE SOUZA, 2006)

O manganês aumenta a tenacidade do aço com o endurecimento da fase austenítica, melhora a ductilidade a esforços dinâmicos e estáticos nos aços-liga, porém, é um dos elementos de liga que eleva a porcentagem de austenita retida, além de formar sulfeto de manganês que propicia o escorregamento das placas de martensita, favorecendo a perfuração da chapa pelo projétil (CROUCH, 2017).

O níquel é um elemento de liga que endurece a fase austenita por solubilização, aumentando a tenacidade do aço, é um elemento refinador de grão e diminui de maneira significativa a temperatura de transição dúctil-frágil, porém em teores elevados, é o maior responsável por elevados teores de austenita retida, pelo fato do níquel agir como elemento que trava o retículo cristalino austenítico, impedindo sua completa transformação em martensita (ASM, 2011a; DA COSTA E SILVA; MEI; 2010).

O cromo é um elemento formador de carboneto de alta dureza e responsável por aumentos expressivos na resistência mecânica, aumenta moderadamente a temperabilidade e reduz o amolecimento dos aços temperados durante o revenimento (DE SOUZA, 2006).

O molibdênio é um formador de carboneto que aumenta fortemente a temperabilidade do aço, aumenta a resistência mecânica e a dureza do aço, principalmente a altas temperaturas (DE SOUZA, 2006).

O silício retarda a decomposição da martensita e reduz o espaçamento de rede da fase austenita, favorecendo o endurecimento dessa fase (DE SOUZA, 2006).

A proporção de cada elemento de liga dissolvido no aço é fundamental, pois, durante os processos de têmpera e revenimento, os elementos de liga desempenham funções importantes na formação da microestrutura martensítica final como: homogeneidade microestrutural, tipo de martensita formada, temperaturas de austenização completa, início de transformação martensítica, na porcentagem de martensita transformada, quantidade de austenita retida (ASM, 2011a).

E ainda nas propriedades mecânicas e balísticas da chapa, haja vista que tanto a escolha quanto a proporção de cada elemento de liga devem ser feitas tomando por base a espessura da chapa, para que chapas de aço mais finas possam promover desempenho balístico satisfatório, similar ou superior às chapas grossas, (CROUCH, 2017; MAWEJA; STUMPF, 2008).

5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

5.2.1 Posição Longe da Perfuração

A Figura 13, apresenta as micrografias obtidas por microscopia ótica e eletrônica de varredura, da amostra na posição longe da perfuração (LP).

Observa-se na Figura 13a uma grande quantidade de placas de martensita (1) dispersas na austenita e uma grande quantidade de austenita retida (2), essas placas de martensita apresentam formas tanto em agulha quanto em ripa. Na Figura 13b a micrografia obtida por MEV mostra maior quantidade de placas de martensita em forma de ripa, sendo algumas placas de martensita dispostas paralelas umas às outras.

Conforme a *ASM International* (2011b), estruturas martensíticas tanto na formas agulhadas como de ripas são esperadas em aços carbono com teor de carbono entre 0,25-0,50%C. De acordo com a *ASM International* (2011), os aços de alta resistência e de alta dureza, temperados e revenidos, apresentam maior predominância na microestrutura a martensita em forma de ripas, e tendem a se alinhar em uma única orientação dentro de um mesmo grão de martensita, como apresentado nas Figuras 13a e 13b.

Conforme Jena (2010), o tamanho das ripas de martensita aumenta com o aumento da temperatura de revenimento, levando a diminuição da rigidez e da dureza.

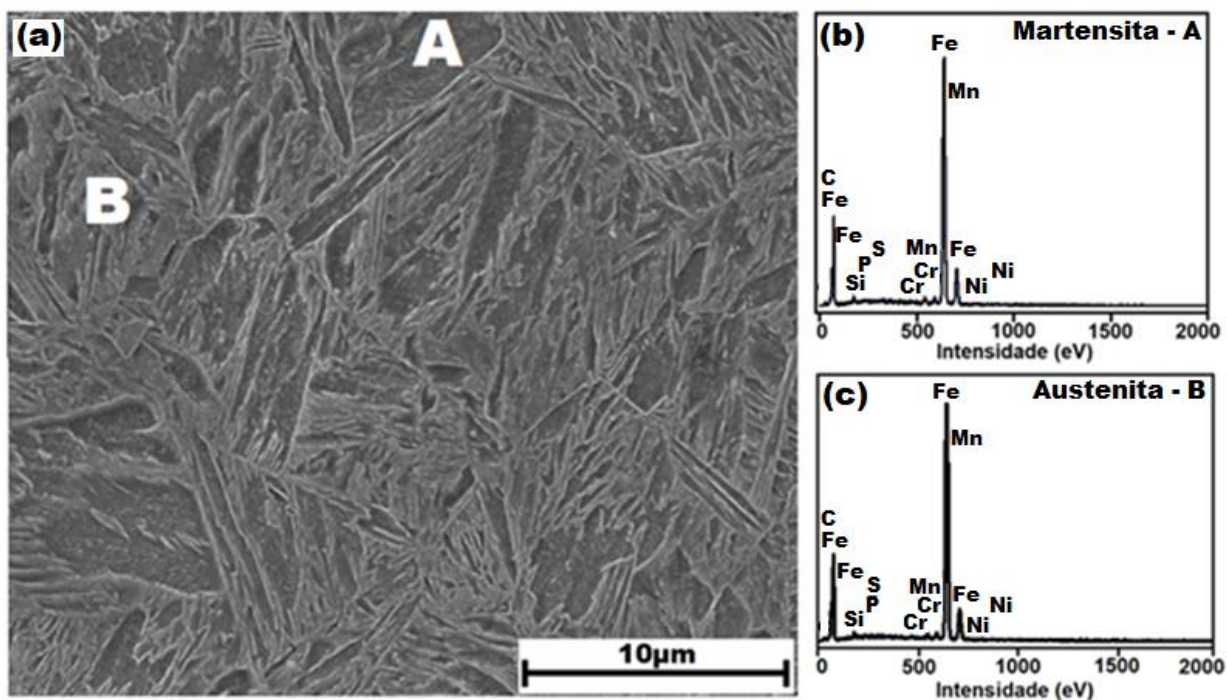


Figura 14. (a) Micrografia obtida por MEV da posição LP indicando as fases martensita e austenita. (b) Espectro obtido por microanálise de EDS na região de martensita (A). (c) Espectro obtido por microanálise de EDS na região de austenita (B).

Fonte: Autor

Tabela 6 – Análise semi quantitativa por EDS na posição LP

Elemento	Martensita (Região A)		Austenita (Região B)	
	% peso	% atômica	% peso	% atômica
C	1,79	7,67	1,74	7,45
Si	1,22	2,24	1,26	2,48
P	0,34	0,56	0,48	0,80
S	0,40	0,65	0,60	0,97
Cr	1,08	1,07	0,98	0,96
Mn	1,65	1,54	1,62	1,52
Ni	0,00	0,00	0,30	0,27

Fonte: Autor

5.2.2 Posição da Perfuração Completa

Nas Figuras 15a e 15b, são mostradas as micrografias obtidas por microscopia ótica e eletrônica de varredura, respectivamente, da amostra na posição de perfuração completa (PC).

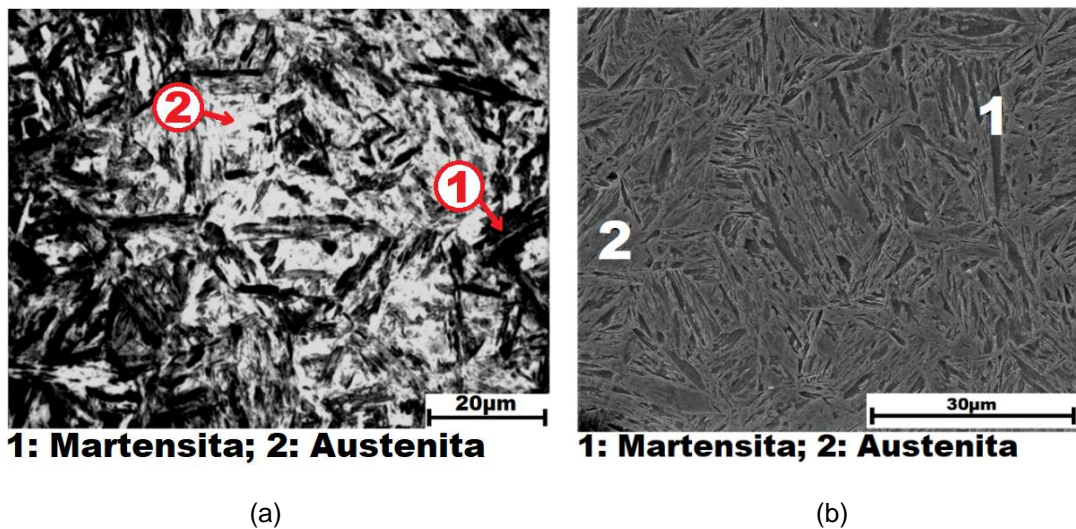


Figura 15 - Micrografia do aço na posição de perfuração completa (PC). (a) Obtida por microscopia ótica. (b) Obtida por MEV. Ataque com reagente Nital 3%.

Fonte: Autor

Observa-se nas Figuras 15a e 15b que as placas de martensita estão mais agrupadas em regiões determinadas, formando “ilhas”, indicando uma falta de homogeneidade na microestrutura, que é um indício de uma elevada porcentagem de austenita retida, que não se transformou em martensita durante o processo de têmpera.

Elementos de liga como níquel, manganês e cromo são elementos que abaixam a temperatura de transformação martensítica, fazendo com que a austenita tenha uma transformação martensítica insuficiente, implicando em uma maior quantidade de austenita retida, isso se deve ao fato desses elementos de liga substitucionais travarem o retículo cristalino da austenita, impedindo que o carbono se aloje na aresta de uma célula unitária de ferrita, cúbica de corpo

centrado (CCC), para que esta se expanda longitudinalmente formando uma célula unitária Tetragonal de Corpo Centrado (TCC) típica da martensita. Dessa forma, tanto o Ni quanto o Mn são elementos retentores de austenita cuja a proporção dissolvida no aço deve ser otimizada conforme a finalidade do aço (ASM, 2011).

Segundo Jena (2008), a porcentagem de austenita retida em uma chapa de blindagem deve ser entre 1-7%, valores superiores a 7% reduzem a dureza do material e sua rigidez, afetando sua homogeneidade, o que aumenta a probabilidade de falha no instante do impacto do projétil.

A Figura 16a mostra as regiões onde foram realizadas as microanálises semi qualitativa por EDS, na posição da perfuração completa (PC) nas fases martensita (região A) e austenita (região B). As Figuras 16 b e 16 c mostram os espectros obtidos nas microanálises por EDS, a Tabela 7 mostra os resultados da análise semi quantitativa dos elementos de liga detectados pelo EDS em porcentagem peso e atômica das fases martensita (região A) e austenita (região B).

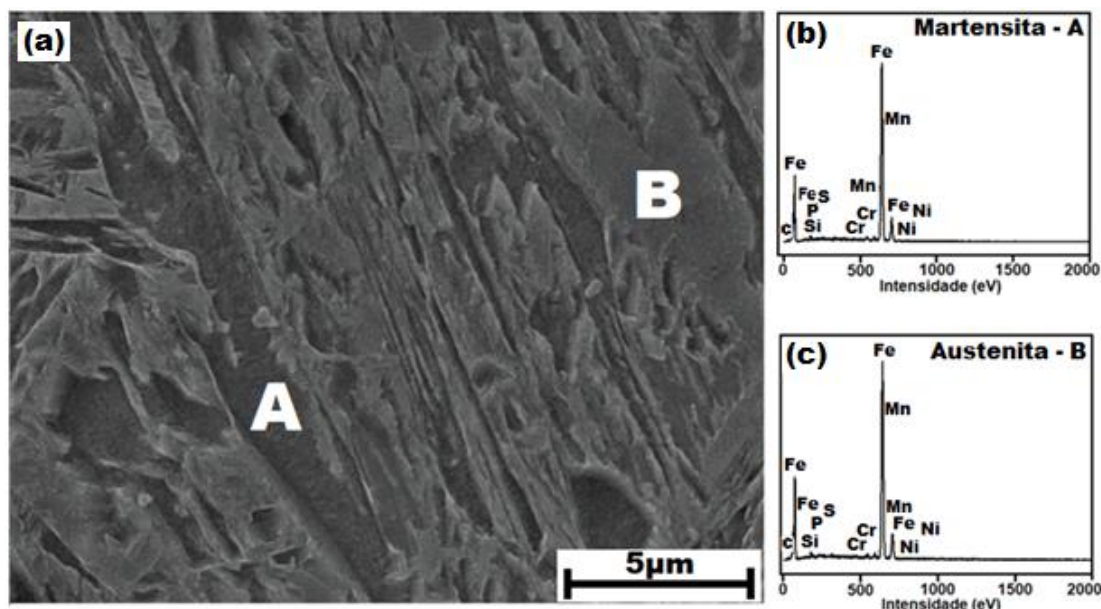


Figura 16 - (a) Micrografia (MEV) na posição PC indicando as fases martensita (região A) e austenita (região B); (b) Espectro obtido por EDS na região de austenita (região A); (c) Espectro obtido por EDS na região de martensita (região B).

Fonte: Autor

Observa-se na micrografia mostrada na Figura 17a, obtida por microscopia ótica, que há uma quantidade maior de martensita formada e observa-se também a alternância entre martensitas de formas agulhadas e ripadas na microestrutura; na Figura 17b, a micrografia obtida por MEV, mostra uma maior quantidade de martensita com formatos de ripas, sendo algumas dessas placas de martensita paralelas umas às outras.

A Figura 18a mostra as fases da região de perfuração parcial onde foram realizadas as microanálises semiquantitativa por EDS. As Figuras 18b e 18c mostram os espectros obtidos nas microanálises por EDS. A Tabela 8 apresenta a análise semi quantitativa dos elementos detectados nas regiões de martensita (região A) e austenita (região B).

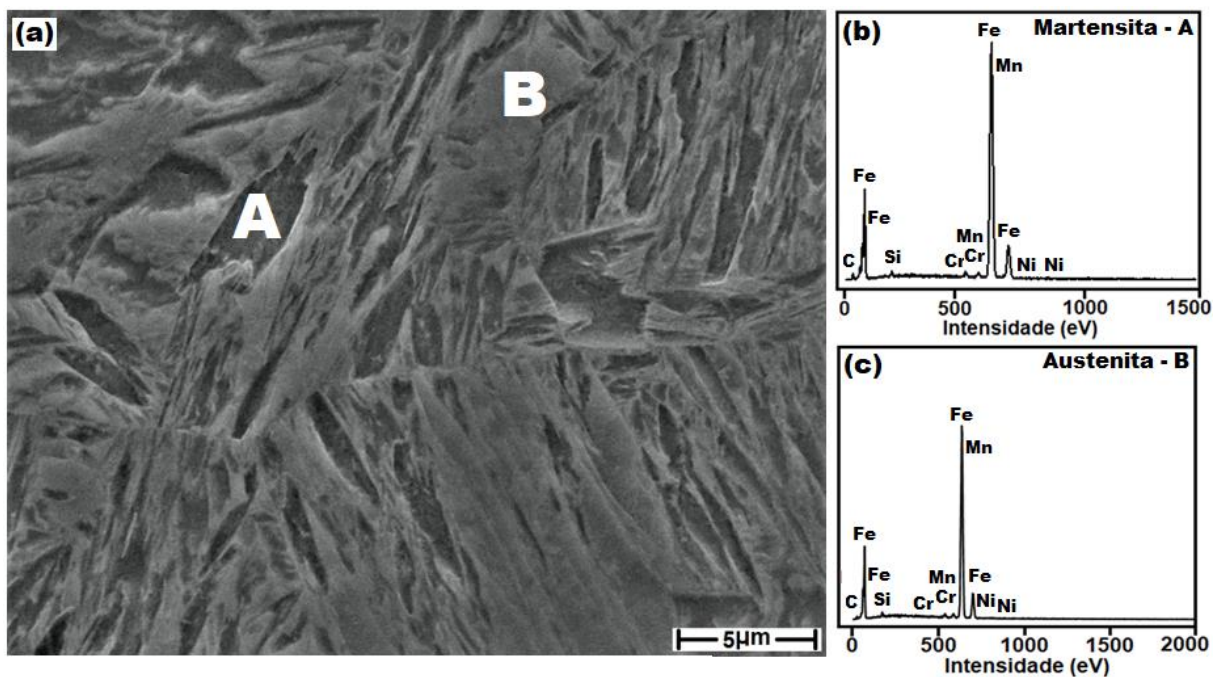


Figura 18 - (a) Micrografia obtida por MEV na posição PP indicando as fases martensita (A) e austenita (B); (b) Espectro obtido por microanálise por EDS na região de martensita; (c) Espectro obtido por microanálise de EDS na região de austenita.

Fonte: Autor

Tabela 8 – Análise semi quantitativa por EDS na posição PP

Elemento	Martensita (Região A)		Austenita (Região B)	
	% peso	% atômica	% peso	% atômica
C	2,74	10,42	1,68	7,28
Si	1,09	1,97	1,00	1,85
Cr	1,03	1,01	0,98	0,98
Mn	1,53	1,41	1,72	1,63
Ni	0,17	0,14	0,39	0,35

Fonte: Autor

Pela Tabela 7, observa-se que o peso de carbono da fase martensita na posição de perfuração parcial (PP) é maior que nas demais posições (LP e PC), o que denota uma região com maior dureza, maior rigidez e menor ductilidade, implicando em dureza mais elevada (DA COSTA E SILVA; MEI, 2010).

Segundo Ryan (2016) e Jena (2008), apesar da complexidade em descrever a perfuração balística em termos das propriedades mecânicas de um material, a dureza é a principal propriedade mecânica à influenciar no desempenho balístico de uma chapa de espessura finita, pois nesse caso, uma chapa com dureza acima de 500HB tende a destruir ou ricochetear o projétil, porém, em casos onde a espessura da chapa for finita, perante ao projétil e sua energia cinética inicial, o excesso de dureza pode provocar o efeito de estilhaçamento na parte da chapa oposta ao impacto do projétil, como mostra a Figura 19.

Este estilhaçamento da parte posterior da chapa é indesejável em aplicações de blindagem onde somente a chapa metálica compõe o sistema de blindagem, pois os estilhaços podem provocar acidentes aos ocupantes do blindado (HAZELL, 2015).

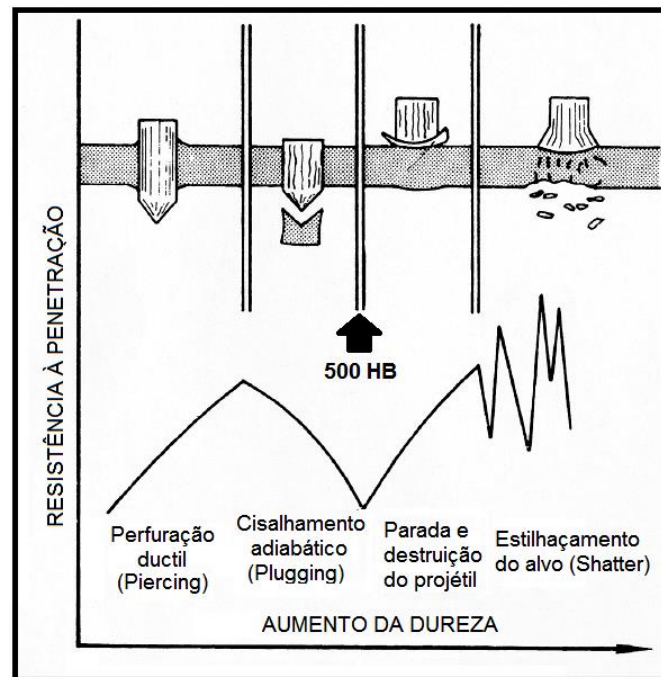


Figura 19 - Relação entre resistência à penetração de um projétil com ponta ogival ou cônica e o aumento de dureza de uma chapa metálica com espessura finita.

Fonte: Adaptado de RYAN (2016).

Comparando as Tabelas 6 e 7 de microanálise por EDS das posições LP e PC, os dois elementos de maior destaque são o manganês e níquel na região de perfuração completa, pois, segundo Da Costa e Silva (2010), altos teores de níquel e manganês dissolvidos na austenita fazem com que a temperatura de início de transformação martensítica diminua drasticamente, fazendo com que a quantidade de austenita retida seja maior, contribuindo para uma menor rigidez mecânica do aço frente a projeteis de alta energia (JENA, 2008).

Outros pontos relevantes quanto aos elementos de liga presentes nas fases austenita e martensita das posições PP e PC, é o teor de carbono na fase martensítica, na região PP o teor de carbono é maior que na posição PC, o que teve forte relevância na resistência balística da posição PP, ao contrário da posição PC, onde o teor de carbono foi menor que o da mesma fase na posição PP. O menor teor de carbono da fase martensítica da mesma posição, também

resulta baixa resistência mecânica, baixa dureza e maior ductilidade (DA COSTA E SILVA, MEI, 2010).

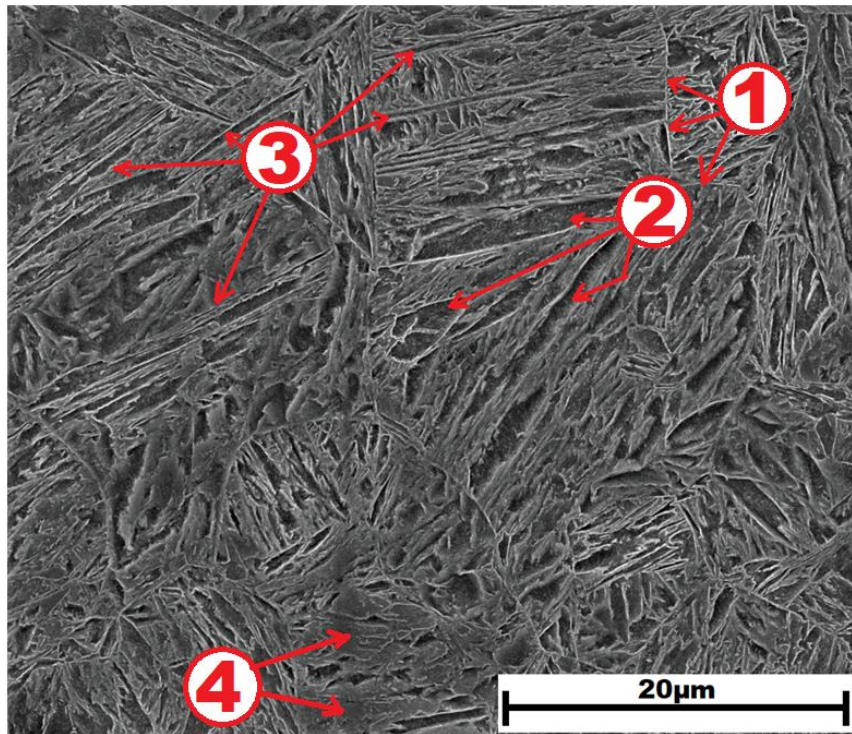
Nas fases austenita e martensita na posição PC foram observadas as presenças de enxofre e fósforo, elementos fragilizadores da austenita, podendo reduzir a tenacidade da fase austenita frente a impactos de alta energia cinética. Tais elementos não foram observados na posição PP.

Segundo Stumpf (2006), aços de blindagem cuja microestrutura possua uma combinação de ripas de martensita grosseiras e elevada quantidade de austenita retida, leva a redução da resistência balística em chapas de aço de blindagem, pelo fato dessas regiões possuírem baixa resistência ao impacto de projéteis, devido tanto à forma grosseira da ripa de martensita quanto da estrutura cristalina CFC da austenita retida que dá o caráter dúctil dessa fase.

5.2.4 Comparação Microestrutural Entre as Posições: LP, PC, PP

Foi observado entre as micrografias obtidas por MEV que a região LP, apresenta menor quantidade de austenita retida, em comparação com as outras duas posições (PC e PP), e uma maior quantidade de martensita em forma de agulha, sendo essas agulhas de martensita dispostas paralelamente umas com as outras dentro de um mesmo grão, como mostra a Figura 20.

Segundo a *ASM International* (2011b), são características de aço temperado com alto teor de carbono.

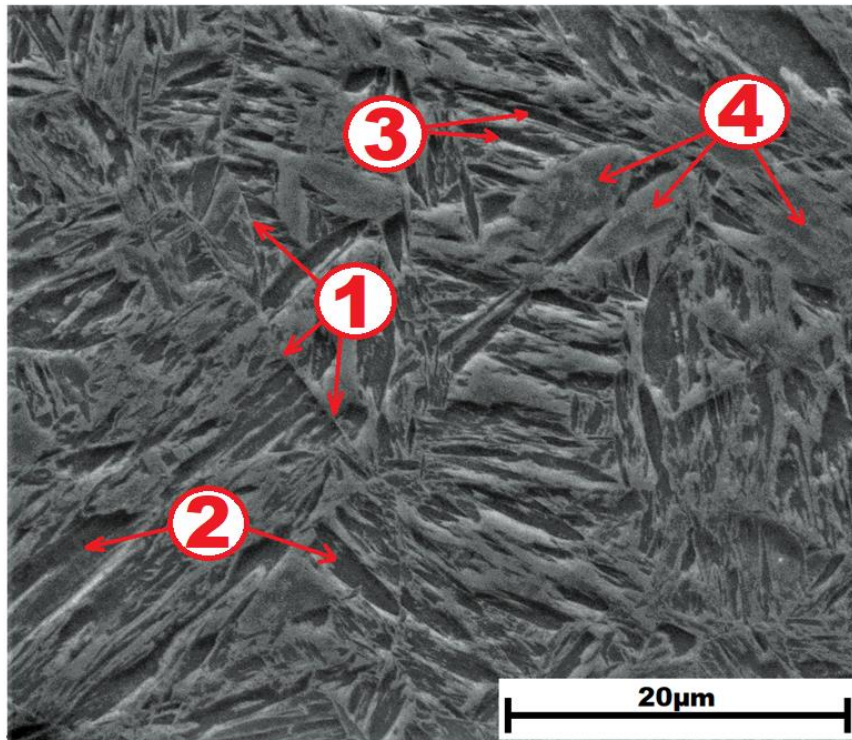


- 1: Contorno de grão austenítico**
2: Martensitas ripadas; 3: Martensitas agulhadas
4: Austenita retida

Figura 20 - Micrografia da posição longe da perfuração (LP) destacando os contornos de grãos de austenita e martensita agulhada e o paralelismo de agulhas de martensita.

Fonte: Autor

Na micrografia na posição PP foi observada maior presença de austenita retida e a coexistência de placas de martensita tanto na forma de ripas quanto agulhas na microestrutura, que comparando com a posição LP, apresenta características de aço temperado de médio teor de carbono (ASM, 2011b), como apresentado na Figura 21.

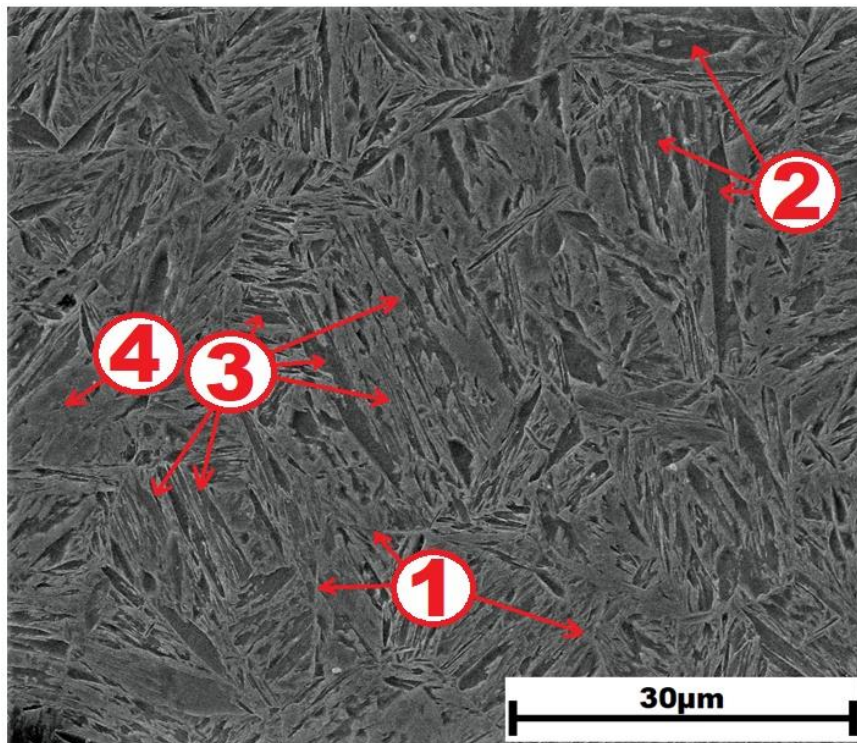


- 1: Contorno de grão austenítico**
2: Martensitas ripadas; 3: Martensitas agulhadas
4: Austenita retida

Figura 21 - Micrografia da posição da perfuração parcial (PP) destacando o contorno de grão de austenita, austenita retida, martensita agulhada e martensita ripada.

Fonte: Autor

Na comparação entre a posição PC e as demais posições (LP e PP), foi observada uma quantidade maior de placas de martensita, em formas ripadas em sua maioria, como mostra a Figura 22, onde (1) são os contornos de grão austenítico, (2) a variação entre martensitas agulhadas e ripadas, (3) martensitas ripadas e (4) austenita retida.



- 1: Contorno de grão austenítico**
2: Martensitas ripadas; 3: Martensitas agulhadas
4: Austenita retida

Figura 22 - Micrografia da posição de perfuração completa (PC) destacando uma plaqueta de martensita ripada, austenita retida e uma região com variações entre formas de martensita agulhadas e ripadas.

Fonte: Autor

Conforme constatado por Jena (2008), tanto a predominância de placas de austenita na forma de ripa quanto o aumento da porcentagem de austenita retida em uma determinada região, causa diminuição na resistência mecânica do material e conseqüentemente reduz a resistência balística, implicando em maior probabilidade de falha com o impacto de projeteis de alta energia cinética (projétil 12,7mm APM2).

5.2.5 Difração de Raios X

A Figura 23 exibe os espectros de difração de raios X das amostras nas posições: longe da perfuração (LP), perfuração parcial (PP) e perfuração completa (PC).

Observou-se que não houve variação significativa entre os espectros analisados, os picos encontrados nos três espectros referem-se aos planos 110, 200 e 211 da martensita, os picos relativos aos planos de austenita não foram detectados. Segundo a norma ASTM E975-13, radiações de Mo, Co e Cu apresentam menor resolução em relação ao Cr para a formação dos espectros, o que inviabiliza o cálculo da porcentagem de austenita retida via difração de raios X.

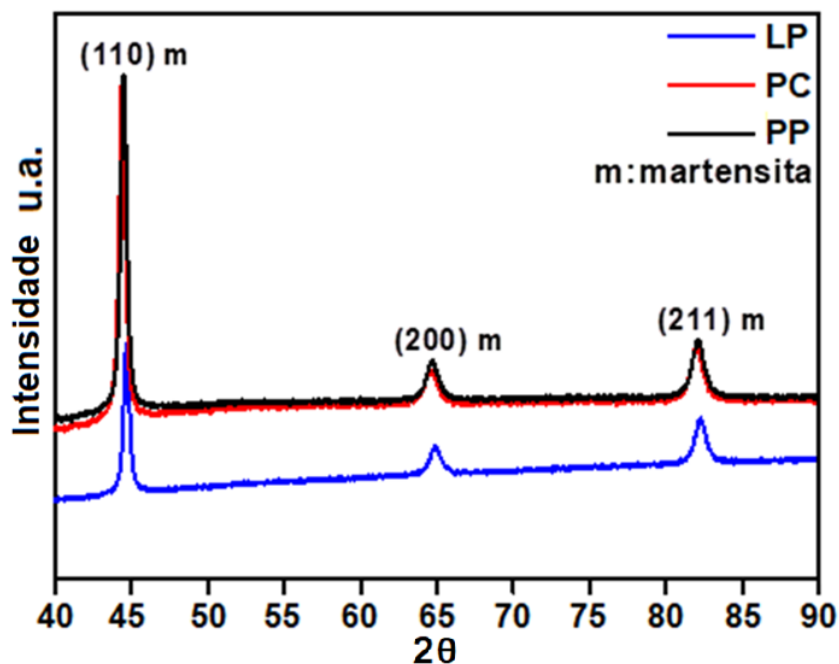


Figura 23 - Difratogramas de raios X para as posições LP, PC e PP da chapa.

Fonte: Autor

Os difratogramas das amostras nas três posições estudadas são semelhantes ao do aço do AISI 8630 (ASM, 2011) que apresenta composição química próxima ao do aço estudado, e observa-se que as fases presentes são martensitas difratadas nos planos (110), (200) e (211), como mostra a Figura 24.

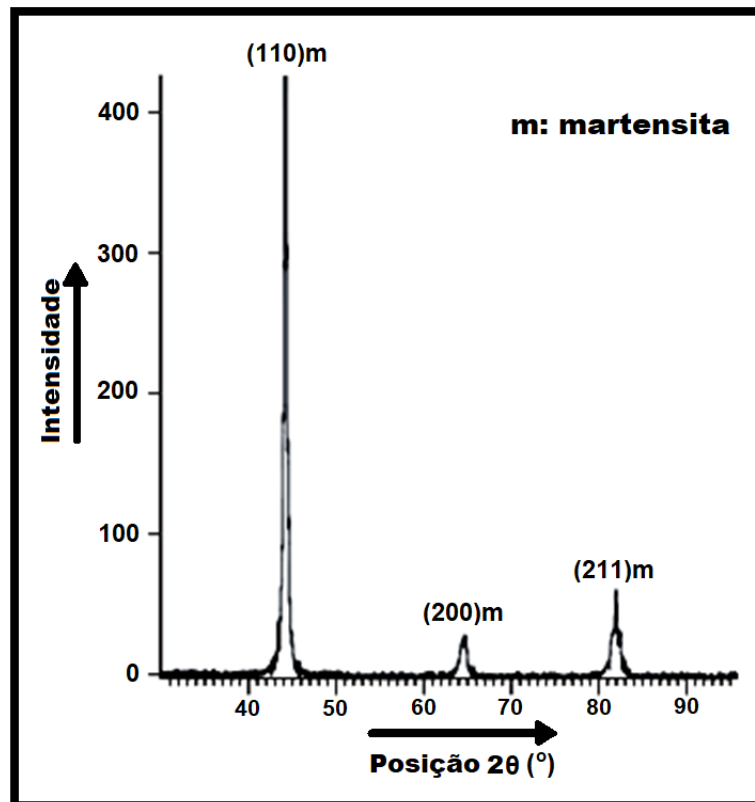


Figura 24 - Difratograma de raios X de aço AISI 8630.

Fonte: JENA et. al. (2010).

Comparando o difratograma da região LP, Figura 23, com os difratogramas das regiões PP e PC, observa-se que o pico relativo ao plano (110) da região LP é muito menor que os picos relativos ao plano (110) das outras duas regiões.

Haja vista que não houve mudanças nas composições químicas das regiões PP e PC devidas a algum elemento químico oriundo do projétil que possa ter aderido à superfície da chapa nos impactos (Cu, Zn e Pb), a hipótese que possa explicar essa diferença evidente entre os difratogramas das três regiões é a de que os raios X incidentes, e posteriormente difratados, tenham atingido

bandas de cisalhamento adiabático existentes nas amostras das regiões PP e PC.

As bandas de cisalhamento adiabático são formadas em chapas metálicas sob carregamento dinâmico de elevada taxa de deformação, como impacto de projéteis, onde cerca de 90% do trabalho de deformação é convertido em calor gerando bandas de cisalhamento intenso na microestrutura do aço. Dessa forma, as características microestruturais dessas bandas são anômalas, compostas de transformações de fase, encruamento dos grãos e elevada dureza, o que pode ter contribuído para as diferenças de tamanhos dos picos relativos ao plano (110) nas regiões estudadas (DODD; BAI; 2012).

5.3. DENSIDADE VOLUMÉTRICA DA CHAPA

A densidade volumétrica da chapa foi determinada por uma amostra com as dimensões representadas na Figura 25. As características dimensionais, volume, massa e densidade volumétrica, foram calculadas e apresentadas na Tabela 9.

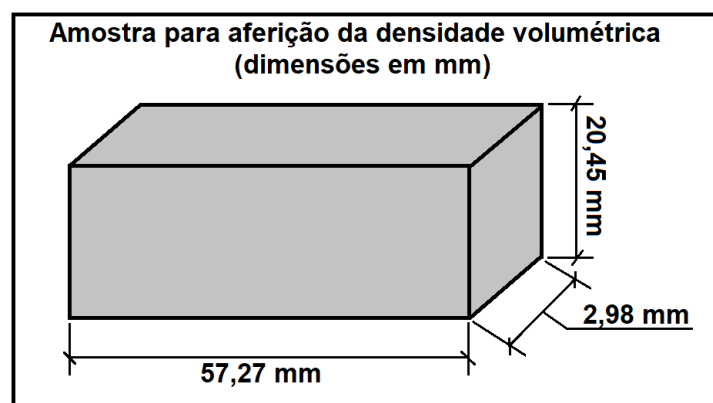


Figura 25 - Representação esquemática da amostra utilizada para a aferição da densidade volumétrica.

Fonte: Autor

Tabela 9 - Dados da densidade volumétrica da chapa

Dimensões	Medidas (mm)	Volume =
Comprimento	57,27	3,490 X 10 ⁻⁶ m ³
Altura	20,45	
Largura	2,98	Massa = 27,38 g
Densidade volumétrica da chapa = $\rho_c = 7845,07 \text{Kg/m}^3$		

Fonte: Autor

5.4 ENSAIO DE ULTRASSOM

Observou-se pelo ensaio de ultrassom diferenças na distribuição de transformação martensítica, em aproximadamente 90% da chapa, conforme mostra a Figura 11. Almajid, El-Danaf e El Rayes (2014) constataram que a velocidade do som em locais com maior transformação martensítica é menor que nos locais com maior quantidade de austenita retida, observou-se que nos pontos D5 e D6 situados na região de perfuração parcial (PP), a velocidade do som foi menor que nos pontos E4 e F4 situados na região PC, como mostra a Figura 26, e a Tabela 10 mostra a distribuição da velocidade de onda.

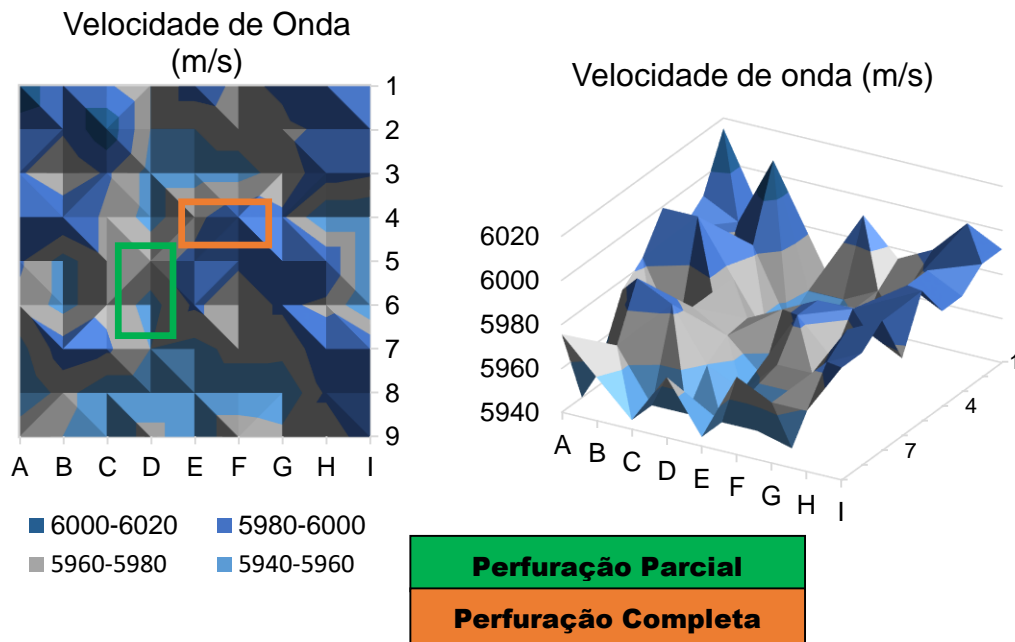


Figura 26 - Distribuição das velocidades do som nos pontos delimitados da chapa.

Fonte: Autor

Tabela 10- Distribuição da velocidade de onda (ultrassom) (m/s)

PONTOS	A	B	C	D	E	F	G	H	I
1	6015	5983	5983	5960	5991	5976	5983	5999	5991
2	5991	5983	6015	5960	5960	5968	5976	5983	5991
3	5983	5960	5983	5952	5952	5952	5968	5991	5983
4	5999	5999	5976	5952	5969	5970	5976	5991	5983
5	5983	5952	5976	5968	5976	5983	5983	5991	5999
6	5976	5952	5976	5967	5952	5983	5968	5983	5976
7	5952	5991	5983	5960	5952	5968	5968	5991	5999
8	5936	5968	5944	5944	5944	5944	5921	5983	5991
9	5976	5960	5944	5968	5944	5976	5968	5968	5991
	PC			PP					

Fonte: Autor

Mediante o gráfico e os valores da velocidade do som nos pontos destacados, é esperado que pontos da chapa com menor velocidade do som, como os pontos D5 e D6, tivessem maior resistência balística devido à maior quantidade de martensita transformada, ao passo que pontos onde a velocidade do som é maior, como os pontos E4 e F4, a resistência balística seja menor, o que evidencia falta de homogeneidade microestrutural, o que não é desejável em chapas metálicas de proteção balística.

5.4.1 Propriedades Mecânicas - Ensaio de Ultrassom

Com os dados obtidos das velocidades longitudinais do som nos pontos demarcados da chapa analisada, apresentadas na Tabela 9, e a velocidade transversal do som em aço de blindagem RHA que é de 3300,8 m/s (HAZELL, 2015), foram determinados: o módulo de Young (E), o módulo de cisalhamento (G), o módulo volumétrico (K) e o coeficiente de Poisson (ν), pelas equações 10, 11, 12 e 13, respectivamente, para análise balística terminal por meio de modelos matemáticos (HAZELL, 2015; SILBERSCHMIDT; MATVEENKO, 2015).

$$E = \frac{V_L^2 \rho + (1+\nu)(1-2\nu)}{(1-\nu)} \quad (10)$$

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (11)$$

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)} \quad (12)$$

$$\nu = \frac{1-2\left(\frac{V_T}{V_L}\right)^2}{2-2\left(\frac{V_T}{V_L}\right)^2} \quad (13)$$

Em que:

V_L = Velocidade longitudinal da onda de ultrassom [m/s];

V_T = Velocidade transversal da onda de ultrassom no aço [m/s];

ρ = Densidade volumétrica do aço estudado [Kg/m^3];

E = Módulo de Young [MPa];

G = Módulo de cisalhamento [MPa];

K = Módulo volumétrico [MPa];

ν = Módulo de Poisson [adimensional]

Os valores do módulo de Young, módulo volumétrico, coeficiente de Poisson, módulo de cisalhamento para cada ponto determinado da chapa, e as médias desses valores, estão apresentados nas Tabelas 11, 12, 13, 14 e 15, respectivamente. O módulo de Young, o módulo volumétrico e o módulo de cisalhamento apresentaram valores ligeiramente menores em áreas de menor velocidade do som. O valor do coeficiente de Poisson não apresentou variação significativa, mostrando uma homogeneidade de valores de propriedades mecânicas por quase toda a chapa para cada tipo de propriedade.

Tabela 11 - Módulo de Young E (GPa)

PONTOS	A	B	C	D	E	F	G	H	I
1	119,47	118,93	118,93	118,51	119,06	118,79	118,93	119,20	119,06
2	119,06	118,93	119,47	118,51	118,51	118,65	118,79	118,93	119,06
3	118,93	118,51	118,93	118,37	118,37	118,37	118,65	119,06	118,93
4	119,20	119,20	118,79	118,37	118,67	118,68	118,79	119,06	118,93
5	118,93	118,37	118,79	118,65	118,79	118,93	118,93	119,06	119,20
6	118,79	118,37	118,79	118,63	118,37	118,93	118,65	118,93	118,79
7	118,37	119,06	118,93	118,51	118,37	118,65	118,65	119,06	119,20
8	118,10	118,65	118,24	118,24	118,24	118,24	117,82	118,93	119,06
9	118,79	118,51	118,24	118,65	118,24	118,79	118,65	118,65	119,06
	PC	PP							

Fonte: Autor

Tabela 12 - Módulo Volumétrico K (GPa)

PONTOS	A	B	C	D	E	F	G	H	I
1	92,44	91,04	91,04	90,01	91,39	90,70	91,04	91,74	91,39
2	91,39	91,04	92,44	90,01	90,01	90,35	90,70	91,04	91,39
3	91,04	90,01	91,04	89,67	89,67	89,67	90,35	91,39	91,04
4	91,74	91,74	90,70	89,67	90,39	90,44	90,70	91,39	91,04
5	91,04	89,67	90,70	90,35	90,70	91,04	91,04	91,39	91,74
6	90,70	89,67	90,70	90,30	89,67	91,04	90,35	91,04	90,70
7	89,67	91,39	91,04	90,01	89,67	90,35	90,35	91,39	91,74
8	88,99	90,35	89,33	89,33	89,33	89,33	88,31	91,04	91,39
9	90,70	90,01	89,33	90,35	89,33	90,70	90,35	90,35	91,39
	PC	PP							

Fonte: Autor

Tabela 13 - Módulo de Cisalhamento (GPa)

PONTOS	A	B	C	D	E	F	G	H	I
1	76,74	76,19	76,19	75,77	76,33	76,05	76,19	76,46	76,33
2	76,33	76,19	76,74	75,77	75,77	75,91	76,05	76,19	76,33
3	76,19	75,77	76,19	75,64	75,64	75,64	75,91	76,33	76,19
4	76,46	76,46	76,05	75,64	75,93	75,95	76,05	76,33	76,19
5	76,19	75,64	76,05	75,91	76,05	76,19	76,19	76,33	76,46
6	76,05	75,64	76,05	75,89	75,64	76,19	75,91	76,19	76,05
7	75,64	76,33	76,19	75,77	75,64	75,91	75,91	76,33	76,46
8	75,36	75,91	75,50	75,50	75,50	75,50	75,08	76,19	76,33
9	76,05	75,77	75,50	75,91	75,50	76,05	75,91	75,91	76,33
	PC	PP							

Fonte: Autor

Tabela 14 - Coeficiente de Poisson

PONTOS	A	B	C	D	E	F	G	H	I
1	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28
2	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28
3	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28
4	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28
5	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28
6	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28
7	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28
8	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,27	0,28	0,28
9	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28	0,28
	PC	PP							

Fonte: Autor

Tabela 15 – Propriedades Mecânicas do Aço Estudado

Coeficiente de Poisson	0,28
Módulo de Young	118,75 GPa
Módulo de Cisalhamento	76,01 GPa
Módulo Volumétrico	90,59 GPa

Fonte: Autor

Os valores da Tabela 15 são as médias dos valores calculados para todos os pontos determinados da chapa, segundo a *ASM International*(2001), esses valores obtidos para a chapa em estudo se aproximam das propriedades mecânicas de um aço AISI 8630, temperado e resfriado em água a partir de uma temperatura de austenização entre 800-850°C, revenido por duas horas até 205°C e com dureza em torno 469HB.

As propriedades mecânicas do aço AISI 8630 nessas condições são apresentadas na Tabela 16 e foi observado que o módulo de Young e o coeficiente de Poisson do aço estudado se aproxima aos valores nominais para o aço AISI 8630 em estudo, porém, o módulo volumétrico foi ligeiramente maior; segundo Hazell (2015) e Ogorkiewicz (1991), as propriedades mecânicas encontradas para a chapa em estudo estão abaixo dos valores esperados para um aço de blindagem RHA, como mostra a Tabela 16.

Tabela 16 - Comparativos entre as propriedades mecânicas dos aços

Propriedades Mecânicas	Aço Estudado	AISI 8630**	Blindagem de Aço RHA**
Coeficiente de Poisson	0,28	0,29	0,27
Módulo de Young (GPa)	118,75	207	217,7
Módulo de Cisalhamento (GPa)	76,01	80,23	85,70
Módulo Volumétrico (GPa)	90,59	80,2	160,8

Fonte: Autor

*ASM, 2001; **Hazell, 2015

Segundo Kumar et. al. (2003), para uma maior precisão na determinação das propriedades mecânicas de um material por meio do ensaio não-destrutivo por ultrassom, deve dar-se preferência ao uso da velocidade transversal de propagação do som ao invés da velocidade longitudinal de propagação, pois as ondas transversais são mais sensíveis às variações microestruturais do que as ondas longitudinais.

5.5 ANÁLISE BALÍSTICA TERMINAL

Para a análise da interação dos projéteis incidentes com a chapa de blindagem, em primeiro lugar foi realizada uma análise visual macroscópica da chapa para observar características externas das perfurações para determinar o tipo de perfuração ocorrida na região de perfuração completa e o tipo de perfuração que seria realizada na região de perfuração parcial, em seguida, foram feitas as análises dos perfis das perfurações para a observação características microestruturais das duas regiões que influenciaram no desempenho balístico.

Para um desempenho balístico satisfatório conforme a norma MIL-DTL-12560K, foram tomados os seguintes critérios: velocidade balística limite (V_{50}), dureza, energia de perfuração, eficiência de massa e porcentagem de austenita retida.

5.5.1 Análise Visual Macroscópica da Chapa

A chapa utilizada no ensaio balístico foi examinada visualmente com o objetivo de identificar o tipo provável de perfuração causada pelo projétil na região PC.

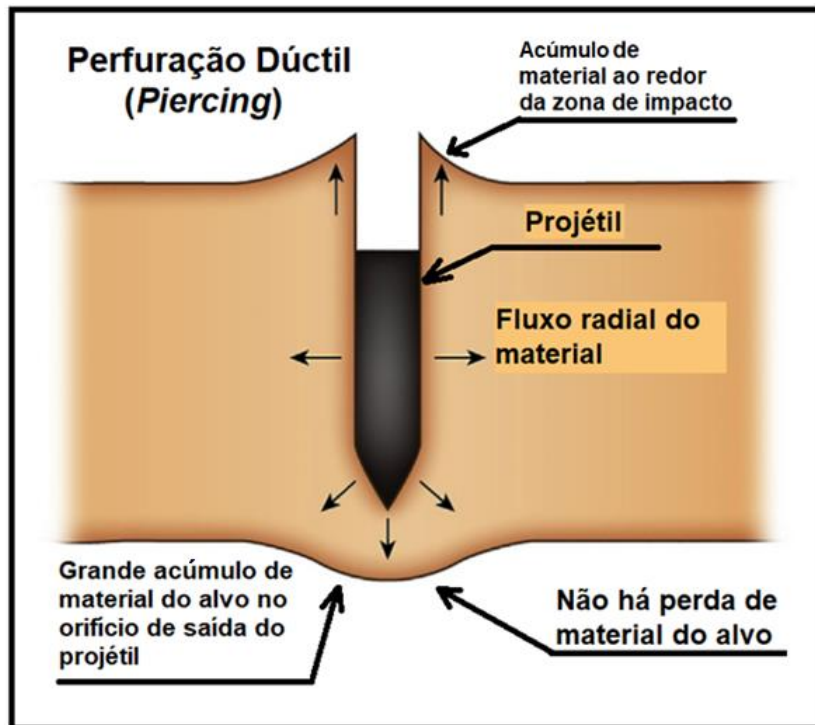
A Figura 27a, mostra a região frontal da perfuração completa (PC), a qual exibe na parte frontal fraturas de caráter frágil (1), proveniente de estilhaçamento da borda do orifício de entrada no instante de impacto do projétil, sem acúmulo visível de material da chapa na borda da parte frontal da perfuração, e na parte posterior da região PC.

Na Figura 27b, foi detectado pequenas rebarbas (1), porém, sem acumulação de material da chapa ou algum indício claro de se tratar de uma perfuração dúctil (*piercing*), como mostram os esquemas de perfuração das Figuras 28a e 28b, segundo Zuskas (1990), Crouch (2017) e Corbett, Reid e Johnson (1996), trata-se de um caso de perfuração por obturação (*plugging*), o que é um tipo de fratura esperado em aços com valores de dureza próximos a 500 HB (RYAN, 2016).

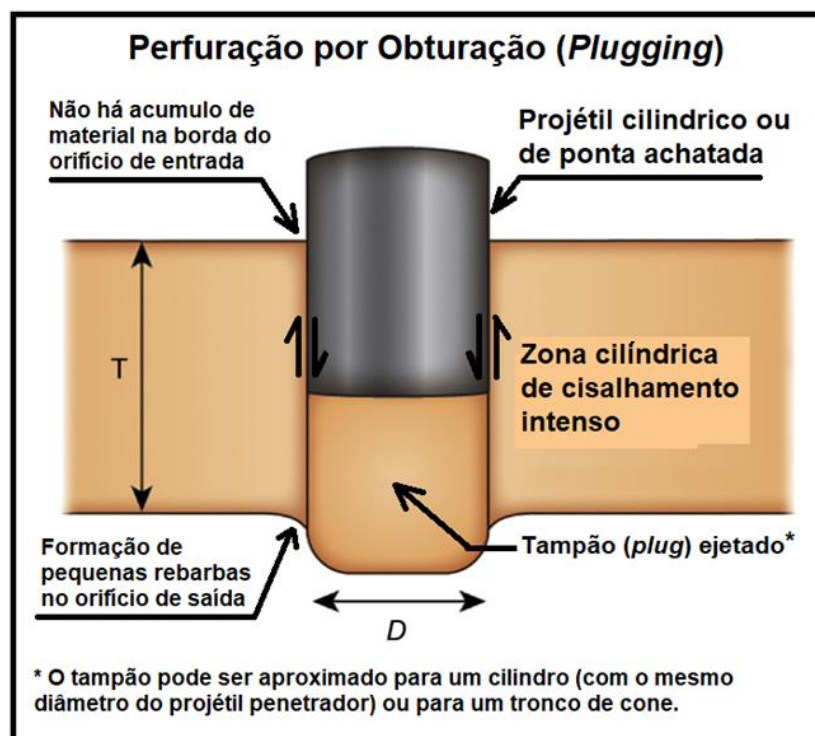


Figura 27 - Região de perfuração completa (PC). (a) Evidenciando estilhaçamento nas bordas da perfuração. (b) Evidenciando rebarbas.

Fonte: Autor



(a)



(b)

Figura 28 - Esquemas característicos dos tipos de perfurações (a) *piercing* (b) *plugging*

Fonte: Adaptado de CROUCH (2017).

Na região perfuração parcial (PP), a parte frontal dessa região exibe sulcos retilíneos dispostos de forma radial (1) em uma cratera de aproximadamente 11 mm de diâmetro, apresentando cavidades (2) formadas pelo estilhaçamento de pequenos fragmentos no instante do impacto do projétil como mostra a Figura 29a.

Na Figura 29b, foi observado uma elevação arredondada, o que segundo Zuskas (1990) e Corbett, Reid e Johnson (1996), podem ser indícios de início de formação de *plugging*; a distância entre as duas perfurações foi de 60,1 mm como mostra a Figura 30.

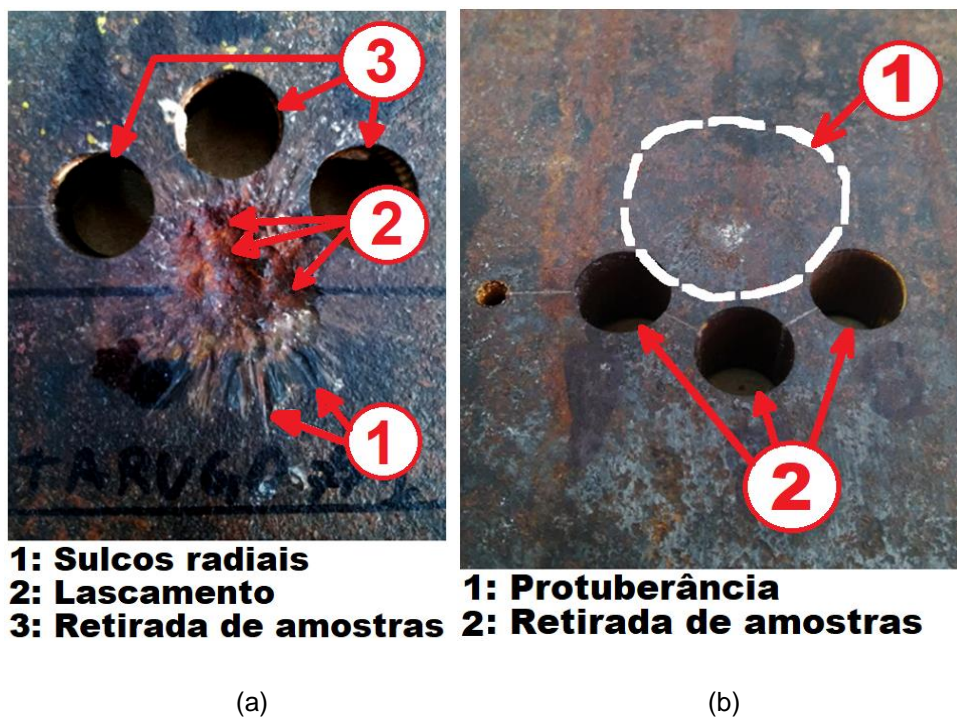


Figura 29 - Região de perfuração parcial (PP). (a) Vista frontal evidenciando uma deformação.
 (b) Evidenciando a não perfuração completa da chapa.

Fonte: Autor

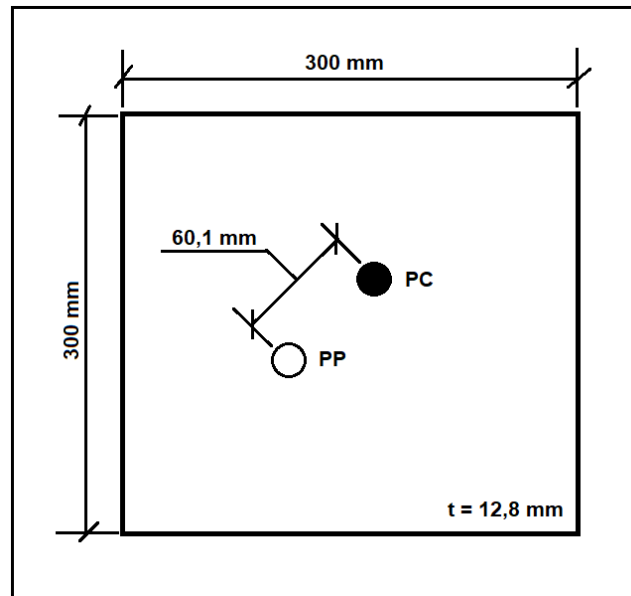


Figura 30 - Distância entre os centros das perfurações PP e PC, na chapa.

Fonte: Autor

5.5.2 Análise de Perfil de Fratura

Tanto na região de perfuração parcial (PP, amostra 1) quanto na região de perfuração completa (PC, amostra 2), foram retiradas amostras com o objetivo de analisar alterações na morfologia microestrutural e, baseando-se nessas alterações, identificar as causas da falha do material na região PC e as causas de resistência satisfatória à perfuração na região PP, como mostra a Figura 31.

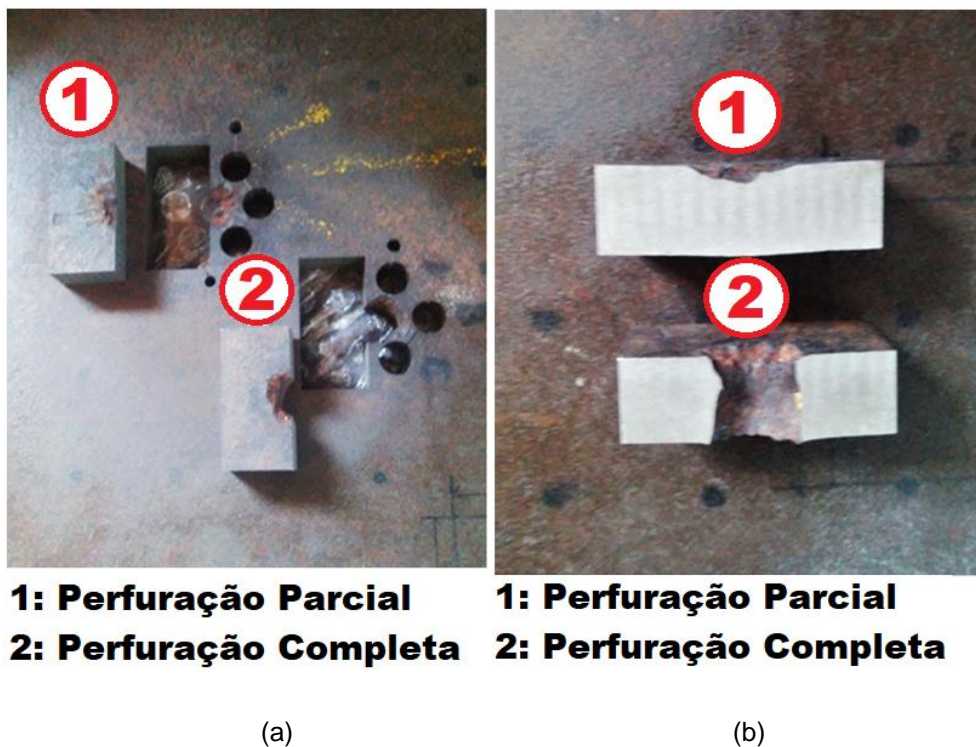


Figura 31 - Amostras das regiões PP (1) e PC (2). (a) Amostras com corte por eletroerosão à fio.
(b) Detalhe dos perfis das amostras.

Fonte: Autor

5.5.2.1 Região de Perfuração Parcial (PP)

O perfil da região PP foi esquematizado para análise sendo subdividido em quatro áreas conforme mostrado na Figura 32, sendo a área 1 a cratera formada pelo impacto do projétil, a área 2 uma zona intermediária entre a cratera da área de impacto e a metade da altura do perfil PP, a zona 3 como a metade da altura da amostra (zona de cisalhamento máximo) e a zona 4 como a parte posterior da chapa.

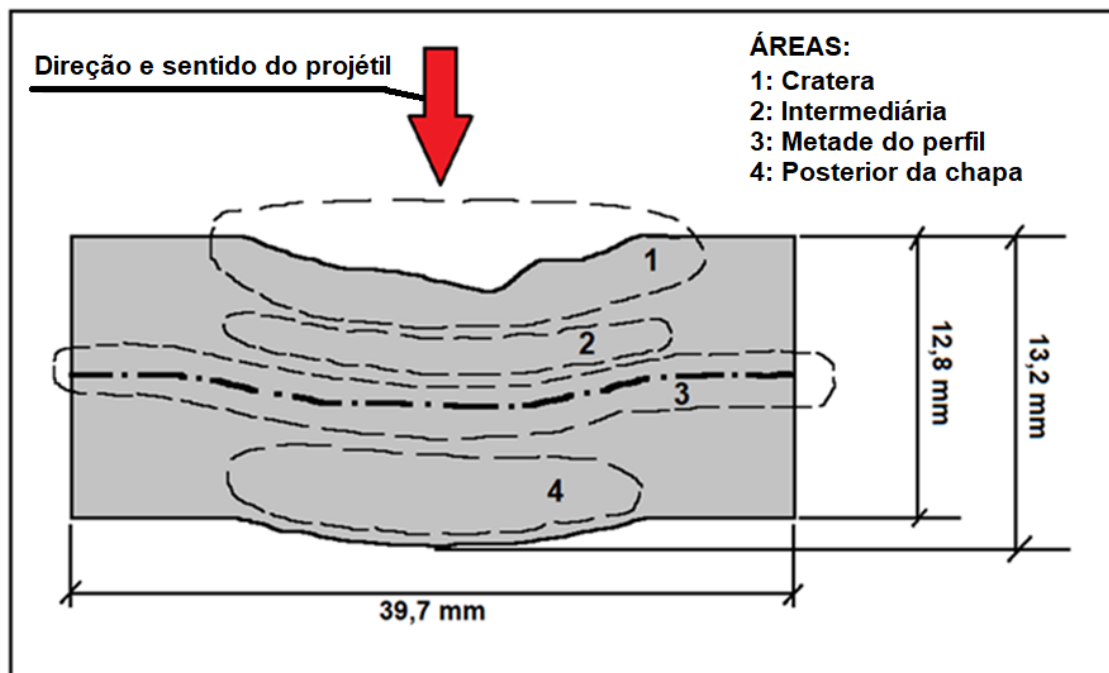


Figura 32 - Esquema de análise da região de Perfuração Parcial com suas subdivisões de análise.

Fonte: Autor

Na Figura 33 observou-se microtrincas (1) na região de cratera, nucleadas na superfície da parte frontal da chapa em grãos martensíticos grosseiros e propagadas até cessarem em grãos martensíticos por arredondamento de ponta, o que são indícios de uma tentativa de perfuração da chapa por *hard plugging* (tipo de perfuração por *plugging* onde há estilhaçamento de pequenos fragmentos na região de impacto), no qual um projétil de ponta ogival do tipo *armor-piercing* no instante do impacto tem sua ponta prensada até que o projétil tome uma forma cilíndrica.

Simultaneamente, fragmentos menores da parte frontal da chapa são estilhaçados restando algumas trincas residuais (CROUCH, 2017), foram observadas também algumas bandas de cisalhamento adiabático (2) na superfície da cratera, denotando intenso trabalho de deformação causado pelo projétil.

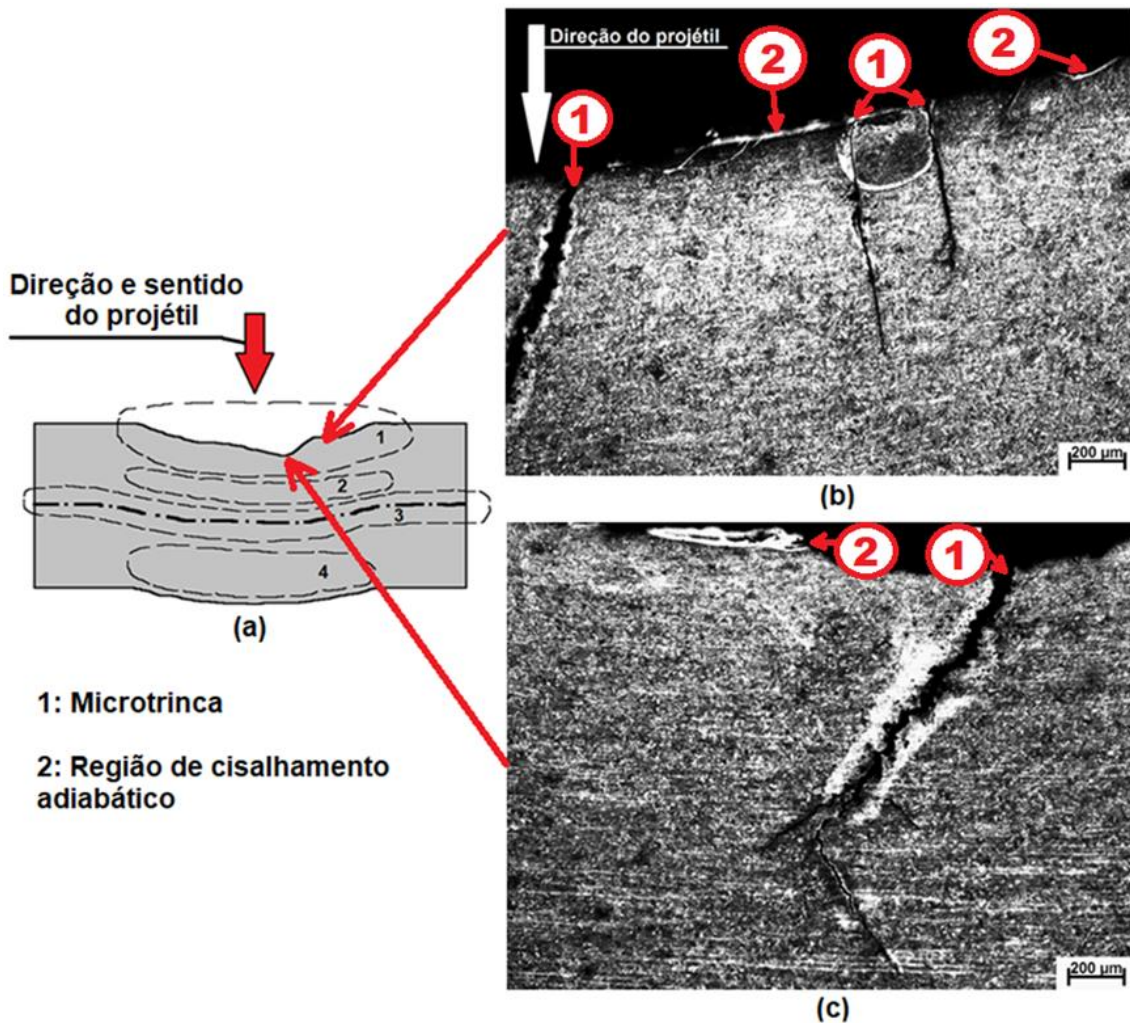
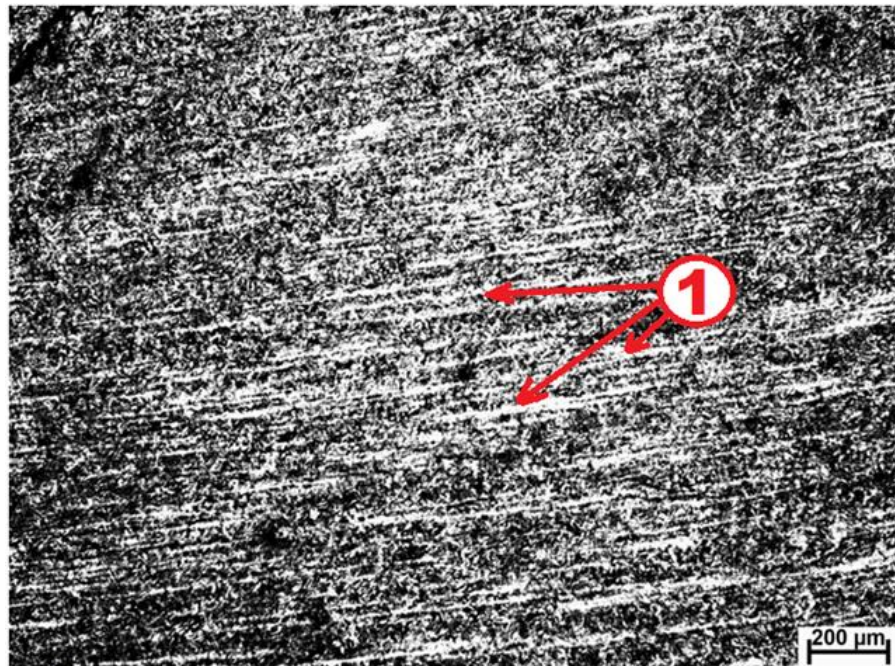


Figura 33 - Microtrincas causadas pelo impacto do projétil na região PP. (a) Localização das micrografias no perfil da região PP. (b) Microtrinca geradas na periferia do impacto. (c) Microtrinca gerada no epicentro do impacto.

Fonte: Autor

Bandas de Cisalhamento Adiabático (ASB – *Adiabatic Shear Band*) (faixas brancas) foram observadas na parte superior do perfil da região PP, essas bandas de cisalhamento nessa área do perfil são de intensidade leve a moderada, como é mostrado na micrografia ótica, Figura 34.



1: Bandas de cisalhamento adiabático

Figura 34 - Bandas de cisalhamento adiabático (linhas brancas) situadas na região de impacto do projétil.

Fonte: Autor

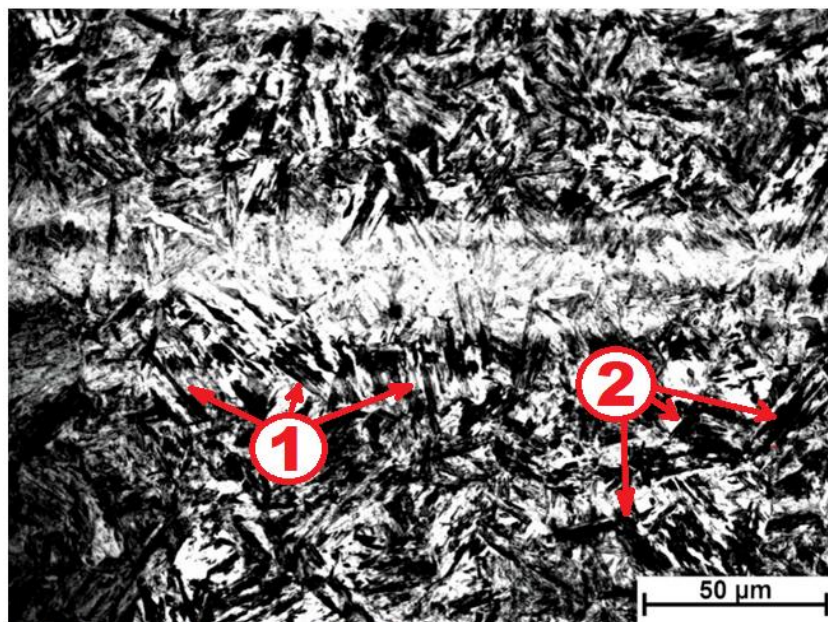
As bandas de cisalhamento adiabático são deformações plásticas que ocorrem, geralmente em ligas metálicas, na microestrutura em decorrência de uma elevada taxa de deformação e um aumento intenso e localizado de temperatura, levando a transformação de fases e recristalização dinâmica, devido ao fato do calor não ter tempo para se dissipar pela chapa, concentrando-se na região em cisalhamento, esse fenômeno de cisalhamento é caracterizado como adiabático (TIMOTHY, 1987).

As bandas de cisalhamento adiabático são locais preferenciais para o início de fraturas tanto dúcteis quanto frágeis devido aos grãos da banda ser muito refinados, de alta dureza e de características anômalas de revenimento, o que gera uma condição propícia para o surgimento de micro poros e a nucleação de trincas.

Porém, nem sempre um material suscetível a formação de bandas de cisalhamento adiabático sob impacto de projéteis, necessariamente sofrerá

fratura ou perfuração por um evento de cisalhamento adiabático, pois, trata-se de balística terminal, a perfuração por cisalhamento adiabático depende da geometria do penetrador e de sua dureza (BORVIK et. al., 2013; DODD, BAI, 2012; ATAPEK, 2013; CROUCH, 2017); a intensidade dessas bandas apresenta maior expressividade na metade da amostra, onde a tensão de cisalhamento na seção transversal da área é maior (POPOV, 2012).

Foi observado que a morfologia microestrutural predominante da região PP, tomando o perfil desde a parte frontal até região posterior da chapa, apresenta maior quantidade de martensita transformada, tendo morfologia predominantemente agulhada e ripada, e outras dentro do grão austenítico, porém com menor quantidade de austenita retida, como mostra a Figura 35, onde (1) indica as martensitas agulhadas e (2) as martensitas ripadas.



1: Martensitas agulhadas

2: Martensitas ripadas

Figura 35 - Morfologia microestrutural predominante no perfil de perfuração da região PP.

Fonte: Autor

Essa característica, na região central do perfil, gerou bandas de cisalhamento muito intensas, ao passo que em locais do perfil onde a morfologia martensítica era menos homogênea, as bandas de cisalhamento foram menos intensas ou de intensidade moderada, como mostra as micrografias óticas da Figura 36 a e 36 b, onde (1) são as bandas de cisalhamento geradas na metade do perfil da região PP.

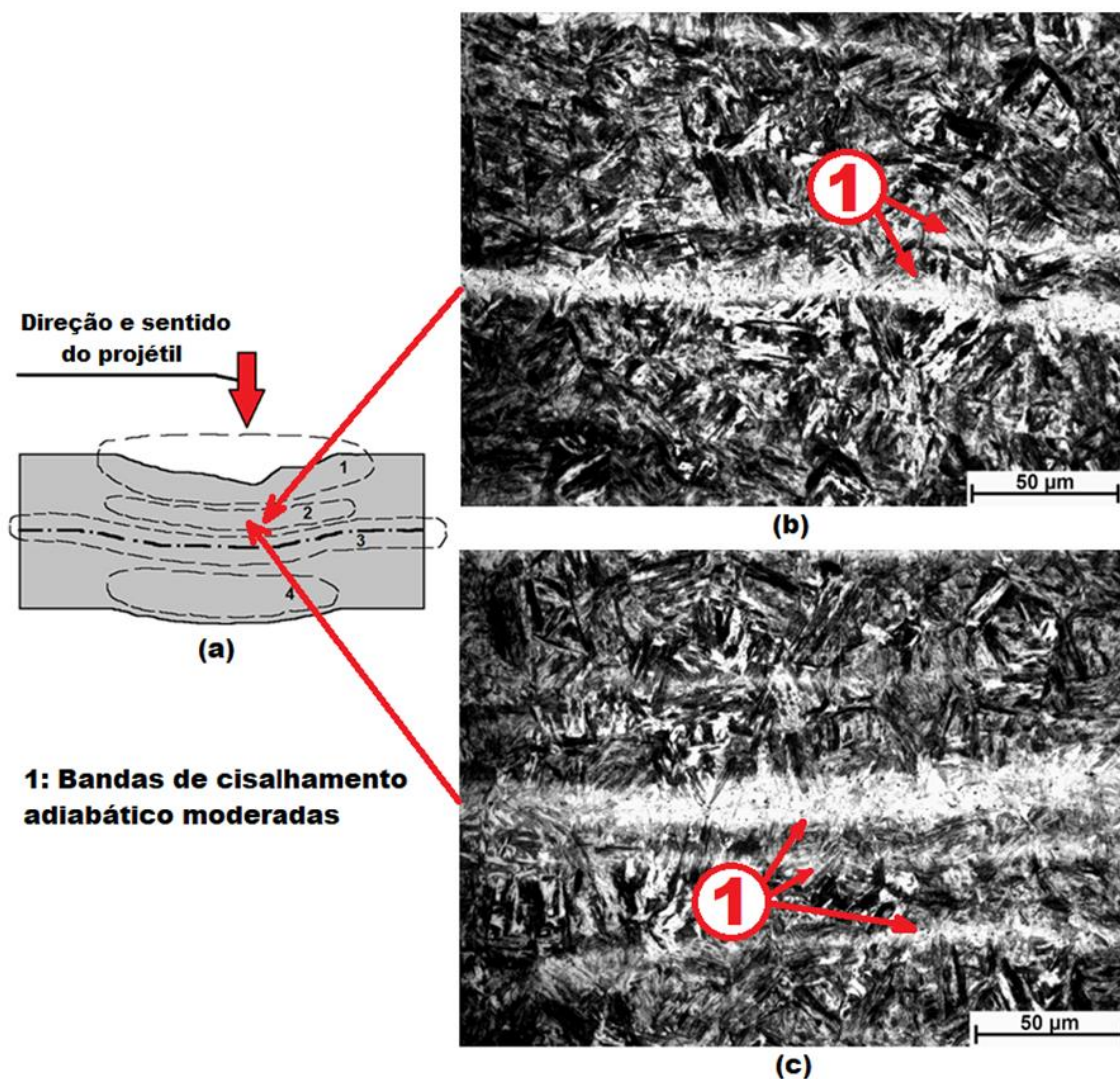


Figura 36 - Morfologia das faixas brancas das bandas de cisalhamento adiabático (1) da região PP. (a) Localização das micrografias no perfil da região PP. (b) Com moderada intensidade situada entre a região de impacto e a metade do perfil. (c) Banda com elevada intensidade situada na região próxima à metade do perfil.

Fonte: Autor

As bandas de cisalhamento formadas na região PP, de uma maneira geral, são de baixa intensidade nas áreas próximas ao impacto do projétil (área 1, da Figura 32), de média intensidade e mais próximas umas às outras em áreas entre a metade do perfil da região e a região de impacto do projétil (área 2, da Figura 32), de intensidade máxima nas áreas situadas na metade da amostra (área 3, da Figura 32), e de fraca intensidade e de baixa ocorrência na metade inferior da amostra (área 4, da Figura 32).

A ocorrência de bandas de cisalhamento mais intensas em regiões de martensita agulhadas e ripadas, como as apresentadas na metade do perfil da região PP localizadas dentro do grão austenítico, podem levar a um aumento da resistência desse tipo de grão ao cisalhamento, pois as martensitas intragranulares atuam como fases de maior resistência ao cisalhamento, absorvendo a maior parte da energia mecânica do impacto do projétil. Enquanto que a austenita retida (contida dentro do grão austenítico), seria encruada, podendo esse encruamento ser de maior ou menor magnitude dependendo do teor de elementos de liga que dão rigidez à fase austenita (Si, Mn e Ni), levando a formação das bandas de cisalhamento adiabático devido ao encruamento das austenitas retidas.

Nas bandas de cisalhamento mais intensas foram observados microporos alinhados lado a lado indicando formação de microporos alinhados no sentido horizontal da chapa, gerados pela alta carga de cisalhamento imposta pelo projétil. Nos locais de ocorrência das bandas mais intensas, como mostram micrografias óticas das Figuras 37a e 37b, onde (1) são as nucleações de microfissuras no interior da banda de cisalhamento e (2) os microporos nucleados nessas bandas.

Segundo Borvik et. al. (2001), a nucleação de microporos e de microtrincas no interior das bandas de cisalhamento adiabático são resultado da combinação de altas taxas de cisalhamento no interior da banda e da ductilidade localizada resultante dos trabalhos termomecânicos gerados pelo cisalhamento, esses dois fatores desempenham um papel principal na nucleação das microtrincas e microporos no interior das bandas de cisalhamento que podem iniciar fraturas catastróficas de elevada magnitude.

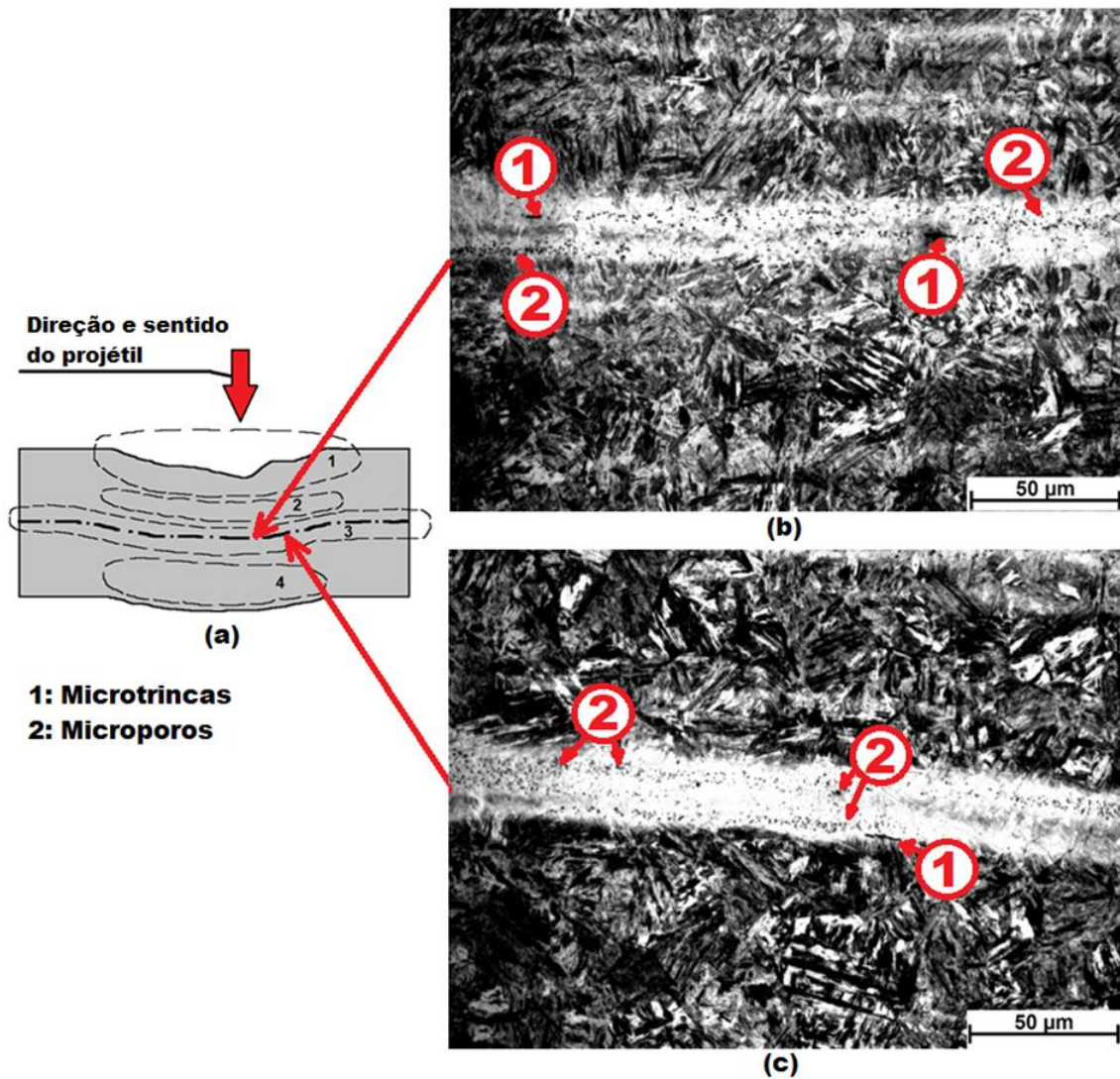


Figura 37 - (a) e (b) Bandas de cisalhamento adiabático de elevadíssima intensidade situada na metade do perfil da região PP (c) Localização das micrografias no perfil da região PP.

Fonte: Autor

A martensita de morfologia agulhada e ripada com maior paralelismo entre si, dentro de um mesmo grão austenítico, oferecem elevada resistência mecânica ao aço temperado, mediante as evidências microestruturais apresentadas nas micrografias.

5.5.2.2 Região de Perfuração Completa (PC)

O perfil da região PC foi esquematizado para análise sendo subdividido em quatro áreas conforme mostrado na Figura 38, sendo a área 1 a região de impacto do projétil onde pequenos estilhaços da chapa foram expelidos e onde provavelmente houve o achatamento do projétil para a formação do *plug*, a área 2 a região de formação de *plugging* onde houve a concentração de elevadas tensões de cisalhamento formando um anel de tensões de cisalhamento e elevada temperatura, a área 3 a região da metade da amostra onde o cisalhamento imposto pelo projétil é máximo e a área 4 a região onde o restante do *plug* foi formado.

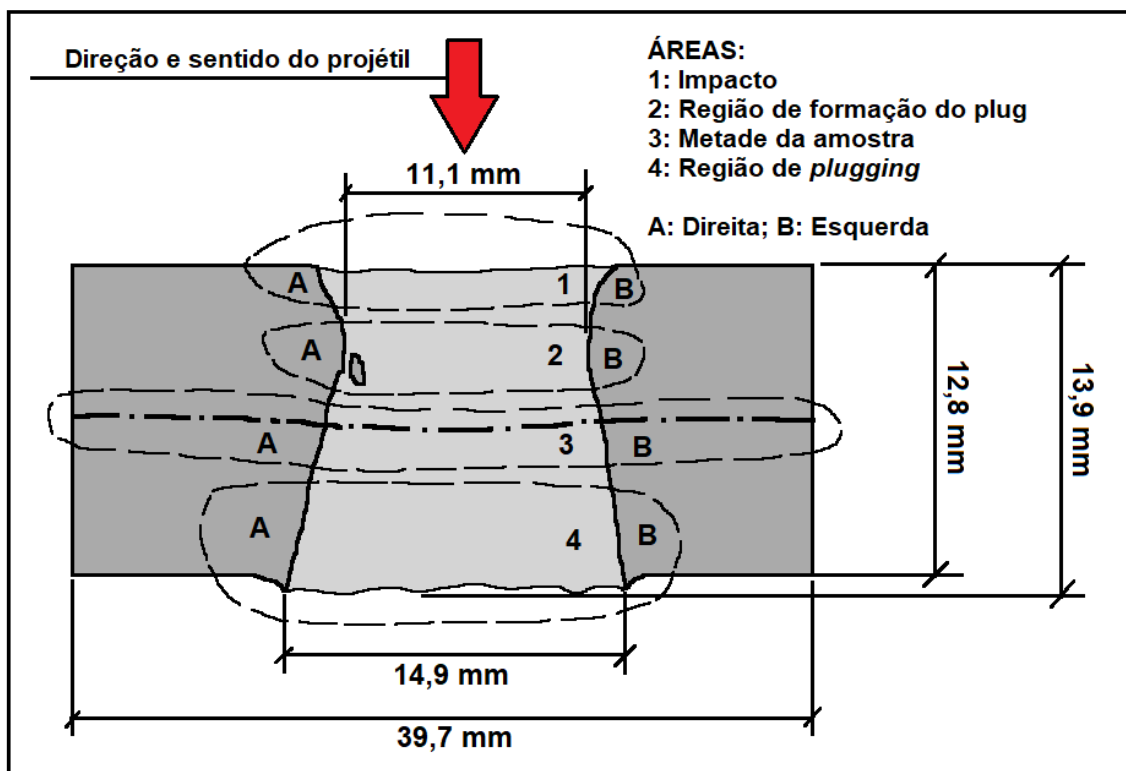
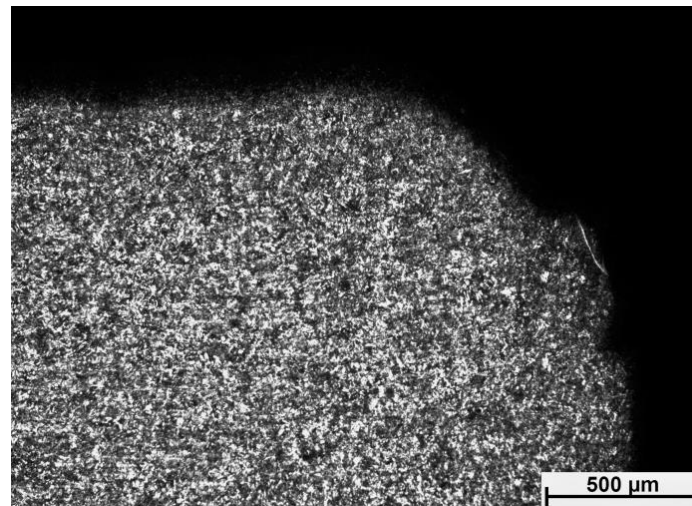


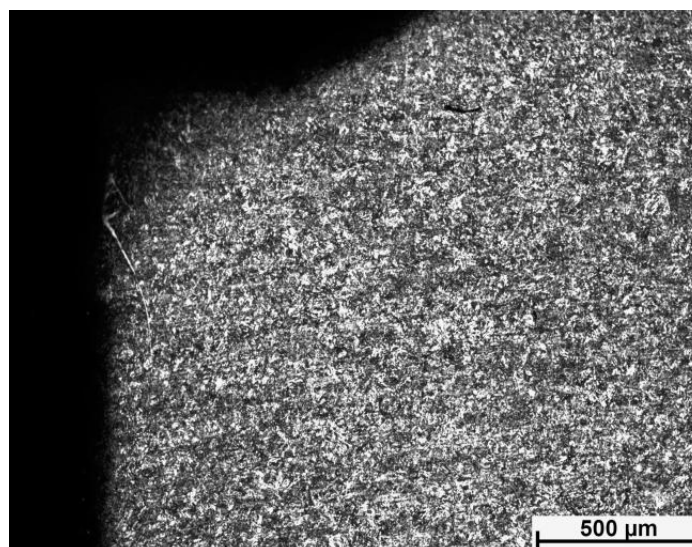
Figura 38 - Esquema de análise da região de Perfuração Completa com suas subdivisões de análise.

Fonte: Autor

Na região PC foram observadas no topo do perfil, área 1, da Figura 38 (região de impacto), tanto falta de homogeneidade microestrutural quanto grande quantidade de austenita retida que, conforme dito anteriormente, são condições suficientes, para que o projétil incidente de alta energia cinética possa perfurar a chapa, como mostra a Figura 39.



(a)

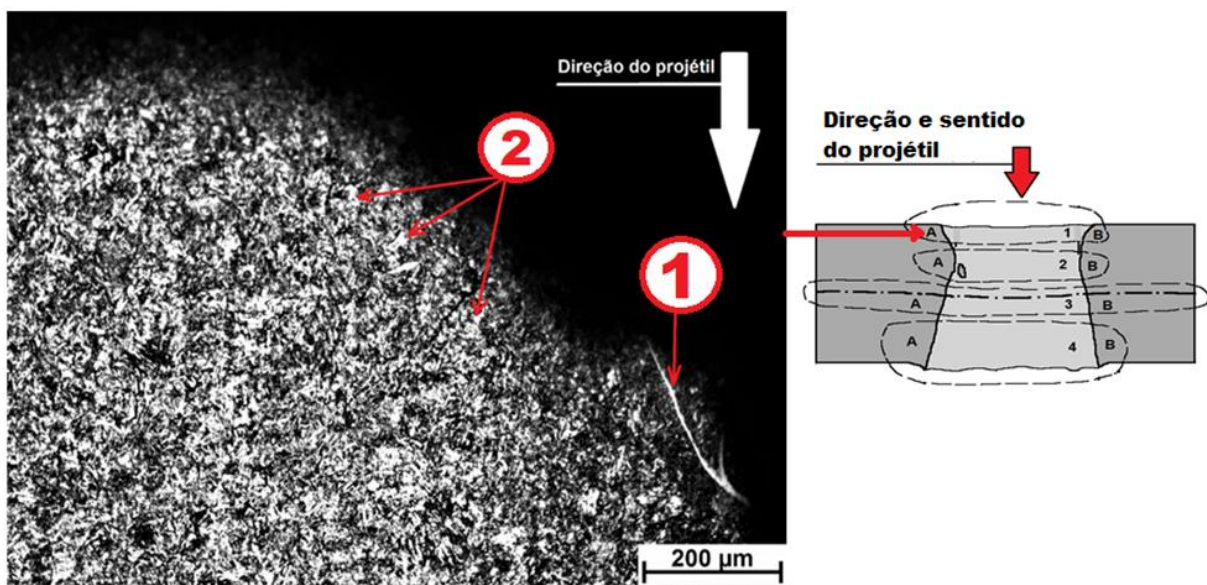


(b)

Figura 39 - Região de impacto onde são evidentes maiores quantidades de austenita retida (regiões claras).

Fonte: Autor

Na área 1, da Figura 38 da região PC, não foram detectadas bandas de cisalhamento adiabático transversais em quantidades significativas que pudessem evidenciar uma forte resistência do material à perfuração do projétil, como fora observado na região PP na mesma área, porém foram detectadas bandas de cisalhamento adiabático em regiões muito próximas à formação de *plugging* como é mostrado na Figura 40, onde (1) é uma banda de cisalhamento adiabático de elevadíssima intensidade gerada pelo impacto do projétil e (2) são algumas das austenitas retidas que estão em grande quantidade na área 1.



1: Banda de cisalhamento adiabático; 2: Austenita retida

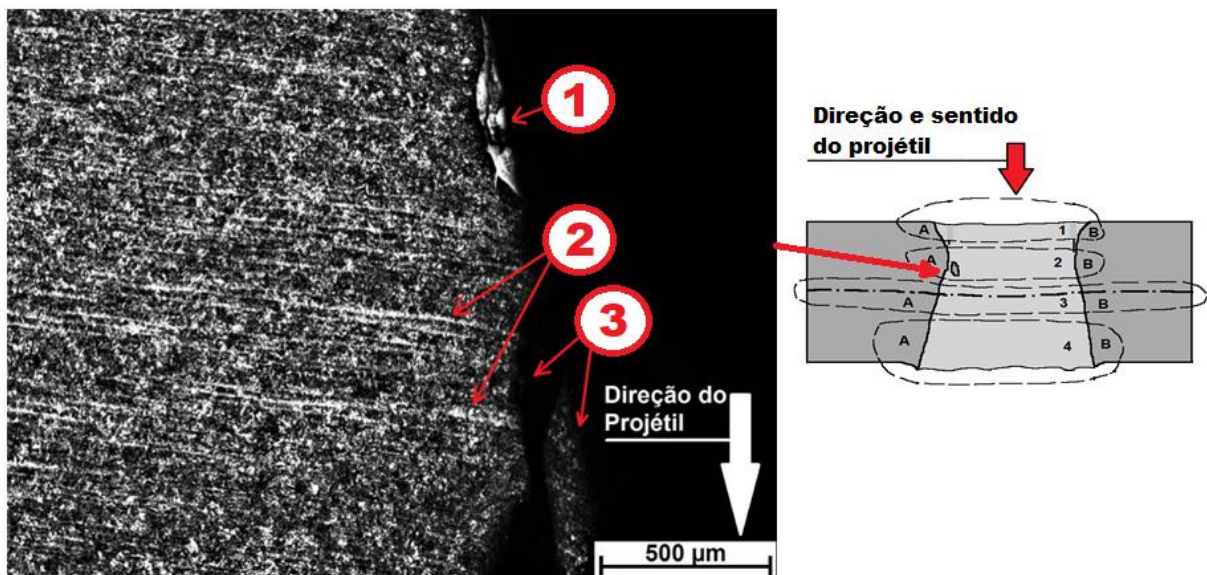
Figura 40 - Zona situada na região de impacto do projétil na região PC, onde não foi observada a ocorrência de bandas de cisalhamento adiabático transversais.

Fonte: Autor

Na área 2 da Figura 38, situa-se a região de formação do *plug*, onde o núcleo penetrador do projétil tem sua ponta comprimida, formando um cilindro com o mesmo diâmetro do núcleo penetrador, gerando um corpo penetrador favorável à formação de *plugging* e de bandas de cisalhamento adiabático, que forma um cilindro de alta temperatura responsável pelo descolamento por cisalhamento de um “tampão” cilíndrico de diâmetro aproximado ao do núcleo

penetrador, tipo de perfuração de baixa absorção de energia cinética (CORBETT, REID, JOHNSON, 1996; CARLUCCI, JACOBSON, 2008; CROUCH 2017).

Na região de formação de *plugging* foram observadas bandas de cisalhamento adiabático de intensidade moderada, além da deformação plástica da microestrutura no sentido de perfuração do projétil e de uma transformação de fase localizada, que pode ser o ponto exato de nucleação da fratura, como mostra a Figura 41, onde (1) é a transformação de fase gerada pelo cisalhamento adiabático, (2) são bandas de cisalhamento moderadas e (3) é a formação de uma pequena lasca por cisalhamento.



- 1: Zona de cisalhamento adiabático intenso**
2: Banda de cisalhamento adiabático
3: Fratura por cisalhamento

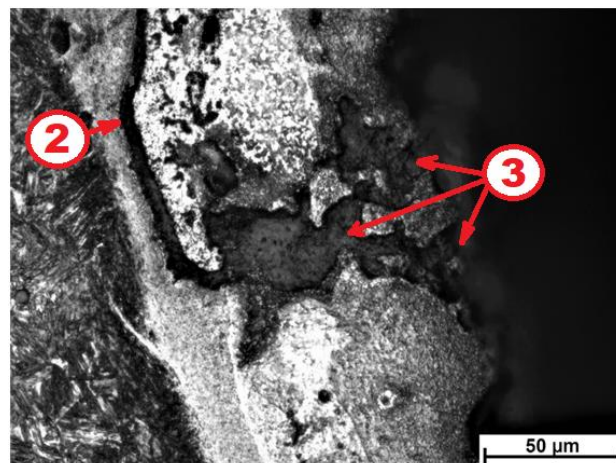
Figura 41 - Micrografia da área de formação de *plugging* na região PC, as bandas de cisalhamento de baixa intensidade (faixas brancas). A transformação de fase localizada na região de *plugging* (parte superior) e formação de lasca por cisalhamento (parte inferior).

Fonte: Autor

A transformação de fase localizada na região de formação de *plugging* é decorrente da alta concentração de cisalhamento adiabático que alcançou uma elevada temperatura suficiente para que houvesse uma transformação de fase propícia à nucleação de microporos e microtrincas dentro da região de transformação de fase para iniciar uma formação de *plugging* como mostra as Figuras 42 a e 42 b, onde (1) é a transformação de fase, (2) a microtrinca nucleada no interior da transformação e (3) microporos formados por erosão onde a fratura de formação do *plug* possa ter iniciado.



(a)

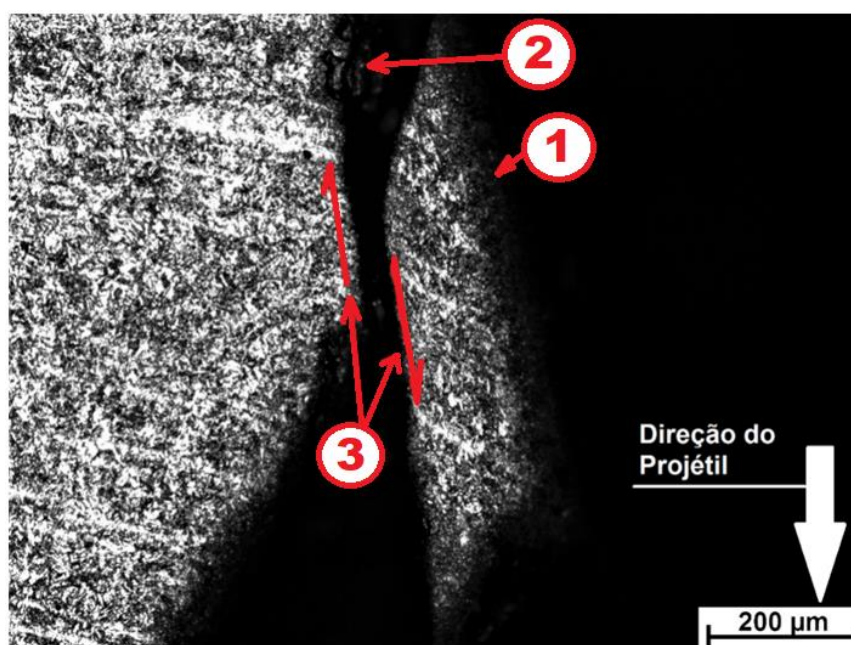


(b)

Figura 42 - (a) Transformação de fase (1) decorrente do elevado cisalhamento adiabático, (b) nucleação de trincas (2) e poros (3) no interior da fase.

Fonte: Autor

Na Figura 43 observa-se uma lasca microscópica (1) formada logo abaixo da região de transformação de fase, onde acima dessa lasca observa-se uma pequena cratera (2) formada por fratura frágil decorrente do cisalhamento da lasca, e no interior da lasca observa-se a deformação plástica na microestrutura martensítica cujas bandas de cisalhamento adiabático no interior da lasca apontam para o sentido da trajetória do projétil, isso foi devido, em parte, a elevada quantidade de austenita retida na área onde a lasca foi formada, (3) indica os sentidos das tensões de cisalhamento na lasca.



**1: Lasca microscópica; 2: Cratera microscópica
3: Sentidos das tensões de cisalhamento**

Figura 43 - Lasca decorrente das forças de cisalhamento formadoras do *plug*.

Fonte: Autor

Na área 3 da Figura 38, que é a metade do perfil da região PC e nas áreas inferiores (área 4), que consistem respectivamente na região de cisalhamento máximo e na região de *plugging*, foram observadas bandas de cisalhamento adiabático intensas, porém em menor quantidade e com menor intensidade que as observadas no perfil da região PP. Esse fato é um forte indício de baixa

resistência do material ao cisalhamento, causado pelo projétil perforante, essa baixa resistência ao cisalhamento se deve em maior parte pela falta de homogeneidade microestrutural e a grande quantidade de austenita retida, visível na micrografia ótica, como mostram a Figura 44, onde 1 indica as bandas de cisalhamento mais intensas.

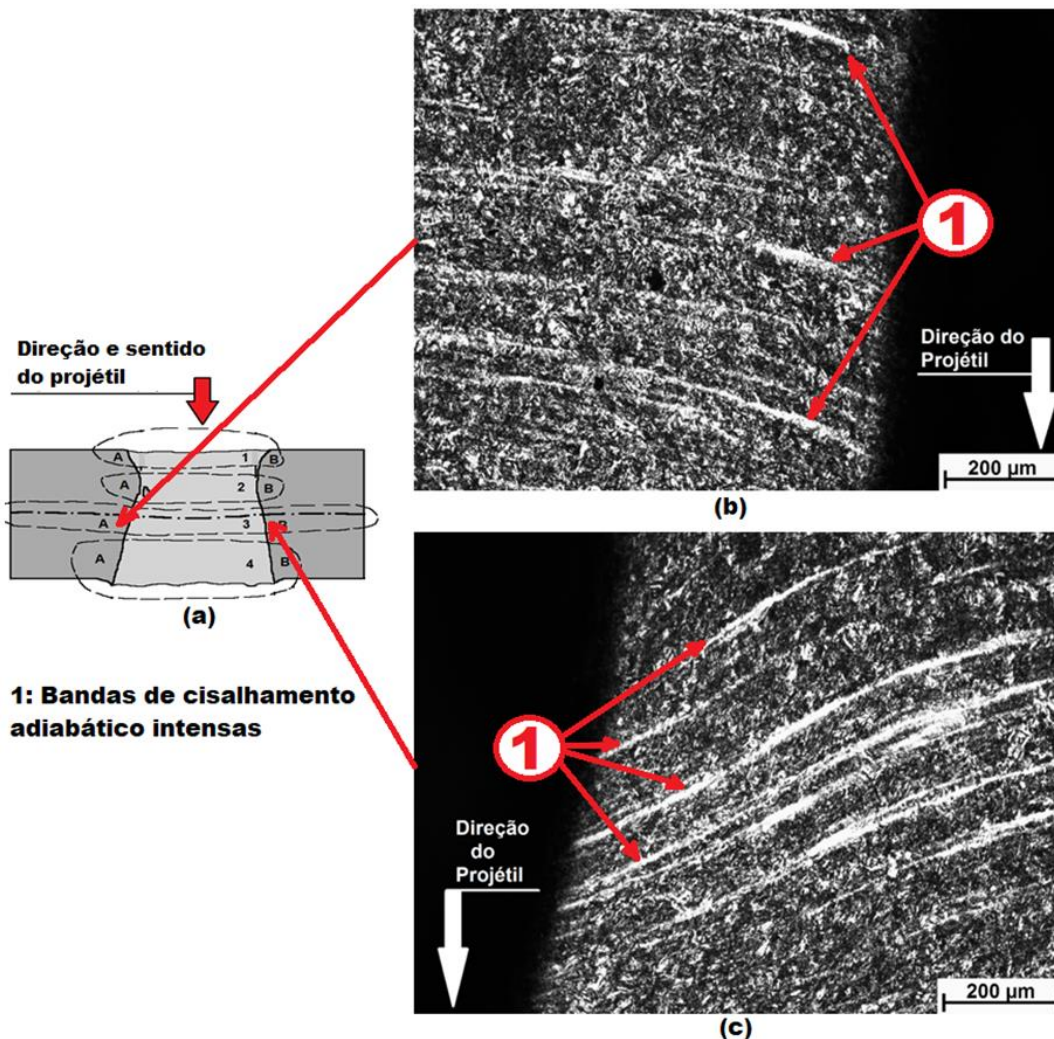


Figura 44 - (a) e (b) Micrografias da região de *plugging*, observadas bandas de cisalhamento adiabático (1) de média e alta intensidade, acompanhando a perfuração causada pelo projétil, cujas quantidades evidenciam uma baixa resistência ao cisalhamento imposto pelo projétil.

Fonte: Autor

Em suma, é evidente que a falta de homogeneidade microestrutural da região PC, somada à grande quantidade de austenita retida, implicou, em termos microestruturais, na baixa resistência ao cisalhamento frente ao impacto do projétil 12,7 mm APM2.

Ao contrário da região PP, onde uma maior homogeneidade microestrutural somada à grande quantidade de martensita transformada, com morfologias ripadas e agulhadas com maior paralelismo intragranular, e menor quantidade de austenita retida, implicaram em uma maior resistência ao cisalhamento imposto pelo impacto do projétil 12,7 mm APM2.

Em vista desses fatos, os fatores de maior gravidade que implicaram na diferença de desempenho, tomando por base a microestrutura, foram as condições de tratamento térmico e as quantidades insuficientes de elementos de liga que aumentam a formação de martensitas como o Mo e Cr.

5.5.3 Medidas de Dureza

Os valores de dureza medidos para o aço em estudo estão apresentados na Tabela 17. Os valores são referentes à média de cinco medidas, realizadas na posição longe perfuração (LP). Segundo Hazell (2015) os valores de dureza para o aço HHA são entre 430-600HB.

Tabela 17 – Resultado dos valores de dureza para o aço estudado

Dureza da Chapa estudada			Dureza esperada para a blindagem HHA**
HRC	HB*	*HV	430HB min.
48 ± 0,9	469	498	

Fonte: Autor

*ASTM E 140-02, 2002, **Hazell, 2015

Segundo a norma MIL-DTL-12560K (2013), para uma chapa de blindagem de aço classe 4 com espessura entre 2,5 mm e 69,85 mm, o valor de dureza recomendados ocorre entre 420-470HB. Portanto, a chapa ensaiada atende aos requisitos estabelecidos.

Segundo a ASM (2004), para um aço AISI 8630 temperado em água a partir de uma temperatura de austenização entre 800-850°C e revenido durante 2 horas até 205°C, a dureza média é de 47HRC.

Segundo Ryan (2016), quanto maior o valor da dureza da chapa, maior a tendência a estilhaçar o projétil, mesmo um *armor-piercing*, quando o mesmo atinge o alvo. Valores de dureza maiores que 500HB são suficientes para o colapso de um projétil com núcleo de aço endurecido com dureza entre 655-745 HB.

Pelo valor de dureza Brinell da chapa foi calculado, pela eq. 14 (CALLISTER, 2012), o limite de resistência à tração (LRT) da chapa, sendo obtido o valor igual a 1819,72 MPa.

$$\text{LRT(MPa)} = 3,88 \times \text{HB} \quad (14)$$

5.5.4 Medidas de Microdureza

5.5.4.1 Microdureza das fases na região frontal da chapa

Foram realizadas medidas de microdureza das fases na região frontal da chapa, e os valores médios de sete medidas estão apresentados na Tabela 18. Comparando os valores médios de microdureza das fases austenita e martensita para as três posições da chapa, observou-se que a perfuração parcial apresentou maior valor de microdureza para as fases austenita e martensita, o que contribuiu para uma maior resistência balística nessa região, isso se deve

em parte à composição química das fases nas três regiões da chapa, como observado nas Tabelas 6, 7 e 8 das microanálises por EDS.

Tabela 18- Resultados de microdureza (em HV) das fases nas posições frontais da chapa.

Regiões da chapa	Fases	
	Austenita (HV)	Martensita (HV)
Longe da Perfuração (LP)	273±6	461± 26
Perfuração Parcial (PP)	411± 26	568± 52
Perfuração Completa(PC)	373 ± 20	543± 30

Fonte: Autor, 2017.

As fases na região PP apresentaram elevado teor de carbono em relação às regiões PC e LP, o que contribuiu para uma maior temperabilidade nessa região, resultando em martensitas de elevada microdureza e com morfologia martensítica ripada e agulhada.

Segundo Jena (2008) a média de microdureza para a austenita, para esse tipo de aço, é de 381HV, enquanto a martensita é de 540HV. Comparando esses valores com os obtidos na Tabela 19, observa-se que a microdureza da austenita obtida na posição de perfuração completa (PC) se aproxima do valor obtido por Jena, enquanto que a microdureza da austenita na posição de perfuração parcial (PP) é superior, o mesmo fato é observado com a microdureza da martensita nas posições de perfuração completa e de perfuração parcial.

5.5.4.2 Microdureza das Fases Nos Perfis

Quanto aos valores de microdureza das fases austenita e martensita dos perfis de perfuração das regiões PP e PC, foi observado que os valores de microdureza das duas fases no perfil da região PC são menores em relação aos

valores encontrados no perfil da região PP, sendo os valores mais elevados de microdureza (793 HV e 796 HV) encontrados em martensitas situadas na zona de cisalhamento máximo do perfil da região PP (metade do perfil PP) como mostra a Tabela 19.

O elevado teor de carbono nas fases martensita e austenita da região PP, a maior transformação martensítica nesta região, corroboram com os valores de microdureza encontrados nos perfis, pois eram esperados valores de microdureza mais elevados nas fases da região PP devido tanto à morfologia martensítica desta região quanto a ocorrência de bandas de cisalhamento mais intensas na região PP.

Tabela 19 – Valores das microdurezas das fases austenita e martensita nos perfis das regiões PC e PP

Região PC				Região PP			
AUSTENITA		MARTENSITA		AUSTENITA		MARTENSITA	
HV	HRC	HV	HRC	HV	HRC	HV	HRC
509	45	600	55	416	43	697	59
450	46	736	61	507	50	773	62
507	50	719	60	402	41	796	63
511	50	698	59	486	49	720	60
605	55	730	61	494	49	793	63
526	51	627	56	521	51	679	59
576	54	697	60	447	46	778	62
535	52	612	56	556	53	740	61
527 ±47	50 ±4	677 ±55	59 ±2	479 ±53	48 ±4	747 ±45	61 ±2

Fonte: Autor, 2017

5.5.5 Balanço de Energia Cinética

O balanço de energia cinética para o sistema projétil-chapa, considerando a chapa de espessura finita com formação de *plugging*, é dado pelo modelo de balanço de energia de Recht-Ipson, eq. (15) (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

$$0,5m_P V_0^2 = 0,5(m_P + m_{PLUG})V_R^2 + E_{fn} + W_P \quad (15)$$

Onde:

m_P = Massa do projétil (12,7 mm APM2)[kg];

m_{PLUG} = Massa do *pluge*jetado [kg];

V_0 = Velocidade de impacto [m/s];

V_R = Velocidade residual [m/s];

E_{fn} = energia perdida pelo projétil devida à deformação plástica localizada [J];

W_P = trabalho de deformação plástica localizada [J];

Os cálculos de E_{fn} e W_P são dados pelas equações (16) e (17), respectivamente.

$$E_{fn} = \frac{m_{PLUG}}{m_P + m_{PLUG}} 0,5m_P V_0^2 \quad (16)$$

$$W_P = 0,5m_P V_0^2 - 0,5(m_P + m_{PLUG})V_R^2 - E_{fn} \quad (17)$$

A energia cinética inicial (E_0) é a energia correspondente ao instante que o projétil impacta a chapa, a energia cinética residual (E_R) é a energia correspondente à velocidade (V_R) que o *plug* e o projétil atingem a mesma velocidade e são ejetados pela parte posterior da chapa, e o trabalho total de perfuração (W_{TP}), sendo que esse trabalho executado pelo projétil leva em conta somente a velocidade balística limite (V_{50}) encontrado para a chapa ensaiada (ZUKAS, 1990).

Segundo Crouch (2017), em perfurações do tipo *plugging*, a razão $t/d \approx 1$, e para este trabalho foi obtido a razão $t/d = 1,086$, logo, devido à essa peculiaridade geométrica, pode-se inferir novamente que a perfuração completa na região PC é do tipo *plugging*.

A massa do *plug* ejetado da chapa foi calculada mediante a eq. (18), sendo o mesmo tendo a mesma densidade volumétrica da chapa e modelado geometricamente, de maneira simplificada, como sendo um tronco de cone cujas dimensões são apresentadas na Tabela 20, e representação esquemática são apresentadas na Figura 45. Aplicando os valores da Tabela 21 na eq. (18), a massa do *plug* estimada é de $m_{\text{PLUG}} = 11,79$ g.

$$m_P = \rho_C \frac{\pi h}{12} [D_S^2 + D_S D_E + D_E^2] \quad (18)$$

Onde:

ρ_c = Densidade volumétrica da chapa [Kg/m³];

h = Altura do *plug* [mm];

D_E = Diâmetro de entrada do *plug* [mm];

D_s = Diâmetro de saída do *plug* [mm].

Tabela 20 – Dimensões do *plug* ejetado

ρ_c (Kg/m ³)	h (mm)	D_s (mm)	D_E (mm)
7845,07	11,26	14,90	11,08

Fonte: Autor, 2017

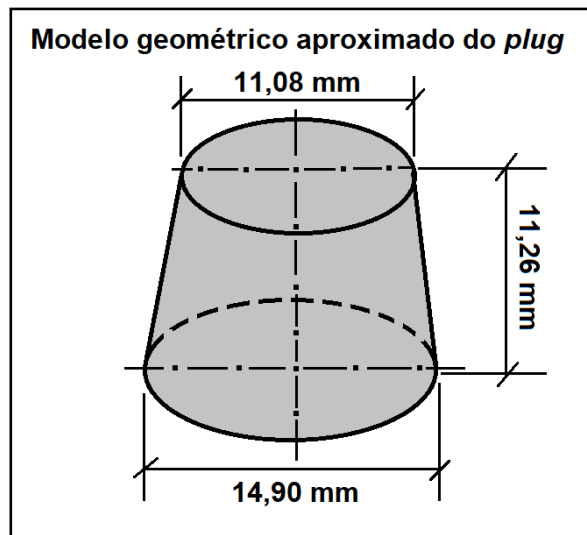


Figura 45 - Modelamento geométrico do *plug* ejetado como um tronco de cone

Fonte: Autor

Para o cálculo da energia perdida pelo projétil devida à deformação plástica localizada (E_{fn}) pela eq. (16), foi adotada como velocidade de impacto (V_0) a média recomendada pela norma MIL-STD-3038 (2011) do Departamento de Defesa dos EUA que é de 887 m/s para projéteis do tipo 12,7 mm APM2; aplicando na eq. (16) os valores da massa do projétil ($m_p = 45,9$ g), da massa estimada do *plug* ($m_{PLUG} = 11,79$ g) e da velocidade de impacto ($V_0 = 887$ m/s), foi encontrado o valor de E_{fn} sendo igual a 3690,14 J.

O trabalho total de perfuração (W_{TP}) da chapa é definido como a soma entre a energia perdida pelo projétil devida à deformação plástica localizada (E_{fn}) e o trabalho de deformação plástica localizada (W_P), que é o trabalho requerido para que o projétil possa gerar o *plugging* e perfurar a chapa.

O cálculo dessa energia tem como base a velocidade balística limite (V_{50}), que é definida segundo Ryan (2016) como a velocidade mínima requerida para que um projétil possa perfurar um material, o índice “50” indica a velocidade balística limite com 50% de chance do alvo metálico ser perfurado; a energia total de perfuração da chapa é dada pela eq. (19), onde V_{50} é velocidade balística limite dada em m/s (ROSENBERG, DEKEL, 2012).

$$W_{TP} = 0,5m_p V_{50}^2 = E_{fn} + W_P \quad (19)$$

Para o cálculo do V_{50} com base no modelo da eq. (15), considera-se como hipótese que a velocidade de impacto seja igual à V_{50} ($V_0 = V_{50}$) para que ocorra a perfuração.

A estimativa do valor de V_{50} foi efetuada por meio do modelo empírico simplificado de De Marre, eq. (20), onde t é a espessura da chapa em mm (HAZELL, 2015).

$$V_{50} = 0,89 \times 10^4 \left(\frac{t}{\sqrt[3]{m_p}} \right)^{3/4} \quad (20)$$

Apesar do modelo de De Marre ser aplicado para projéteis de ponta plana, a escolha deste modelo teve por base o fato das fraturas por *plugging*, em sua maioria, serem geradas tanto por projéteis de ponta plana (projéteis na forma de cilindro) quanto por outros tipos de pontas, como a ponta ogival do projétil em uso na análise.

A dureza tanto da chapa quanto do projétil, o projétil pode ter sua ponta achatada no início do processo de perfuração (entre o instante de impacto e o começo de formação de *plugging*), tomando assim a forma de um corpo cilíndrico, viabilizando o uso do modelo simplificado de De Marre (HAZELL, 2015). O valor de V_{50} calculado para a chapa está mostrado na Tabela 21.

Tabela 21 – Velocidade balística limite (V_{50}) da chapa

Espessura da chapa (t)	12,8 mm
Massa do projétil*	45,9 g
V_0^{**}	887 m/s
V_{50}	731,72 m/s

Fonte: Autor

*Ryan, 2016; **MIL-STD-3038, 2011

Comparando o valor de V_{50} encontrado com o valor de V_{50} admissível para esse tipo de blindagem, que segundo a MIL-DTL-12560K é entre 579,42-623,92 m/s para uma chapa com até 13,97 mm de espessura, pode-se inferir que o valor de V_{50} para a chapa ensaiada é bastante satisfatório; para o cálculo do V_{50} de forma mais precisa, a norma MIL-DTL-12560K (2013) recomenda que seja feita a média aritmética entre a maior velocidade de impacto que não causou perfuração e a menor velocidade que causou a perfuração.

Considerando que o trabalho total de perfuração (W_{TP}) depende somente de V_{50} , a eq. (21) pode ser reescrita:

$$W_{TP} = 0,5M_p V_{50}^2 \quad (21)$$

Aplicando os valores de V_{50} (731,72 m/s) e m_p (45,9 g) na eq. (21), o valor encontrado para o trabalho total a ser executado pelo projétil para a perfuração da chapa foi de $W_{TP} = 12287,72$ J; aplicando os resultados de W_{TP} e E_{fn} na eq. (16), cujos valores são mostrados na Tabela 22, foi calculado o trabalho de deformação plástica localizada (W_P).

Tabela 22 – Valores aplicados para a determinação do trabalho de deformação plástica localizada

V_{50} (m/s)	m_p (g)	W_{TP} (J)	E_{fn} (J)	W_P (J)
731,72	45,9	12287,72	3690,14	8597,58

Fonte: Autor, 2017

A velocidade residual (V_R) é definida como a velocidade com que tanto o projétil quanto o *plug* são ejetados pela parte posterior da chapa, considerando ausência de perda de massa do projétil e tanto o projétil como o *plug* saírem pela parte posterior da chapa com a mesma velocidade, para a determinação da velocidade residual, segundo o modelo de Recht-Ipson, a eq. (15) pode ser reescrita como:

$$V_R^2 = V_0^2 - V_{50}^2 \quad (22)$$

Aplicando os valores estimados de V_0 e V_{50} , já calculados, na eq. (22), o valor da velocidade residual calculado é igual à $V_R = 501,35$ m/s, essa velocidade residual para o plugging é pouco abaixo da velocidade alcançada por um projétil de munição 7,62 mm X 39 mm, usado em fuzis como o *Kalashnikov AK-47* por exemplo, de valor igual à 720 m/s (HAZELL, 2015), o que representaria um risco, na utilização da chapa em um carro de combate, com uma espessura nominal de 12,8 mm.

A energia cinética residual (E_R) é uma parcela da energia cinética inicial que é transformada em energia cinética para a ejeção do conjunto projétil-*plug* que sai pela parte posterior da chapa, o cálculo de E_R é dado pela eq. (23).

$$E_R = 0,5(m_p + m_{PLUG})V_R^2 \quad (23)$$

Para o cálculo da energia cinética residual, foram utilizados os dados apresentados na Tabela 23 aplicados na eq. (23).

Tabela 23 – Valores aplicados ao cálculo da energia cinética residual

m_p	45,9g*
m_{PLUG}	11,79 g
V_R	501,35 m/s
E_R	7250,24 J

Fonte: Autor

*Ryan, 2016

Em termos comparativos, a energia cinética residual do conjunto projétil-*plug* ejetado é 4 vezes maior que a energia cinética atingida por um projétil 7,62 mm AP, de núcleo de aço endurecido, de valor igual a 1796 J (JENA, PONGURU, SIVA, 2016), projétil esse utilizado em metralhadoras médias como o M60 e a FN-MAG, o que significa que, mediante os cálculos realizados, o conjunto projétil-*plug* com energia cinética de 7250,24J poderia representar um risco gravíssimo à tripulação no interior de um carro de combate com esta chapa

de aço, possuindo a espessura de 12,8 mm, instalada como proteção balística em um veículo.

Aplicando os valores de V_{50} mínimo (579,42 m/s) e máximo (623,92 m/s), extraídos da norma MIL-DTL-12560K (2013), na eq. (12), obteve-se os valores mínimo e máximo de trabalho requerido para perfurar uma chapa de RHA com espessura até 13,97 mm: 8191,75J e 9498,34J, respectivamente.

Comparando este intervalo de valores com o valor de trabalho calculado (12287,72J), pode se dizer que a chapa de aço em estudo possui uma resistência balística satisfatória conforme essa norma, considerando ainda esse valor de energia calculado ser quase o mesmo para causar a deformação na região de perfuração parcial (PP) e a destruição do projétil impactante naquela região.

Segundo Xiaowei e Guanjun (2012) tanto a velocidade balística limite quanto a velocidade residual são fortemente afetadas tanto por parâmetros mecânicos da chapa, como dureza e resistência mecânica, quanto pela morfologia microestrutural, que influencia drasticamente nos modos de fratura da chapa e na formação das bandas de cisalhamento adiabático.

O aumento do teor de carbono promove um aumento na velocidade balística limite (V_{50}), requerida para que o projétil possa perfurar a chapa, tanto pelo aumento da microdureza das placas de martensita, quanto pelo teor elevado de carbono, que promovem a formação de placas agulhadas de martensitas, que segundo Stumpf (2006) são microestruturas martensíticas ideais para maior resistência balística, pois evitam a transformação local em estrutura grosseira, no instante do impacto do projétil, que levaria a falha.

A chapa ensaiada, mediante os valores de V_{50} correspondentes à norma MIL-DTL-12560K para essa classe de blindagem aplicados na eq. (12), oferece uma resistência balística satisfatória, porém, isso corrobora com o fato constatado por Maweja e Stumpf (2008), de que a análise balística terminal tomada somente com parâmetros mecânicos e geométricos do fenômeno balístico, desprezando todas as nuances microestruturais oriundas da composição química e do processamento da chapa de blindagem, acaba

gerando resultados pouco confiáveis, pois mesmo que uma chapa de blindagem possa estar dentro dos parâmetros de propriedades mecânicas especificados por normas internacionais, se a morfologia microestrutural adequada para a resistência balística não estiver uniformemente distribuída por todo o material, os pontos vulneráveis da chapa apresentarão elevadas chances de falharem sob intenso impacto balístico de projéteis de alta energia.

5.5.6 Eficiência de Massa

Eficiência de massa (E_m) é definida como uma medida comparativa da quantidade de massa por unidade de área necessária para que uma chapa de blindagem possa suprimir uma determinada munição, sem colapso de uma chapa, RHA padrão é dado pela eq. (19) (RYAN, 2016); os valores aplicados na eq. (24) para o cálculo da eficiência de massa da chapa são apresentados na Tabela 24.

$$E_m = \frac{\rho_{RHA} \times t_{RHA}}{\rho_C \times t_C} \quad (24)$$

Onde:

ρ_{RHA} = densidade volumétrica da blindagem RHA [Kg/m³];

t_{RHA} = espessura da chapa RHA padrão [mm];

ρ_C = densidade volumétrica da chapa ensaiada [Kg/m³];

t_C = espessura da chapa ensaiada [mm].

Tabela 24 – Parâmetros de densidade volumétrica e de espessura

Parâmetros	ρ_{RHA} [Kg/m ³]	t_{RHA} [mm]	ρ_C [Kg/m ³]	t_C [mm]
	7830	14,6	7845	12,8
E_m	1,13			

Fonte: Autor

* Ogorkiewicz, 1991, Apud Hazell, 2015

Segundo Ryan (2016) para que a eficiência de massa da chapa seja satisfatória, o valor de E_m deve ser superior a 1,00, e a chapa ensaiada possui um desempenho satisfatório. A chapa possui densidade por área que proporciona resistência balística suficiente para destruir um projétil *armor-piercing*, porém, a eficiência de massa não é um parâmetro totalmente seguro, pois, tal como as propriedades mecânicas, é um parâmetro generalista que não leva em conta a morfologia microestrutural, fatores essenciais para o desempenho balístico satisfatório.

5.5.7 Porcentagem de Austenita Retida

A fração de austenita retida (V_γ), pode ser obtida pela relação de Koistenen&Marburger, eq. (25) (BHADESHIA, 2006).

$$V_\gamma = 1 - V_\alpha = e^{[\beta(M_S - T_q)]} \quad (25)$$

Onde:

V_α = Fração de martensita transformada;

V_γ = Fração de austenita retida;

β = Parâmetro adimensional ($\beta = -0,011$);

M_S = Temperatura de início da transformação martensítica (°C);

T_q = Temperatura do meio de têmpera (°C).

Segundo a ASM *International* (2011), a fração de austenita retida (V_γ), para aços de médio teor de carbono, pela relação entre dureza e a fração de martensita transformada, para um aço com 0,32% de C, está apresentada na

Tabela 26. Dessa forma, para o aço em estudo, com dureza 48,4 HRC, por meio do cálculo de interpolação dos valores de dureza da Tabela 25, o valor teórico da fração de martensita transformada foi 95% e a fração teórica de austenita retida foi 5%, o que segundo Jena (2008), a chapa apresenta uma porcentagem teórica de austenita retida satisfatória que permite boa resistência balística.

Tabela 25 - Relação entre porcentagem de martensita transformada e dureza para um aço com 0,32%C

Dureza Rockwell (HRC)	Fração de martensita transformada (%)
48,2	95
48,4*	95*
51,5	99

Fonte: ASM, 2011

*Autor

Utilizando o valor de temperatura de início de transformação martensítica (M_s) = 370°C para o aço AISI 8630 e aplicando na eq. (26), obtém-se a seguinte função:

$$V_\gamma = e^{[-0,011(370-T_q)]} \quad (26)$$

Assumindo V_γ igual a 0,07 (7%) e adotando a temperatura do meio de têmpera (T_q) variando dentro de um intervalo entre 0-370°C, que segundo Jena (2008) é a fração máxima de austenita retida, admissível para um aço de blindagem, foi obtida a temperatura máxima admissível para um meio de têmpera, $T_q = 128^\circ\text{C}$, para proporcionar uma austenita retida máxima de 7%.

Tomando por base a composição química da chapa, pela relação de Andrews, eq. (19), o intervalo de temperatura M_s para o aço estudado foi obtido tomando por variável o teor de Mo. Como não foi detectado Mo na análise química do aço, o intervalo de temperaturas M_s , foi obtido empregando a eq. (26) com a finalidade de observar valores teóricos estimados de porcentagem de austenita retida, com a finalidade de observar a influência do teor de Mo na porcentagem de austenita retida.

$$M_S(^{\circ}\text{C}) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 12,1(\%Cr) - 17,7(\%Ni) - 7,5(\%Mo) \quad (27)$$

Aplicando na eq. (8) os teores de carbono (0,32 %C), de manganês (0,90 %Mn), de cromo (0,68 %Cr) e de níquel (0,40 %Ni), a relação de Andrews, tomando o teor de molibdênio como variável, torna-se, eq. (28):

$$M_S(^{\circ}\text{C}) = 360,97^{\circ}\text{C} - 7,0(\%Mo) \quad (28)$$

Os teores de Mo admissíveis para o AISI 8630 são de 0,15 à 0,25 %Mo e os teores admissíveis para um aço de blindagem RHA são de 0,30 à 0,60 %Mo, o intervalo de valores escolhido para análise foi entre 0,15 e 0,60 %Mo; tomando inicialmente a temperatura do meio de têmpera como 20°C (temperatura ambiente).

E foi observado que a porcentagem estimada de austenita retida situa-se entre 2,2-2,5%, teor adequado para um aço de blindagem com a composição química do aço estudado, como mostra a Tabela 26.

Tabela 26 – Relação entre Mo e austenita retida para um meio de têmpera de 20°C (em %)

Mo	Ms (°C)	Austenita Retida	Martensita
0,15	359,85	2,38	97,62
0,2	359,47	2,40	97,61
0,25	359,10	2,40	97,60
0,3	358,72	2,41	97,59
0,35	358,35	2,42	97,58
0,4	357,97	2,43	97,57
0,45	357,60	2,44	97,56
0,5	357,22	2,45	97,55
0,55	356,85	2,46	97,54
0,6	356,47	2,47	97,53
0,375 ± 0,15	358,16 ± 1,14	2,42 ± 0,03	97,58 ± 0,03

Fonte: Autor

Tomando um intervalo de temperatura dos meios de têmpera entre 0-120°C, a temperatura máxima admissível para o meio de têmpera de 128°C, e a temperatura média Ms de 358,16°C, e teor médio de 0,375 %Mo, foi observado que entre 0-100°C, como mostra a Tabela 27.

A porcentagem de austenita retida não ultrapassa 6%, o que permite uma têmpera com maior transformação martensítica com chances reduzidas de problemas no processo de têmpera, como empenamentos e trincas na chapa, por exemplo, para esse tipo de aço de blindagem, pois permite uma porcentagem de austenita retida que não prejudique o desempenho balístico da chapa.

Tabela 27 – Relação entre temperatura do meio de têmpera e austenita retida (em %)

Tq (°C)	Austenita Retida	Martensita
0	1,95	98,05
10	2,17	97,83
20	2,42	97,58
30	2,71	97,29
40	3,02	96,98
50	3,37	96,63
60	3,76	96,24
70	4,20	95,80
80	4,69	95,31
90	5,24	94,76
100	5,84	94,16
110	6,52	93,48
120	7,28	92,72

Fonte: Autor

No geral, chapa de aço apresenta, teoricamente, uma porcentagem de austenita retida dentro dos parâmetros desejáveis para um aço de blindagem HHA, porém, levando em consideração a predominância de austenita retida

exibida nas micrografias ótica e eletrônica de varredura da região de perfuração completa (PC).

Além dos dados obtidos pelo ensaio de ultrassom nos pontos determinados da chapa, pode-se inferir que a temperatura do meio de têmpera contribuiu drasticamente para a não homogeneidade microestrutural da chapa implicando na conseqüente falha no teste balístico.

Quanto à insuficiência de transformação martensítica devido à diferença de temperatura entre o meio de têmpera e a peça não ter proporcionado uma máxima transformação martensítica, resultando em uma chapa com predominância de austenita retida, combinada com martensitas grosseiras em forma de ripa, em determinadas regiões, implicando em falta de homogeneidade e uma resistência balística insatisfatória.

A ausência de molibdênio como elemento de liga no aço pode ter sido o principal fator que resultou na falta de homogeneidade da chapa.

5.5.8 Desempenho Balístico da Chapa

Em relação aos parâmetros balísticos analisados, apresentados na Tabela 29, a chapa estudada possui uma velocidade balística limite (V_{50}) necessária para que possa bloquear um projétil com energia cinética de perfuração entre 8191,75 e 9498,34 J, conforme a norma MIL-DTL-12560K, possui uma eficiência de massa (E_f) satisfatória de 1,13 para barrar um projétil do tipo 12,7 mm APM2, dureza Brinell em torno de 469 HB e uma porcentagem de austenita retida teórica de 5%.

Tabela 29 – Balanço geral dos parâmetros de desempenho balístico da chapa estudada

PARÂMETROS DE DESEMPENHO	Valores	MIL-DTL-12560K	LITERATURA	DESEMPENHO
V_{50} (m/s)	731,72	579,42 - 623,92	-	SATISFATÓRIO
Energia de Perfuração (J)	12287,72	8191,75 - 9498,34 *	-	SATISFATÓRIO
Eficiência de Massa (E_f)	1,13	-	1,00 (RYAN, 2016)	SATISFATÓRIO
Dureza (HB)	469	420-470	-	SATISFATÓRIO
Austenita Retida (teórica) %	5	-	1- 7 (JENA, 2008)	SATISFATÓRIO

Fonte: Autor

Apesar dos resultados satisfatórios, o fato da chapa ter sido perfurada levanta um questionamento sério acerca da análise balística terminal basear-se somente nas propriedades mecânicas da chapa, ou de algumas generalizações indevidas (em termos de balística) da porcentagem total de austenita retida em uma chapa de blindagem, o que reforça a necessidade de uma análise balística terminal baseada nas particularidades e nuances microestruturais da chapa em questão, tais como tamanho de grão austenítico, microdureza das fases austenita e martensita da chapa de aço temperado, porcentagem de austenita retida entre outros parâmetros microestruturais, tanto quantitativos quanto qualitativos. Assim como, da elaboração de modelos matemáticos de balística terminal que sejam baseados na morfologia microestrutural, na composição química e em outros fatores que impliquem direta ou indiretamente na morfologia microestrutural da chapa de blindagem.

6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Para trabalhos futuros, sugere-se:

1. Ensaio mecânicos de tração, fadiga e de impacto Charpy;
2. Emprego do método dos elementos finitos (MEF), para análise balística terminal;
3. Ensaio de dilatometria para determinar as curvas do diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT), e as temperaturas de início de transformação martensítica;
4. Proposição de modelos matemáticos de análise balística terminal;
5. Ensaio de corrosão.

7. CONCLUSÃO

A chapa de blindagem HHA outrora submetida a ensaio balístico com munição 12,7 mm APM2 (Armor-Piercing), mediante os cálculos de velocidade balística terminal, de energia de perfuração, e ensaios de dureza, observou que a chapa está de acordo com os requisitos estabelecidos pela norma MIL-DTL-12560K, porém, por meio das micrografias óticas (tanto da parte frontal da chapa quanto dos perfis de perfuração das duas regiões de impacto) e eletrônicas de varredura das três posições (Longe da Perfuração, Perfuração Parcial e Perfuração Completa), foi observada à falta de homogeneidade na microestrutura, decorrente da predominância excessiva de austenita retida na posição PC, bem como na maior parte da chapa como indicaram os resultados do ensaio por ultrassom.

Os baixos valores de microdureza na posição PC, que levaram ao comprometido o desempenho balístico da chapa frente a munições do tipo Armor-Piercing de 12,7 mm.

Os cálculos de energia cinética residual e as análises microestruturais dos perfis de perfuração tanto da região PP quanto da região PC mostraram que a chapa não possui uma morfologia martensítica homogeneamente desejável para que possa absorver e dissipar a maior parte da energia cinética inicial do projétil.

Os ensaios de microdureza revelaram uma diferença expressiva entre as posições PP e PC devido a maior transformação da austenita em martensita na posição PP, as fases austenita e martensita dessa posição apresentaram valores de microdureza superiores às das outras posições da chapa analisadas, tanto nas medidas tomadas no topo da chapa quanto nos perfis das perfurações, ao contrário da posição PC, que devido à predominância de austenita retida e de martensitas em forma de ripa, apresentou valores de microdureza menores que as das outras posições analisadas.

Na análise por DRX não foram observados os planos cristalográficos referentes a martensita, porém a altura de cada um dos picos dos espectros de DRX das regiões PP e PC pode indicar que bandas de cisalhamento adiabático tem um papel fundamental na alteração das alturas dos picos dos espectros.

REFERÊNCIAS

- AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **ASTM E 3-11**: Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM International, 2011.
- AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **ASTM E 92-17**: Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials. ASTM International, 2002.
- AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **ASTM E18 - 17e1**: Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials. ASTM International, 2017.
- AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **ASTM E 140-02**: Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness and Scleroscope Hardness. ASTM International, 2002.
- ALMAJID, Abdulhakim A. EL-DANAF, Ehab A. EL RAYES, Magdy M. Characterization and correlation of mechanical, microstructural and ultrasonic properties of power plant steel. **Materials Characterization**. Vol. 100. p 120-134. 21 de Novembro de 2014.
- ALMAJID, Abdulhakim A. EL-DANAF, Ehab A. EL RAYES, Magdy M. Ultrasonic characterization of heat treatment effects on SAE-1040 and -4340 steels. **Journal of Materials Processing Technology**. V. 216. p 183-198. Sep. 2014.
- ATAPEK, Hakan Ş. Development of a new armor steel and its ballistic performance. **Defence Science Journal**. V. 63, No. 3, p 271-277, May 2013.
- BHADESHIA, H.K.D.H. HONEYCOMBE, Robert W. K. **Steels**: microstructure and properties. 3. Ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006.
- 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**. N° 36, p 948 – 964, Dec. 2008.
- BØRVIK, T. Et. Al. Observations on shear plug formation in weldox 460 E steel plates impacted by blunt-nosed projectiles. **International Journal of Impact Engineering**. Vol. 25. Pág. 553-572. Nov. 2000.
- CALLISTER, William D. Jr. **Ciência e engenharia de materiais**: Uma Introdução. 8. Ed. LTC: Rio de Janeiro, 2012.
- CARLUCCI, Donald E. JACOBSON, Sidney S. **Ballistics**: Theory and design of guns and ammunition. Camberra: CRC Press, 2008.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. 7. Ed. 6. Reimpressão ampliada e revista. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 2012.

- CORBETT, G.G. REID, S. R., JOHNSON, W. Impact loading of plates and shells by free-flying projectiles: a review. **International Journal of Impact Engineering**. Vol. 18, Nº 2, p 141 – 230, 1996.
- CROUCH, Ian G. **The science of armour materials**. Duxford: Elsevier, 2017.
- DA COSTA E SILVA, André L. V.; MEI, Paulo R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo: Blücher, 2010.
- DE SOUZA, Sérgio A. **Composição química dos aços**. São Paulo: Blucher, 2012.
- DODD, Bradley. BAY, Yilong. **Adiabatic shear localization: frontiers and advances**. 2. Ed. Londres: Elsevier, 2012.
- DIKSHIT, S.N. Influence of hardness on perforation velocity in steel armour plates. **Defence Science Journal**. V. 150, Nº 1, p 95-99, Jan. 2000.
- DIKSHIT, S.N. Oblique impact study in thin steel armour plate. **Defence Science Journal**. V. 148. Nº2, p 185-195, Apr. 1998.
- DIKSHIT, S.N. Ballistic behaviour of thick steel armour plate under oblique impact: experimental investigation. **Defence Science Journal**. V. 48, Nº 2, p 271-276, July 1998.
- ESTADOS UNIDOS DA AMÉRICA, Departamento de Defesa. **MIL-STD-3038: Test Methods for Ballistic Defeat Materials**. Washington: Department of Defense, 2011.
- ESTADOS UNIDOS DA AMÉRICA, Departamento de Defesa. **MIL-DTL-12560K: Armor Plate, Steel, Wrought, Homogeneous (For use in combat-vehicles and for ammunition testing)**. Washington: Department of Defense, 2013.
- GOGIA, A.K. Et al. Effect of heat treatment on ballistic performance of an armor steel against long rod projectile. **International Journal of Impact Engineering**. Nº 80, p 13-23, Dec. 2014.
- HAZELL, Paul J. **Armour: Materials, Theory and Design**. Camberra: CRC Press, 2015.
- JENA, P. K. Et al. Studies on the role of microstructure on performance of a high strength armour steel. **Engineering Failure Analysis**. V.15, p. 1088-1096, Dec. 2007.
- JENA, P. K. PONGURU, S. P. SIVA, K. K. Effect of tempering time on the ballistic performance of a high strength armour steel. **Journal of Applied Research and Technology**. V. 14, p. 47-53, Mar. 2016.
- KUMAR, Anish. Et. Al. Correlation Between Ultrasonic Shear Wave Velocity and Poisson's Ratio for Isotropic Solid Materials. **Acta Materialia**. V. 51. p. 2417-2426. Jan. 2003.

MAWEJA, Kasonde. STUMPF, Waldo. Fracture and ballistic-induced phase transformation in tempered martensitic low-carbon armour steels. **Materials Science and Engineering**. V. 432, p 158-169. Sep. 2006.

MAWEJA, Kasonde. STUMPF, Waldo. The design of advanced performance high strength low-carbon martensitic armour steels Part 1 Mechanical property considerations. **Materials Science and Engineering**. V. 485, p 140-153. 2008.

MAWEJA, Kasonde. STUMPF, Waldo. The design of advanced performance high strength low-carbon martensitic armour steels microstructural considerations. **Materials Science and Engineering**. V. 480, p 160-166. 2008.

MAWEJA, Kasonde. STUMPF, Waldo. BERG, Nic Van Der. Characteristics of martensite as a function of the M_s temperature in low-carbon armour steel plates. **Materials Science and Engineering**. V. 432. p 158-169. Apr. 2009.

Metals Handbook, **Metals handbook desk edition**, 2. Ed. ASM International, 2001.

Metals Handbook, vol.1, **Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys**, 11.Ed. ASM International, 2011a.

Metals Handbook, vol.9, **Metallography and microstructures**, 11. Ed., ASM International, 2011b.

Metals Handbook, vol.20, **Materials selection and design**, 11.Ed., ASM International, 2011c.

MISHRA, B. Et. al. Experimental studies on the effect of size and shape of holes on damage and microstructure of high hardness armour steel plates under ballistic impact. **Materials and Design**. N° 43, p 27 – 34, Jul. 2012.

OGORKIEWICZ, Richard M. **Technology of tanks**. Coulsdon: Jane's Information Group, 1991.

OGORKIEWICZ, Richard M. **Tanks: 100 years of evolution**. Oxford: Osprey Publishing, 2015.

ROSENBERG, Zvi; DEKEL, Erez. **Terminal ballistics**. Heidelberg: Springer, 2012.

ROTHERY, W. Hume. **Estrutura das ligas de ferro: Introdução Elementar**. São Paulo: Edgard Blücher, 1968.

RYAN, S. Et al. The ballistic performance of an ultra-high hardness armour steel: An experimental investigation. **International Journal of Impact Engineering**. N° 94, p. 60-73, Mar. 2016.

SHUKLA, Arun. RAVICHANDRAN, Guruswami. RAJAPAKSE, Yapa D. S. **Dynamic failure of materials and structures**. Nova York: Springer, 2010.

SILBERSCHMIDT, Vadim V. MATVEENKO, Valery P. **Mechanics of advanced materials: Analysis of Properties and Performance**. Londres: Springer, 2015.

SZULAZINSKI, Gregory. **Formulas for mechanical and structural shock and impact**. Boca Raton: CRC Press, 2010.

TIMOTHY, S. P. The Structure of Adiabatic Shear Bands in Metals: A Critical Review. **Acta Metallurgica**. Vol. 35. No. 2. p 301-306. 1987.

XIAOWEI, Chen. GUANJUN, Liang. Perforation modes of metal of metal plates struck by a blunt rigid projectile. **Engineering Transactions**. V. 60. p. 15-29. 2012.

ZUKAS, Jonas A. **High velocity impact dynamics**. New York: John Willey & Sons, 1990.