

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
SECRETARIA DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

DANIEL FONSECA DA CUNHA

**COMPORTAMENTO DINÂMICO DE PLACAS METÁLICAS POLIONDULARES E
SUA APLICAÇÃO EM BLINDAGENS BALÍSTICAS**

Rio de Janeiro

2019

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

DANIEL FONSECA DA CUNHA

**COMPORTAMENTO DINÂMICO DE PLACAS METÁLICAS
POLIONDULARES E SUA APLICAÇÃO EM BLINDAGENS
BALÍSTICAS**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais

Orientador: Prof. Alaelson Vieira Gomes - D.C.

Co-orientadores: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão - D.C.

Maj Achille Arantes Bassi - D.C.

Rio de Janeiro

2019

c2019

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22.290-270

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

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

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

Cunha, Daniel Fonseca da
Comportamento Dinâmico de Placas Metálicas
Poliondulares e sua Aplicação em Blindagens
Balísticas / Daniel Fonseca da Cunha. – Rio de
Janeiro, 2019.
107 f.

Orientador: Alaelson Vieira Gomes.

Coorientadores: Luiz Paulo Mendonça Brandão;
Achille Arantes Bassi.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de
Engenharia, Ciência dos Materiais, 2019.

1. Blindagem Balística. 2. Poliondular. 3.
Comportamento Dinâmico. 4. Aço Maraging . I. Gomes,
Alaelson Vieira, orient. II. Brandão, Luiz Paulo
Mendonça, coorient. III. Bassi, Achille Arantes,
coorient. IV. Título

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

DANIEL FONSECA DA CUNHA

COMPORTAMENTO DINÂMICO DE PLACAS METÁLICAS
POLIONDULARES E SUA APLICAÇÃO EM BLINDAGENS
BALÍSTICAS

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais

Orientador: Prof. Alaelson Vieira Gomes - D.C.

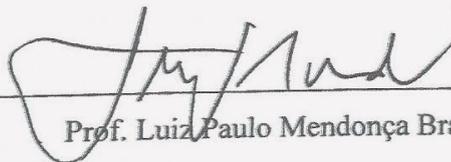
Co-orientadores: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C.

Maj Achille Arantes Bassi - D.C.

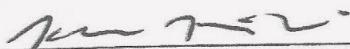
Aprovada em 14 de Junho de 2019 pela seguinte Banca Examinadora:



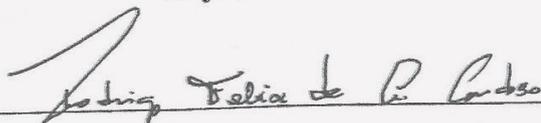
Prof. Alaelson Vieira Gomes - D.C. do IME - Presidente



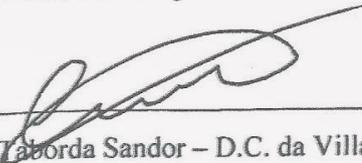
Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C. do IME



Maj Achille Arantes Bassi - D.C. do IME



Rodrigo Félix de Araújo Cardoso – D.C. do CBPF



Leonardo Tabor da Sandor – D.C. da Villares Metals S.A

Rio de Janeiro

2019

“Aos meus pais, minha avó e esposa.”

AGRADECIMENTOS

À minha família; meus pais Célia e Manoel por todo amor, carinho e incentivo nesta minha caminhada, sem os quais eu jamais conseguiria prosseguir; minha avó Odette por ser minha segunda mãe e me ensinar valores que sempre levarei comigo; minha esposa Jeane por me inspirar a prosseguir os estudos e por todo apoio e companheirismo; meu irmão Thiago e minhas sobrinhas Valentina e Maria Antônia, que mesmo de longe torcem por mim.

Ao meu orientador, professor Alaelson Vieira Gomes, pelos ensinamentos, parceria, paciência e amizade. Ao senhor todo meu respeito e admiração.

Ao meu co-orientador Major Achille Arantes Bassi, por me apresentar e ensinar sobre um assunto totalmente novo para mim. Sua ajuda foi primordial para realização deste trabalho.

À empresa Villares Metals S.A. e em especial ao Leonardo Taborda Sandor pela disponibilidade e gentileza em fornecer todo material utilizado neste trabalho.

Ao Rodrigo Félix do CBPF pela disponibilidade e presteza para me auxiliar em diversas situações as quais sem seu auxílio, me impediria de realizar este trabalho.

À toda equipe do LITMec do CBPF, em especial ao Fernando Pinto de Pinho (*in memorian*), ao Bruno e ao Marcão.

Ao amigo Márcio Jardim e ao Daniel do IFRJ campus Paracambi pelo auxílio na confecção dos corpos de prova de tração.

Ao Eustáquio pelo auxílio na realização da análise de DRX.

Ao Centro de Avaliações do Exército (CAEx), especialmente a seus integrantes: Cel QEM Marcello Menezes Eifler, Chefe da Divisão de Avaliação de Material; Maj Marco Aurélio Nunes de Souza, Chefe da Seção de Testes; Cap QEM Felipe de Carvalho Gheorghiu, Chefe da Subseção de Armt e Mun (Linha IV); e demais integrantes da Linha 4 do CAEx pela realização dos testes balísticos dessa dissertação, sem o qual não seria possível verificar a validade dos conceitos estudados.

Ao amigo TC Fábio Lima pelas conversas e ensinamentos a respeito de blindagens balísticas e pela ajuda na confecção da matriz utilizada neste trabalho.

Ao Gabriel Onofre pela ajuda na preparação das amostras utilizadas na caracterização do material.

Ao técnico Leonardo pela ajuda no ensaio de dureza e tração.

À CAPES e à FAPERJ pelo suporte financeiro para realização deste trabalho.

Ao IME e ao Exército Brasileiro pela oportunidade de frequentar e aprender em uma das melhores instituições de ensino do Brasil.

*“ O insucesso é apenas uma oportunidade para
recomeçar com mais inteligência.”*

HENRY FORD

RESUMO

Esta dissertação teve como principal objetivo avaliar e propor uma blindagem balística capaz de prover maior proteção com menor peso agregado. Para tanto, avaliou-se e se modelou o comportamento dinâmico da geometria poliondular quando submetida a impactos balísticos. Após as simulações indicarem a eficiência da geometria proposta, placas balísticas foram produzidas e avaliadas por meio de ensaios balísticos, que indicaram que a geometria poliondular é capaz de prover maior proteção em blindagens balísticas.

Avaliou-se também o uso do aço *maraging* 250 (em conformidade com a AMS6512-H e MIL-S-46850-D), caracterizando-o e buscando o melhor tratamento térmico para emprego balístico e a influência das propriedades mecânicas do material em função de sua posição em blindagens multicamadas.

Por fim, concluiu-se acerca da viabilidade do uso da blindagem poliondular como alternativa às blindagens balísticas existentes e o potencial do aço *maraging* 250 para este tipo de aplicação.

ABSTRACT

This dissertation had the main objective to evaluate and propose a ballistic shield capable of providing greater protection with lower weight aggregated. Therefore, the dynamic behavior of the poliondular geometry was evaluated and modeled when subjected to ballistic impacts. After the simulations indicated the efficiency of the proposed geometry, ballistic plates were produced and their performances were evaluated through ballistic tests, which indicated that the poliondular geometry is able to provide greater protection in ballistic shields.

It was also evaluated the use of *maraging* steel 250 (in accordance with AMS6512-H and MIL-S-46850-D), characterizing it and seeking the best heat treatment for ballistic use and the influence of the mechanical properties of the material on function of its position in multilayer shields.

Finally, it was concluded about the viability of using the poliondular shield as an alternative to existing ballistic shields and the potential of *maraging* steel 250 for this type of application.

LISTAS DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 1.1	Número de apreensões de armas no Estado do Rio de Janeiro.....	25
FIG. 2.1	Classificação de blindagens metálicas.....	29
FIG. 2.2	Gráfico das curvas de endurecimento pelo Molibdênio e pelo Cobalto nas ligas Fe-(18,5 a 20,1%Ni) –(a) ligas sem Cobalto, recozidas por 1 h a 700°C e resfriadas ao ar; (b) ligas com (7% Co) e sem cobalto envelhecidas de 3 a 10 h entre 420 e 480 °C.....	32
FIG. 2.3	Limite de resistência e tenacidade à fratura para os aços de alta resistência.....	36
FIG. 2.4	Dureza de aços <i>maraging</i> classe 300 em função do tempo de envelhecimento para as temperaturas selecionadas.....	36
FIG. 2.5	Diagrama de transformação metaestável no sistema Fe-Ni.....	37
FIG. 2.6	Propagação de região chocada devido a movimentação de um pistão: (a) Antes do choque; (b) Em um instante de tempo t_1 ; (c) Em um instante de tempo $t_2 > t_1$	40
FIG. 2.7	Curvas de Hugoniot de materiais selecionados.	43
FIG. 2.8	Representação de um impacto planar: (a) Antes do impacto; (b) No instante do impacto; (c) Após o impacto.	44
FIG. 2.9	Representação do método de casamento de impedâncias para o impacto de um projétil de carbeto de tungstênio em um alvo de ferro.....	46
FIG. 2.10	Influência da taxa de deformação nas propriedades mecânicas de um aço médio carbono obtida em ensaio de tração.	47
FIG. 2.11	Malha pelo método lagrangeano (a) Não deformado, (b) Deformado..	53
FIG. 3.1	Projétil utilizado nas simulações.	55
FIG. 3.2	Posições de impacto em placa poliondular.....	55

FIG. 3.3	Blocos de aço <i>maraging</i> 250 antes de serem laminados.	58
FIG. 3.4	Blocos de aço <i>maraging</i> 250 após laminação.	59
FIG. 3.5	Modelo idealizado das matrizes para a conformação das placas poliondulares.	59
FIG. 3.6	Blocos de aço ferramenta VP20 das matrizes.	60
FIG. 3.7	Cilindros de aço ferramenta VP131 utilizados nas matrizes.	61
FIG. 3.8	Matrizes inferior e superior com os cilindros soldados.	61
FIG. 3.9	Serra Grob NS 18.	62
FIG. 3.10	Equipamento Eletrocut Novick AW510T.	63
FIG. 3.11	Propriedades Mecânicas do aço <i>maraging</i> 250 em função do tempo de envelhecimento.	64
FIG. 3.12	Forno JUNG LF0914.	64
FIG. 3.13	Politriz Arotec modelo AROPOL-2V.	65
FIG. 3.14	Corpo de prova utilizado para ensaio de tração.	65
FIG. 3.15	Prensa Hidráulica SKAY P30.	66
FIG. 3.16	Conformação mecânica das placas para ensaio balístico.	67
FIG. 3.17	Representação Esquemática do Ensaio de Dureza Vickers.	68
FIG. 3.18	Durômetro Shimadzu HMV-G21.	69
FIG. 3.19	Representação gráfica da lei de Bragg.	70
FIG. 3.20	Difratômetro X'Pert Pro MRD da PanAlytical.	71
FIG. 3.21	Máquina universal de ensaio EMIC, DL 10000.	72
FIG. 3.22	Corpo de prova utilizado no ensaio de tração.	72

FIG. 3.23	Ângulo de incidência em ensaio balístico.	73
FIG. 3.24	Posicionamento e Sequência de Disparos em um Corpo-de-Prova.....	74
FIG. 3.25	Posições de impacto balístico.	74
FIG. 3.26	Alvo de placas poliondulares visto de diferentes ângulos.....	75
FIG. 3.27	Alvo de placas planas	75
FIG. 3.28	Alvo de placas poliondulares para teste balístico.....	76
FIG. 3.29	Alvo de placas planas para teste balístico.	76
FIG. 3.30	Arranjo para ensaio balístico.	77
FIG. 4.1	Simulação em placa plana	78
FIG. 4.2	Simulação em Placa Poliondular (Posição 1).....	78
FIG. 4.3	Simulação em Placa Poliondular (Posição 2).....	79
FIG. 4.4	Simulação em Placa Poliondular (Posição 3).....	79
FIG. 4.5	Representação da malha do projétil.....	80
FIG. 4.6	Difratograma do material como recebido.....	83
FIG. 4.7	Difratograma do material envelhecido a 480°C por 3 horas.	83
FIG. 4.8	Difratograma do material envelhecido a 510°C por 3 horas.	83
FIG. 4.9	Difratograma do material envelhecido a 530°C por 3 horas.	84
FIG. 4.10	Difratograma do material envelhecido a 550°C por 3 horas.	84
FIG. 4.11	Difratograma do material envelhecido a 570°C por 3 horas.	84
FIG. 4.12	Fração de austenita revertida e sua relação com o diagrama de transformação metaestável no sistema Fe-Ni.....	85

FIG. 4.13	Conjunto de placas 1 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.	87
FIG. 4.14	Conjunto de placas 2 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.	88
FIG. 4.15	Conjunto de placas 3 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.	89
FIG. 4.16	Conjunto de placas 4 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.	89
FIG. 4.17	Conjunto de placas 5 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.	90
FIG. 4.18	Conjunto de placas 6 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.	91
FIG. 4.19	Conjunto de placas 7 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.	92
FIG. 4.20	Conjunto de placas 8 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.	92
FIG. 4.21	Conjunto de placas 9 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.	93

LISTAS DE TABELAS

TAB. 2.1	Níveis de proteção balística de acordo com a munição..	28
TAB. 2.2	Composição química em percentual de massa dos aços <i>maraging</i> .	31
TAB. 2.3	Propriedades mecânicas típicas de aços <i>maraging</i> solubilizado.	35
TAB. 2.4	Propriedades mecânicas típicas de aços <i>maraging</i> solubilizado e envelhecido.	35
TAB. 2.5	Métodos de teste de acordo com a taxa de deformação.	47
TAB. 3.1	Valores das constantes utilizadas para o aço e o latão.	56
TAB. 3.2	Valores das constantes utilizadas para o chumbo.	56
TAB. 3.3	Valores das constantes de dano.	57
TAB. 3.4	Parâmetros da EOS para o chumbo e o latão.	57
TAB. 3.5	Composição química do aço <i>maraging</i> 250 fornecido pela Villares Metals S.A	58
TAB. 3.6	Composição química do aço ferramenta VP20.	60
TAB. 3.7	Composição química do aço ferramenta VC131.	60
TAB. 3.8	Dimensões dos Corpos de Prova.	66
TAB. 3.9	Parâmetros utilizados nas análises por difração de raios X	71
TAB. 4.1	Resultados numéricos sobre as configurações de blindagem.	79
TAB. 4.2	Medidas de dureza na escala Vickers.	81
TAB. 4.3	Medidas de dureza na escala Rockwell C.	81
TAB. 4.4	Porção das fases martensíticas e austeníticas presente nas amostras.	85

TAB. 4.5	Resultado do Ensaio de Tração para o Grupo A.....	86
TAB. 4.6	Resultado do Ensaio de Tração para o Grupo B.	86
TAB. 4.7	Velocidade de impacto para o conjunto de placas 1.	88
TAB. 4.8	Velocidade de impacto para o conjunto de placas 2.	88
TAB. 4.9	Velocidade de impacto para o conjunto de placas 3.	89
TAB. 4.10	Velocidade de impacto para o conjunto de placas 4.	90
TAB. 4.11	Velocidade de impacto para o conjunto de placas 5.	90
TAB. 4.12	Velocidade de impacto para o conjunto de placas 6.	91
TAB. 4.13	Velocidade de impacto para o conjunto de placas 7.	92
TAB. 4.14	Velocidade de impacto para o conjunto de placas 8.	93
TAB. 4.15	Velocidade de impacto para o conjunto de placas 9.	93

LISTAS DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

a.C – Antes de Cristo

SÍMBOLOS

α coeficiente de expansão térmica

β coeficiente de encruamento

γ coeficiente de Grüneisen

ε deformação plástica

$\Delta\varepsilon_p$ incremento da deformação plástica equivalente

ε_p de formação plástica equivalente

$\dot{\varepsilon}_p^*$ taxa de deformação plástica

η compressão definida pela razão do volume específico inicial e o volume específico

θ ângulo do feixe incidente

λ comprimento de onda da radiação incidente

ν frequência vibracional da rede cristalina do alvo

ρ massa específica (variável com o tempo)

ρ_0 massa específica inicial

Σ somatório

σ tensão

σ^* razão entre a pressão e a tensão de escoamento

σ_m tensão hidrostática

ω velocidade angular

A tensão de escoamento inicial

Af temperatura de fim da formação da austenita no aquecimento

As temperatura de início da formação da austenita no aquecimento

B constante de encruamento

°C graus Celsius

C constante da taxa de deformação

C_0 velocidade do som no material à pressão zero

C_v calor específico a volume constante

D_1, D_2, D_3, D_4, D_5 constantes de dano do material
 d média de comprimento das diagonais impressas no ensaio Vickers
 d_{hkl} espaçamento entre planos atômicos de um determinado cristal
 $\dot{\epsilon}_p^*$ taxa de deformação plástica
 E energia
 E_0 energia inicial
 E_{0K} a energia à 0 K
 E_{AB} energia absorvida
 EQ equação
 F carga aplicada
 FIG figura
 G é o módulo de cisalhamento
 G_0 módulo de cisalhamento na condição de referência ($T= 0$ K, $P= 0$ e $\epsilon= 0$)
 G'_P derivada dG/dP
 G'_T derivada dG/dT
 G giga
 HR_C hardness Rockwell C
 HV hardness Vickers
 K compressibilidade isotérmica
 $[K]$ matriz de rigidez
 k quilo
 m expoente de amolecimento térmico
 m massa
 $[M]$ matriz de massa
 M_f temperatura de fim da transformação martensítica no resfriamento
 M_s temperatura de início da transformação martensítica no resfriamento
 n expoente de encruamento
 P pressão
 P_0 pressão inicial
 P_{0K} pressão à 0 K
 Pa Pascal
 R raio

S_1, S_2, \dots, S_n parâmetros empíricos do material

T temperatura

T_{amb} temperatura ambiente

T_H temperatura homóloga

T_{melt} temperatura de fusão

U velocidade

U_p velocidade da partícula

U_s velocidade da onda de choque

V volume

V_0 volume inicial

V_I velocidade inicial

V_L velocidade limite

V_R velocidade residual

V_t velocidade tangencial

Y tensão de escoamento

Y_0 tensão de escoamento na condição de referência ($T= 300\text{ K}$, $P= 0$ e $\varepsilon=0$)

Y_P derivada dY/dP

$\{\ddot{u}\}$ = vetor aceleração;

$\{\dot{u}\}$ vetor velocidade;

$\{u\}$ vetor deslocamento;

$\{F^a\}$ vetor de forças aplicadas

Rad radianos

TAB tabela

J joule

N newton

LISTAS DE SIGLAS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
AP – Armor Piercing
AISI – American Iron and Steel Institute
ASTM – American Society for Testing and Materials
CAEx – Centro de Avaliações do Exército
CBPF - Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas
CCC – Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CFC – Estrutura Cúbica de Fase Centrada
COD – Crystallography Open Database
DRX – Difração de Raios X
EOS – Equation of State (Equação de Estado)
ESR - Electro Slag Melting Furnace
EUA – Estados Unidos da América
FMJ – Full Metal Jacket
IFRJ - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio de Janeiro
IME – Instituto Militar de Engenharia
INCO - International Nickel Company
ISP – Instituto de Segurança Pública do Estado do Rio de Janeiro
JSP – Joint Soft Point
LAN – Laboratório de Análises Numéricas
LITMec – Laboratório Multiusuário de Instrumentação e Tecnologia Mecânica
LRHV – Long Rifle High Velocity
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
NBR – Norma Brasileira
RN – Round Nose
SAE – Society of Automotive Engineers
SW GC – Semi-WadCutter Gas Check
VAR - Vacuum Arc Remelting
VIM - Vacuum Induction Melting
TTT - Curvas de Transformação de Fase Dependentes do Tempo e da Temperatura

WC – Carbeto de Tungstênio

SUMÁRIO

SUMÁRIO	21
1 INTRODUÇÃO	23
1.1 Objetivo Principal	24
1.2 Objetivos Específicos.....	24
1.3 Justificativa do trabalho	25
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
2.1 Blindagens Balísticas	27
2.1.1 Materiais Metálicos Aplicados em Proteção Balística.....	29
2.2 Aços <i>Maraging</i>	30
2.2.1 Introdução.....	30
2.2.2 Elementos de Liga.....	33
2.2.3 Propriedades Mecânicas	35
2.2.4 Metalurgia Física dos Aços <i>Maraging</i>	37
2.3 Modelagem do Comportamento Dinâmico	39
2.3.1 Interações de Ondas de Choque	44
2.3.2 Modelos Constitutivos de Materiais em Eventos Dinâmicos.....	46
2.3.2.1 Modelo Constitutivo de Johnson & Cook	48
2.3.2.2 Modelo Constitutivo de Steinberg-Guinan	49
2.3.3 Método dos Elementos Finitos	50
2.3.3.1 Descrição do Movimento	52
2.3.3.2 Formulação Lagrangeana	52
3 MATERIAIS E MÉTODOS	54
3.1 Análise Numérica Computacional	54
3.2 Material Selecionado.....	57
3.3 Análise Preliminar do Material	61
3.3.1 Tratamento Térmico	63
3.3.2 Preparação das Amostras	65
3.3.3 Caracterização do Material.....	67
3.3.3.1 Microdureza	67
3.3.3.2 Difração de Raios X (DRX).....	69

3.3.3.3	Ensaio de Tração	72
3.3.4	Ensaio Balístico.....	73
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	78
4.1	Modelagem Computacional	78
4.2	Medidas de Dureza.....	81
4.3	DRX	82
4.4	Ensaio de Tração.....	86
4.5	Ensaio Balístico.....	87
5	CONCLUSÃO	95
6	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.....	96
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	97
8	ANEXOS	103
8.1	ANEXO 1: Certificado do material das placas de aço <i>maraging</i> 250.	103
8.2	ANEXO 2: Relatório técnico do ensaio de tração para amostras solubilizadas....	106
8.3	ANEXO 3: Relatório técnico do ensaio de tração para amostras solubilizadas e envelhecidas a 480°C por 3 horas.	107

1 INTRODUÇÃO

Historiadores afirmam que o uso de armaduras e capacetes de couro pelos sumérios remonta 2800 a.C. (LAIBLE,1980). Tal afirmação deixa claro que o uso de artifícios para se proteger das intempéries e de ameaças é algo intrínseco do ser humano. No entanto, o surgimento de novas armas de fogo e os grandes conflitos bélicos mostraram a necessidade de se criar meios para proteger equipamentos e pessoas, impulsionando então a pesquisa em blindagem balística.

O campo da balística terminal foi durante muito tempo baseado em relações empíricas, derivadas entre a profundidade de penetração e a velocidade de impacto de vários projéteis em diferentes alvos. O engenheiro britânico Benjamin Robins (1742) e o matemático Leonard Euler (1745), por exemplo, analisavam a penetração de balas de canhão de aço no solo em função de suas velocidades de impacto (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

De modo a compreender o comportamento de materiais submetidos a este tipo de solicitação é imprescindível um estudo aprofundado destes eventos.

Contudo, o avanço tecnológico aplicado à indústria bélica torna imprescindível um estudo aprofundado destes eventos, de modo a compreender o comportamento de materiais submetidos a este tipo de solicitação. Tais estudos podem otimizar materiais e métodos de blindagem a fim de se aumentar a segurança em proteção balística e desenvolver novos materiais para esta aplicação.

Deste modo, esta dissertação se propõe estudar um novo conceito de blindagem metálica, a blindagem metálica poliondular. Esse tipo de blindagem consiste em chapas metálicas com superfícies onduladas, com formas côncavas e convexas alternadas ao longo da chapa. Juntamente a essa geometria é avaliado também o uso do aço *maraging* 250 conforme AMS 6512-H (2017) e MIL-S-46850-D (1991). Este material foi escolhido por possuir excelentes propriedades mecânicas e elevada relação resistência/peso.

Segundo Gomes (2004), a geometria convexa da superfície de materiais cerâmicos pode melhorar resultados para impactos balísticos quando comparados às placas cerâmicas planas, o que indica que essa geometria com finas chapas tem potencial para absorver a energia de impacto do projétil e defletir seu movimento.

Por se tratar de um evento que envolve certa complexidade, altas velocidades, altas taxas de deformação, amolecimento local e até mesmo desintegração do projétil durante o impacto (ROSENBERG; DEKEL, 2012), a análise computacional tem se mostrado uma importante ferramenta para estudos em blindagem e foi escolhida para uma análise qualitativa preliminar. Neste tipo de análise, utilizam-se ferramentas matemáticas, como o Método dos Elementos Finitos, que modela diversos eventos reais com certa fidedignidade, inclusive impactos balísticos. Esta técnica tem ganhado espaço tanto na indústria quanto na área acadêmica, poupando-se recursos materiais e financeiros.

Por fim, diversos testes balísticos foram efetuados de modo a avaliar além da influência da geometria, o material e as propriedades mecânicas em blindagem balística.

1.1 Objetivo Principal

O objetivo principal desta dissertação foi estudar as características e possíveis vantagens da geometria poliondular na formulação de blindagens balísticas.

A blindagem proposta visa se enquadrar no nível III, segundo a norma NBR 15000. Tal nível de proteção é capaz de prover segurança até disparos de projéteis 7,62X51 FMJ (*Full Metal Jacket*) (ABNT, 2005).

Tal blindagem foi constituída de placas de aço *maraging* 250 conforme AMS 6512-H (2017) e MIL-S-46850D (1991) com dimensões aproximadas de 200mm x 200mm x 3mm e superfície poliondular. Esta geometria de superfície usa conceitos pesquisados anteriormente (GOMES, 2004), aplicados a materiais cerâmicos. Com isso, pretende-se verificar a possibilidade de se testar esta teoria para material metálico, com elevado potencial para emprego em blindagem de veículos.

1.2 Objetivos Específicos

Um dos objetivos específicos foi a modelagem computacional do impacto balístico em placas planas e poliiondulares de aço, para se obter uma resposta qualitativa que mostrasse a viabilidade do emprego da blindagem poliiondular.

Outro objetivo foi otimizar o tratamento térmico de placas de aço *maraging* 250 no estado solubilizado, fornecidas pela empresa Villares Metals, para ser obtida máxima dureza com boa tenacidade destas placas.

Foram avaliadas propriedades mecânicas e caracterizações das placas com e sem os tratamentos térmicos otimizados.

Por fim, placas planas e poliiondulares com e sem os tratamentos térmicos otimizados foram submetidas a impacto balístico com projéteis calibre 7,62 mm para verificação de desempenho balístico.

1.3 Justificativa do trabalho

O aumento da violência nas grandes cidades tem trazido para áreas urbanas aparato militar de guerra, como aponta o Instituto de Segurança Pública do Rio de Janeiro (ISP). Segundo o mesmo, no período de Janeiro de 2016 a Maio de 2018, 21.412 armas de fogo foram apreendidas em todo o Estado, sendo 1050 fuzis, dos quais 713 apenas na capital fluminense, como se observa na FIG. 1.1. Ainda segundo o ISP, no ano de 2016, 74,7% dos 5042 homicídios dolosos ocorridos no Estado foram cometidos com o uso de armas de fogo.

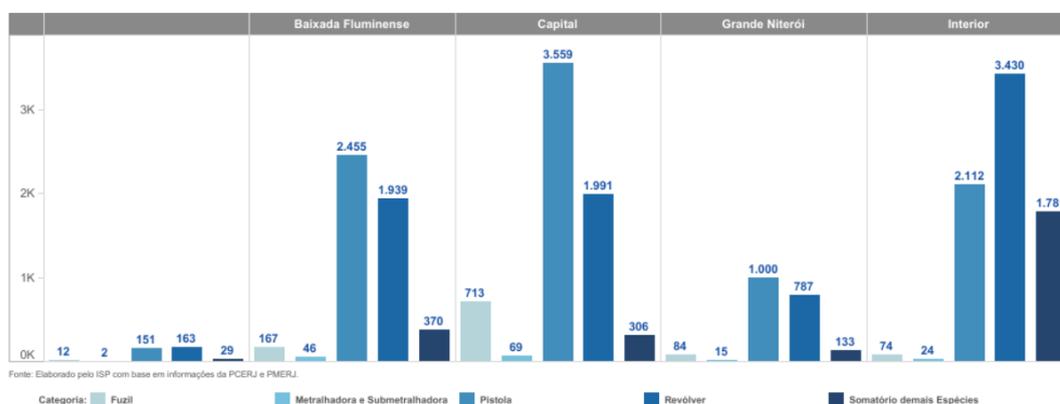


FIG. 1.1: Número de apreensões de armas no Estado do Rio de Janeiro (ISP, 2018).

Diante de números expressivos no que tange a violência, alternativas para preservar a vida daqueles que diariamente se arriscam em prol da segurança e da ordem pública se fazem necessárias.

Pensando nisso, é estudado e discutido neste trabalho um novo tipo de blindagem balística, a blindagem metálica poliondular, capaz de ser implementada em viaturas de patrulha de órgãos de Segurança Pública.

Esta geometria permite a possibilidade de se usar chapas mais finas e conseqüentemente com menor densidade superficial, além de alterar a trajetória do projétil, retirando-o de uma incidência perpendicular à superfície do alvo. (TRINDADE, 2012, CHAGAS 2014).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Blindagens Balísticas

As blindagens têm por objetivo oferecer proteção contra perfuração, fragmentação ou ondas de choque, sejam provenientes de projéteis, granadas de artilharia, minas ou explosivos.

As blindagens balísticas podem ser consideradas como um subconjunto das blindagens, que tem por finalidade oferecer proteção contra o impacto de projéteis de armas de fogo e contra estilhaços de granadas. Se a blindagem balística for utilizada com a função estrutural, além da resistência a perfuração, deverá ter resistência ao trincamento, estilhaçamento e fratura sob múltiplos impactos. Pode-se citar três principais propriedades balísticas dos materiais (SOUZA, 2014):

- Resistência ao choque, que é a capacidade do material absorver energia do impacto sem fraturar;
- Resistência ao estilhaçamento, que é a propriedade pela qual o alvo resiste ao aparecimento de trincas, fissuras ou esfoliações;
- Resistência à penetração, que é a capacidade do material impedir penetrações parciais ou totais de projéteis.

Segundo a norma brasileira NBR 15000 (2005), as blindagens para impacto balístico são classificadas por níveis de proteção, que estão diretamente ligados à forma, material, ângulo de incidência, energia e área de impacto do projétil. A TAB. 2.1 mostra as condições de teste para a avaliação do nível de proteção da blindagem quanto ao impacto, em função do calibre, da massa e da velocidade do projétil.

Pode-se avaliar a eficiência de uma blindagem através da energia cinética do projétil. Como a velocidade é o fator chave na determinação da energia cinética, ela é a variável primária e independente obtida nos ensaios balísticos (WANG et al., 2014).

Desta forma, a energia cinética do projétil é relevante em impactos balísticos e se torna preponderante para determinar a velocidade limite do projétil (V_L), ou seja, a máxima

velocidade que um sistema de proteção balística é capaz de suportar sem que o projétil o atravesse.

O princípio da conservação de energia estabelece que a quantidade total de energia em um sistema isolado permanece constante. Utilizando-se de uma aproximação, pode-se dizer que, se não houver perfuração, a energia cinética dissipada pelo projétil durante a penetração é igual à energia total absorvida pelo alvo, desprezando-se a deformação do projétil.

TAB. 2.1: Níveis de proteção balística de acordo com a munição. Adaptado de (ABNT, 2005).

Nível	Munição	Massa do Projétil (g)	Velocidade do Projétil (m/s)
I	.22 LRHV Chumbo	2,6±0,1	320±10
	.38 Special RN Chumbo	10,2±0,1	254±15
II-A	9 FMJ	8,0±0,1	332±12
	357 Magnum JSP	10,2±0,1	381±12
II	9 FMJ	8,0±0,1	358±15
	357 Magnum JSP	10,2±0,1	425±15
III-A	9 FMJ	8,0±0,1	426±15
	.44 Magnum SWC GC	15,6±0,1	426±15
III	7.62x51 FMJ (.308 – Winchester)	9,7±0,1	838±15
IV	.30 – 06 AP	10,8±0,1	868±15

A EQ. 2.1 apresenta um modelo para esta aproximação, onde a energia absorvida (E_{AB}) é definida em função da massa do projétil (m) e da diferença dos quadrados entre a velocidade de impacto (V_I) e a velocidade residual (V_R).

$$E_{AB} = \frac{1}{2} m (V_I^2 - V_R^2) \quad \text{EQ. 2.1}$$

Caso não haja perfuração, a velocidade residual é nula e portanto a energia total do projétil é absorvida pelo alvo. Nesses casos, o limite balístico (V_L) pode ser determinado, como mostra a EQ. 2.2.

$$V_L = \sqrt{\frac{2E_{AB}}{m}} \quad \text{EQ. 2.2}$$

Entretanto, caso haja perfuração como ocorrido neste trabalho, métodos numéricos capazes de modelar o comportamento dinâmico dos materiais envolvidos se fazem necessários.

2.1.1 Materiais Metálicos Aplicados em Proteção Balística

Materiais metálicos vêm sendo utilizados pelo homem há séculos no desenvolvimento da humanidade, após a Idade da Pedra e antes da Idade Antiga, conhecida como a Idade dos Metais.

Portanto, é evidente que materiais metálicos vêm sendo utilizados em proteção balística há bastante tempo. Isso se deve por muitas razões, como disponibilidade, capacidade de fabricação, flexibilidade e custo, sendo mais utilizados, para este fim, aço, alumínio e titânio, na forma de ligas e sob tratamentos térmicos ou mecânicos para otimizar propriedades de proteção balística a diferentes ameaças (LAIBLE, 1980).

A FIG. 2.1 mostra um organograma das blindagens metálicas mais usualmente encontradas.

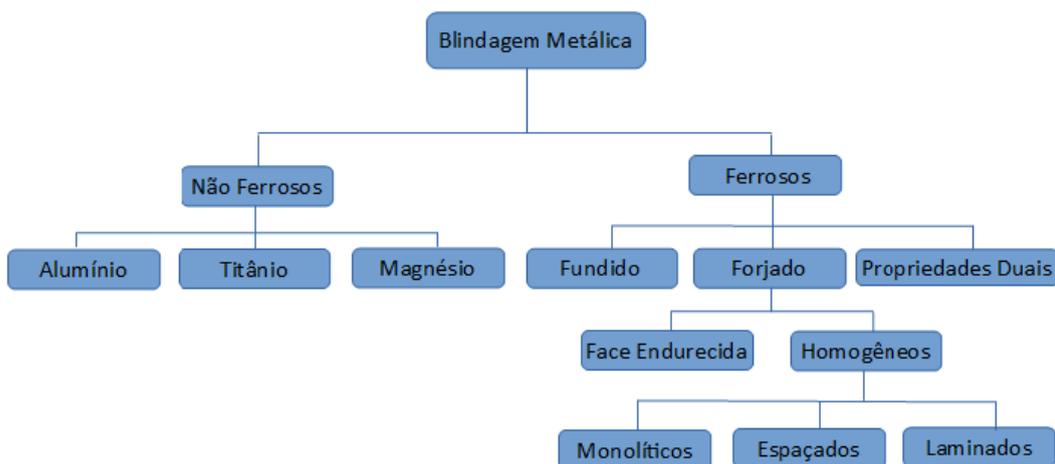


FIG. 2.1: Classificação de blindagens metálicas. Adaptado de (LAIBLE, 1980).

Quanto às blindagens compostas de materiais ferrosos, podemos classificá-las em blindagens homogêneas e não homogêneas. Esta classificação distingue os aços que possuem propriedades mecânicas e balísticas iguais ao longo da direção da espessura e os que foram

projetados para possuírem propriedades mecânicas e metalúrgicas diferenciadas ao longo da espessura (SOUZA, 2014).

A mobilidade e proteção sempre impuseram demandas específicas à blindagem, pois a mobilidade requer blindagens mais leves. No entanto, a proteção geralmente aumenta com o aumento do peso da blindagem, reduzindo dessa forma a mobilidade. Fica evidente portanto, a grande limitação das blindagens de aço existentes atualmente, com alta densidade superficial, que pretende-se contornar com a pesquisa desta dissertação de mestrado.

2.2 Aços *Maraging*

2.2.1 Introdução

Aços *maraging* são assim conhecidos devido ao tratamento térmico empregado e a microestrutura presente na liga. Tal denominação advém da combinação das palavras *martensite* e *aging*, termos em inglês que significam martensita e envelhecimento, respectivamente.

Para produção destes aços, a liga é submetida a tratamentos térmicos, onde durante o resfriamento ocorre a transformação da austenita em martensita. Esta, para os aços *maraging*, é chamada de martensita de Ni, sendo dúctil e com elevada densidade de discordâncias, além de possuir estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). A fase formada nesta transformação difere da formada no sistema Fe-C, onde a martensita possui estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC).

A composição dos aços *maraging* aliada ao processamento termomecânico é responsável por conferir a este material excelente resistência mecânica e tenacidade à fratura, sendo composto de Fe com 10 a 19%Ni; 0 a 18%Co; 3 a 14%Mo; 0,2 a 1,6%Ti; e outros elementos em quantidade residual, como o carbono; que pode ser considerado como impureza (SANTANA,2017). A TAB. 2.2 representa a composição química em porcentagem de massa dos aços *maraging* série 200, 250, 300 e 350, segundo a norma MIL-S-46850-D (1991).

TAB. 2.2: Composição química em percentual de massa dos aços *maraging*. Adaptado de (UNITED STATES DEFENSE STANDARD, 1991)

Elemento	Série 200	Série 250	Série 300	Série 350
Níquel	17,0 – 19,0	17,0 – 19,0	18,0 – 19,0	18,0 – 19,0
Cobalto	8,0 – 9,0	7,0 – 8,5	8,5 – 9,5	11,5 – 12,5
Molibdênio	3,0 – 3,5	4,6 – 5,2	4,6 – 5,2	4,6 – 5,2
Titânio	0,15 – 0,25	0,3 – 0,5	0,5 – 0,8	1,3 – 1,6
Alumínio	0,05 – 0,15	0,05 – 0,15	0,05 – 0,15	0,05 – 0,15
Carbono	Máx. 0,03	Máx. 0,03	Máx. 0,03	Máx. 0,03
Manganês	Máx. 0,1	Máx. 0,1	Máx. 0,1	Máx. 0,1
Silício	Máx. 0,1	Máx. 0,1	Máx. 0,1	Máx. 0,1
Fósforo	Máx. 0,01	Máx. 0,01	Máx. 0,01	Máx. 0,01
Enxofre	Máx. 0,01	Máx. 0,01	Máx. 0,01	Máx. 0,01
Ferro	Rest.	Rest.	Rest.	Rest.
Máximas adições selecionáveis				
Boro	0,003	0,003	0,003	0,003
Zircônio	0,02	0,02	0,02	0,02
Cálcio	0,05	0,05	0,05	0,05

O teor de Ni empregado em ligas comerciais é de 13% na série 400 e 18% nas séries 200, 250, 300 e 350, sendo este elevado percentual de Ni responsável por manter uma estrutura totalmente austenítica em temperaturas superiores à 750°C e inibir a transformação para ferrita durante o resfriamento (LOPES, 2007).

O interesse em aços com estas propriedades se iniciou no fim da década de 50, no contexto da Guerra Fria. Nesse período, os EUA buscavam desenvolver materiais com elevada relação resistência/peso, sobretudo para utilização aeronáutica. Para este fim, pequenas quantidades de alumínio e titânio começaram a ser adicionadas em aços inoxidáveis contendo Ni (LOPES, 2007).

No entanto, Clarence George Bieber (1960) é quem deu origem a uma série de estudos com as ligas Fe-Ni na International Nickel Company (INCO), sendo considerado o precursor no desenvolvimento dos aços *maraging*. Todavia, somente com a adição de cobalto e molibdênio na liga Fe-Ni realizada por Decker e coautores (1962) é que se obteve um

endurecimento expressivo destas ligas durante o envelhecimento, fato observado na FIG. 2.2.

Com relação ao endurecimento observado por Decker e coautores (1962), observou-se que a estrutura martensítica da liga Fe-Ni apresenta um elevado endurecimento quando cobalto e molibdênio estão presentes simultaneamente na liga. Entretanto, esse mesmo comportamento não é tão proeminente quando estes elementos estão presentes separadamente.

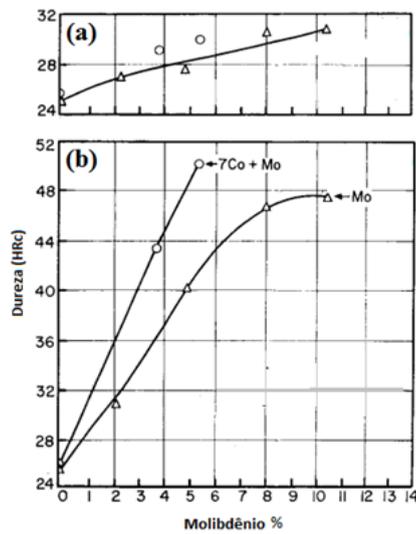


FIG. 2.2: Gráfico das curvas de endurecimento pelo Molibdênio e pelo Cobalto nas ligas Fe-(18,5 a 20,1%Ni) –(a) ligas sem Cobalto, recozidas por 1 h a 700°C e resfriadas ao ar; (b) ligas com (7% Co) e sem cobalto envelhecidas de 3 a 10 h entre 420 e 480 °C. Adaptado de (DECKER; et al., 1962).

As excelentes propriedades mecânicas destes aços advêm da precipitação de compostos intermetálicos em uma matriz martensítica. Este fato os difere dos aços de alta resistência convencionais, que têm suas propriedades atreladas à influência do carbono presente na liga. Dentre os compostos intermetálicos formados estão o Ni_3Mo , o Ni_3Ti , o Fe_2Mo (PADIAL,2002).

As vantagens em se utilizar os aços *maraging* em detrimento aos aços convencionais de alta resistência são: boa soldabilidade, tanto quando recozidos ou envelhecidos, sem necessidade de tratamentos prévios à soldagem; boa conformabilidade; temperatura de trabalho que pode chegar a 400 °C sem alteração das propriedades mecânicas; não há descarbonetação durante o processamento devido ao baixo teor de carbono (SANTANA,2017).

A produção destes aços é realizada através de um processo especial, com fusão em forno de indução a vácuo (*vacum induction melting* – VIM), sendo posteriormente refundidos em

forno a arco sob vácuo (*vacuum arc remelting* – VAR). Esses procedimentos tem o intuito de garantir as propriedades mecânicas do aço produzido e busca minimizar segregações e formação de inclusões não metálicas, como sulfetos e óxidos (PADIAL, 2002).

O forno de escória eletrocondutora (*electro slag melting furnace* – ESR) não é indicado para este processo, uma vez que devido aos baixos teores de carbono e nitrogênio e altos teores de alumínio e titânio presentes nos aços *maraging* é extremamente difícil o refino. Além disso, durante o processo, microinclusões de óxidos são incorporados ao metal líquido, comprometendo assim o desempenho metalúrgico da liga por aumentar a quantidade de concentradores de tensões na micro estrutura.

2.2.2 Elementos de Liga

Dentre as principais funções dos elementos de liga podemos destacar: aumento da dureza e resistência mecânica, aumento da resistência à corrosão, estabilização da liga a baixas e altas temperaturas, controle do tamanho de grão, melhora na conformabilidade e diminuição do peso do material. Além disso exercem importante papel quando adicionados a uma liga de base ferrítica, facilitando a têmpera e tendendo a deslocar as curvas TTT (curvas de transformação de fase dependentes do tempo e da temperatura) para a direita (ARABI et al., 2006).

Os aços *maraging* têm um alto teor de níquel, cobalto e molibdênio e um baixíssimo teor de carbono e nitrogênio (menos de 0,05%) a fim de evitar a formação de carboneto de titânio (TiC) e carbonitreto de titânio (TiCN), que são prejudiciais às propriedades mecânicas.

O TiCN é extremamente prejudicial à tenacidade da liga pois forma com ligações fortes, microinclusões de formato poligonais cristalinas com ligações iônicas, cujos vértices são concentradores de tensões para nucleação de trincas.

O níquel exerce importante papel na transformação martensítica, diminuindo a temperatura de início desta fase no resfriamento (Ms). Além disso, aços contendo entre 18 a 25% Ni possuem considerável resistência à corrosão (SHA et al., 2013).

Entretanto, a liga Fe-Ni que exhibe alta resistência mecânica quando com 18% Ni tem sua resistência diminuída rapidamente quando possui teores de níquel acima de 24% devido a retenção da austenita na estrutura martensítica (SCHMIDT; ROHRBACH, 1990). Esse fenômeno é atrelado ao enriquecimento de níquel da matriz cúbica de corpo centrado, sendo

associado à dissolução de precipitados do tipo Ni_3X ($X = Mo, Ti$) e também à formação de compostos intermetálicos $FeMo$ (Fe_7Mo_6 ou Fe_2Mo) (VISWANATHAN; DEY; SETHUMANDHAVAN, 2005).

O molibdênio é responsável pelo aumento da resistência do material através da formação de precipitados intermetálicos (Ni_3Mo e Fe_2Mo) durante o envelhecimento. Outra característica importante deste elemento é a capacidade de reduzir o coeficiente de difusão de outros elementos de liga, inibindo a formação de precipitados nos contornos de grãos, o que prejudica a tenacidade do material (RAO; SIVASUBRAMANIAN, 2011).

O cobalto aumenta a temperatura de início de formação da martensita no resfriamento (M_s), de modo a compensar o efeito contrário causado pelo molibdênio e titânio, sendo benéfico para a aplicação analisada nesta dissertação pois permite variar temperaturas de envelhecimento e buscar condições de maior tenacidade. Este elemento também é capaz de reduzir a solubilidade do molibdênio na matriz, aumentando a fração em volume de precipitado rico em molibdênio (RAO; SIVASUBRAMANIAN, 2011).

O titânio é empregado nos aços *maraging* como um endurecedor suplementar, uma vez que a maior parte do endurecimento provém da combinação cobalto e molibdênio (ORSINI, 1987). Além disso, é capaz de impedir a formação da austenita em aços que contenham cromo e reduz a temperatura de início de formação da martensita no resfriamento (M_s). O titânio também tem influência na tenacidade do material, pois é capaz de remover resíduos de carbono e nitrogênio que estejam presentes em solução sólida na matriz martensítica (SANTANA, 2017).

O silício e o manganês são considerados impurezas nos aços *maraging*, pois afetam a tenacidade do material quando em quantidades maiores (SHA et al., 1993).

O alumínio facilita a nitretação, além de atuar como agente desoxidante e no controle do tamanho de grão pela formação de óxidos ou nitretos. Também contribui para aumentar a temperatura M_s para adições de até 0,20%, sendo portanto, benéfico para aplicação analisada nesta dissertação assim como o cobalto. Entretanto, pode prejudicar a ductilidade do material com teores da ordem de 0,5% (SCHMIDT; ROHRBACH, 1990).

Além do carbono, o nitrogênio e o oxigênio também fragilizam os aços *maraging* e quando presentes no material devem estar em teores muito baixos (KALISH; RACK 1971). No caso do oxigênio, este deve ser baixo para evitar a oxidação de elementos de liga devido

à formação de óxidos complexos com Ti, Al e Si e garantir baixos níveis de microinclusões tipos A, B, C, D e E segundo AMS 6512-H (2017) e MIL-S-46850-D (1991).

2.2.3 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas dos aços *maraging* são determinadas a partir dos tratamentos termomecânicos aos quais são submetidos. As TAB. 2.3 e TAB. 2.4 apresentam valores típicos de propriedades mecânicas de aços *maraging* com Co e 18% de Ni quando solubilizados a 820°C por 1 hora e envelhecidos a 480°C por 3 horas.

Os aços *maraging* possuem limite de resistência e tenacidade a fratura superiores aos aços convencionais de alta resistência, sendo classificados como aços de ultra-alta-resistência. De acordo com Schmidt e Rohrbach (1990) e apresentado na FIG. 2.3, quanto maior for o limite de resistência menor será a tenacidade a fratura do material, entretanto, estas propriedades são superiores para os aços *maraging* da classe 18% Ni.

TAB. 2.3: Propriedades mecânicas típicas de aços *maraging* solubilizado (SILVA; MEI, 2010).

Propriedades	MAR 250	MAR 300	MAR 350
Limite de escoamento (MPa)	799	795	825
Limite de Resistência (MPa)	1010	1020	1140
Deformação total (%)	19	17	18
Redução de Área (%)	72	76	70
Dureza (HRC)	29	32	35

TAB. 2.4: Propriedades mecânicas típicas de aços *maraging* solubilizado e envelhecido (SILVA; MEI, 2010).

Propriedades	MAR 250	MAR 300	MAR 350
Limite de escoamento (MPa)	1660	1785	2350
Limite de Resistência (MPa)	1690	1815	2400
Deformação total (%)	11	8	6
Redução de Área (%)	50	40	25
Dureza (HRC)	49	53	58

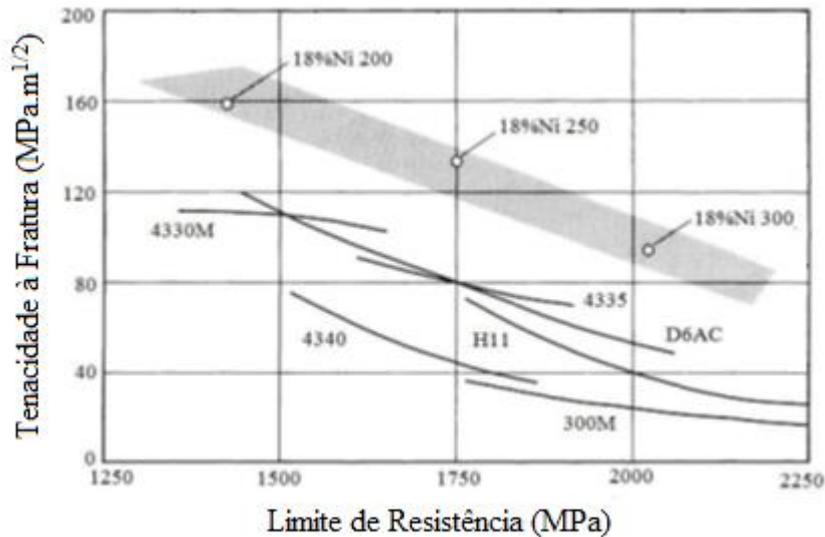


FIG. 2.3: Limite de resistência e tenacidade à fratura para os aços de alta resistência. Adaptado de (SCHMIDT; ROHRBACH, 1990).

Com relação à dureza, tanto os testes conduzidos na International Nickel Company (INCO), quanto as análises de Pardal et al (2007) apontam para um expressivo ganho de dureza do material quando envelhecido em comparação com somente solubilizado. Entretanto, o estudo de Pardal et al (2007) aponta para um decréscimo de dureza de aços *maraging* classe 300 quando o tratamento térmico é conduzido a temperaturas mais elevadas que 480 °C e por um longo período de tempo, como aponta a FIG. 2.4.

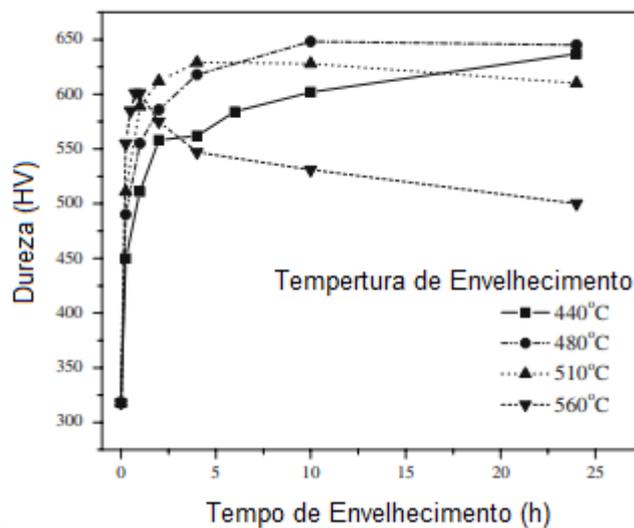


FIG. 2.4: Dureza de aço *maraging* classe 300 em função do tempo de envelhecimento para as temperaturas selecionadas. Adaptado de (PARDAL et al, 2007).

2.2.4 Metalurgia Física dos Aços *Maraging*

A fim de se obterem altos níveis de resistência mecânica, os aços *maraging* são submetidos a tratamentos térmicos. Primeiramente o aço é submetido a uma etapa de solubilização ou austenitização por volta de 820 °C com resfriamento ao ar, seguida de uma etapa de envelhecimento por volta de 480 °C (INCO, 1976).

Durante tais tratamentos ocorrem transformações de fases que são determinantes para o comportamento destes aços. Tais transformações podem ser analisadas a partir do diagrama de fases metaestável do sistema Fe-Ni (FIG. 2.5), onde podem ser observadas a transformação da austenita para a martensita durante o resfriamento e a transformação reversa da martensita para a austenita no aquecimento.

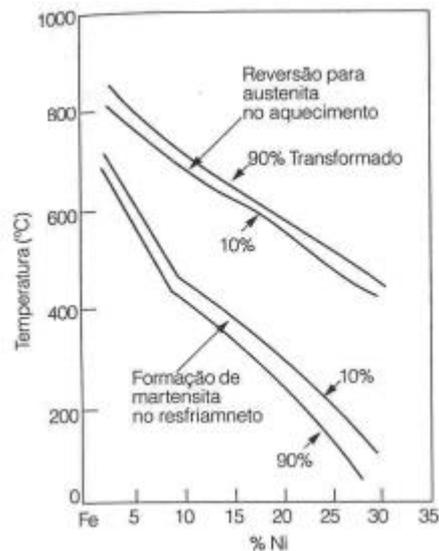


FIG. 2.5: Diagrama de transformação metaestável no sistema Fe-Ni (SILVA; MEI, 2010).

A martensita formada nos aços *maraging* possui estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), diferentemente da martensita formada no sistema Fe-C que possui estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), uma vez que o teor de carbono é muito baixo para ocorrer a distorção de Bain.

A transformação de fase a partir da austenita, estrutura cúbica de face centrada (CFC), para a martensita, estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), ocorre por cisalhamento da rede cristalina e não por difusão (adifusional) (SCHMIDT; ROHRBACH, 1990). Como consequência disso, a martensita gerada possui densidade de discordâncias superior à

austenita original, o que aumenta o número de sítios preferenciais para a nucleação de precipitados intermetálicos durante o envelhecimento (ROHRBACH; SCHMIDT, 1993).

Durante a transformação martensítica, a fase matriz (austenita – Fe- γ) se mantém inalterada até que se atinja a temperatura de início de formação da martensita (M_s), sendo tal temperatura suficientemente alta para que se obtenha uma estrutura totalmente martensítica em temperatura ambiente (FLOREEN, 1978).

O tipo de fase formada em ligas Fe-Ni é dependente da quantidade de níquel presente na liga. A ferrita equiaxial é formada para teores de níquel entre 0 e 6% em massa, enquanto a estrutura martensítica em ripas é estável em teores de níquel na faixa de 10 a 26% em massa. Teores maiores que 26% propiciam a formação de martensita lenticular (martensita maclada). Entretanto, a estrutura em ripas é preferível em aços *maraging*, pois esta tem maior tenacidade e maior dureza em relação a martensita maclada (SCHMIDT; ROHRBACH, 1990).

A morfologia da fase martensítica está relacionada com a temperatura M_s , onde a formação da martensita em ripas é favorecida pelo aumento da mesma. Portanto, deve-se ter cuidado ao se adicionar elementos que diminuem a temperatura M_s como Ni, Ti e Mo, pois favorecem a formação da martensita maclada.

Com relação à reversão da martensita em austenita, a mesma ocorre durante o aquecimento, onde a temperatura de início da formação da austenita no aquecimento (A_s) e a temperatura de fim da formação da austenita no aquecimento (A_f) são bem superiores às M_s e M_f (temperaturas de início e fim da transformação martensítica, respectivamente), caracterizando uma histerese no ciclo térmico (SANTANA,2017).

A austenita formada nesta transformação é denominada de austenita revertida e seu aparecimento está ligado a exposição a altas temperaturas e tempos prolongados de tratamento térmico de envelhecimento, conhecido como superenvelhecimento. A taxa em que esta reação de reversão ocorre é fortemente dependente da composição do aço *maraging* e está intimamente ligada a diminuição das propriedades mecânicas destes aços (RAO, 2006).

A cinética de formação da austenita revertida é influenciada pelos teores de níquel, cobalto, molibdênio e titânio. Maiores teores de níquel e molibdênio aceleram o processo de reversão, enquanto maiores teores cobalto e o titânio retardam esta formação (PETERS,1968, AHMED et al, 1994).

2.3 Modelagem do Comportamento Dinâmico

Pela complexidade do evento, métodos numéricos como o de elementos finitos são amplamente utilizados para modelar o comportamento dinâmico de materiais. Esses métodos ganharam notoriedade com o avanço da computação e substituíram de certa forma os métodos empíricos e analiticamente aproximados.

O termo “propriedades dinâmicas” se refere às propriedades físicas e mecânicas dos corpos que são sensíveis a altas taxas de carregamento, bem como a altas pressões e temperaturas. As taxas de deformação maiores que cerca de 10^2 s^{-1} e as pressões de magnitudes maiores que 10 GPa constituem este cenário (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

No caso analisado nesta dissertação, o impacto em alta velocidade induz altas pressões e temperaturas no projétil e no alvo por períodos muito curtos, constituindo assim altas taxas de deformação. Portanto, deve ser analisado diferentemente de um caso quase-estático, onde o sistema se encontra em qualquer instante de tempo num estado de equilíbrio, ou muito próximo disto.

Quando se trata de impacto em altas velocidades, como o caso da colisão de um projétil em um alvo, a resposta global do material tem pouca relevância no entendimento do comportamento da região que sofre o impacto. Neste caso, o impacto pode ser tratado como um fenômeno de propagação de ondas em que a velocidade de deformação tem de ser levada em consideração (JUSTO, 1996).

As ondas geradas no interior de um material podem ser elásticas, plásticas ou de choque.

Quando o estímulo externo não supera a tensão de escoamento do material, o pulso gerado é chamado de onda elástica, podendo ser dos tipos: (MEYERS, 1994)

- Longitudinal
- Distorcional
- De superfície (Rayleigh)
- Interfacial (Stoneley)
- De Flexão

Quando a amplitude de um pulso de tensão que está se deslocando pelo material excede o limite elástico do material, o pulso se decompõe em onda elástica e onda plástica. Em um

material dúctil, quando a tensão excede o limite elástico, ocorre deformação plástica, tanto em deformação dinâmica como em deformação quase-estática (MEYERS, 1994).

O tensor tensão pode ser dividido em uma componente hidrostática, ou média, e um desviador de tensão, como apresentado na EQ. 2.3.

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_m \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \sigma_{xx} - \sigma_m & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_{yy} - \sigma_m & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_{zz} - \sigma_m \end{bmatrix} \quad \text{EQ. 2.3}$$

Onde a tensão hidrostática (σ_m) é definida pela EQ. 2.4.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}}{3} \quad \text{EQ. 2.4}$$

Ondas de choque são caracterizadas por apresentarem uma frente de onda íngreme, onde não se considera o fluxo de matéria do alvo para a lateral. Resultando assim em componentes de tensões hidrostáticas muito maiores que a tensão de escoamento dinâmico do material (GOLDSMITH, 2001, CARDOSO, 2005).

A título de exemplificação, de modo a facilitar o entendimento da propagação de uma onda de choque em um meio sólido, será atribuído ao mesmo um tratamento de fluido. A FIG. 2.6 ilustra uma frente de onda de choque avançando em um corpo dividindo duas regiões. Uma região onde esta frente de onda já passou e outra região à frente da onda de choque.

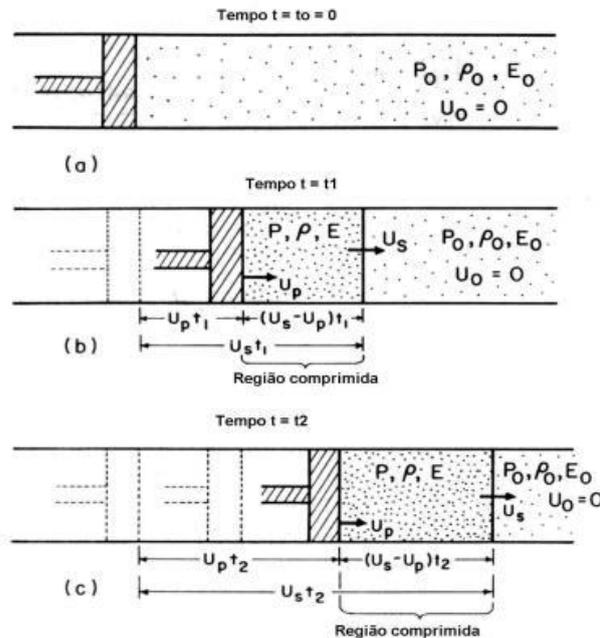


FIG. 2.6: Propagação de região chocada devido a movimentação de um pistão: (a) Antes do choque; (b) Em um instante de tempo t_1 ; (c) Em um instante de tempo $t_2 > t_1$. Adaptado de (MEYERS, 1994).

Na FIG. 2.6(a) o pistão está em repouso e o gás no seu interior possui pressão P_0 , densidade ρ_0 e velocidade $U_0 = 0$. O pistão é então acelerado até a velocidade de partículas U_p , surgindo assim uma região de gás comprimido à frente do pistão. Na FIG. 2.6(b), num instante de tempo t_1 , o deslocamento da região comprimida à frente do pistão foi de U_{st1} , onde U_s é a velocidade de propagação da onda. Neste intervalo de tempo o pistão se deslocou U_{pt1} e a região comprimida adquiriu uma pressão $P > P_0$ e uma densidade $\rho > \rho_0$. A FIG. 2.6(c) mostra que a região comprimida tende a aumentar ao longo do tempo, já que $U_s > U_p$. Uma forma de se entender a frente de onda de choque é considerá-la como um plano que separa a região em movimento da região estacionária (MEYERS, 1994).

Fica evidente então, que quanto maior for a amplitude do distúrbio, ou em outras palavras, maior a tensão externa aplicada, maior será a velocidade de propagação da onda. Este efeito é contrário ao que ocorre nas ondas plásticas. No caso de ondas de choque, regiões com maior amplitude de onda deslocam-se de forma mais rápida do que regiões de menor amplitude, produzindo descontinuidades na pressão, temperatura e densidade (MEYERS, 1994).

O fenômeno de deformação dinâmica é governado pelas relações de conservação de Rankine-Hugoniot. As EQ. 2.5, EQ. 2.6 e EQ. 2.7 (RANKINE, 1870, HUGONIOT, 1889) representam as conservações de massa, momento e energia.

$$\rho_0 U_s = \rho (U_s - U_p) \quad \text{EQ. 2.5}$$

$$(P - P_0) = \rho_0 U_s U_p \quad \text{EQ. 2.6}$$

$$E - E_0 = \frac{1}{2} (P + P_0) (V_0 - V) \quad \text{EQ. 2.7}$$

Onde:

ρ_0 é a massa específica inicial;

ρ , a massa específica final;

U_s , a velocidade da onda de choque;

U_p , a velocidade da partícula;

P , a pressão;

P_0 , a pressão inicial;

E, a energia;

E_0 , a energia inicial;

V, o volume;

V_0 , o volume inicial.

Estas relações assumem as seguintes premissas:

- a) O choque é uma superfície descontínua e sem espessura aparente;
- b) O módulo de cisalhamento do material é considerado nulo em sólidos submetidos a altas pressões.
- c) Forças externas ao sistema (como forças gravitacionais) e condução de calor na frente de choque podem ser desprezadas (processo adiabático);
- d) Não há comportamento elastoplástico;
- e) O material não sofre transformações de fase.

As equações de conservação envolvem cinco variáveis, portanto se faz necessária outra equação que permita calcular os parâmetros desejados. A EQ. 2.8 é conhecida como equação de estado (EOS) de choque linear do material e mostra uma relação obtida experimentalmente entre as velocidades U_P e U_S .

$$U_s = C_0 + S_1 U_P + S_2 U_{P_2} + \dots + S_n U_{P_n} \quad \text{EQ. 2.8}$$

Onde:

C_0 é a velocidade do som no material à pressão zero;

S_1, S_2, \dots, S_n são parâmetros empíricos de cada material.

Para a maioria dos materiais, somente o termo S_1 é considerado, reduzindo a equação para a EQ. 2.9.

$$U_s = C_0 + S_1 U_P \quad \text{EQ. 2.9}$$

Uma das formas mais úteis de representar essa equação de estado, em uma exibição gráfica, é traçar as relações entre pressão e velocidade da partícula atrás da frente de onda de choque. Essa curva, pressão em função da velocidade de partícula, é chamada de curva de Hugoniot. A curva de Hugoniot, representada na FIG. 2.7, é diferente da curva de compressão isotérmica do sólido, uma vez que cada ponto na curva de Hugoniot é caracterizado por uma temperatura diferente (energia interna) (ROSENBERG; DEKEL, 2012).

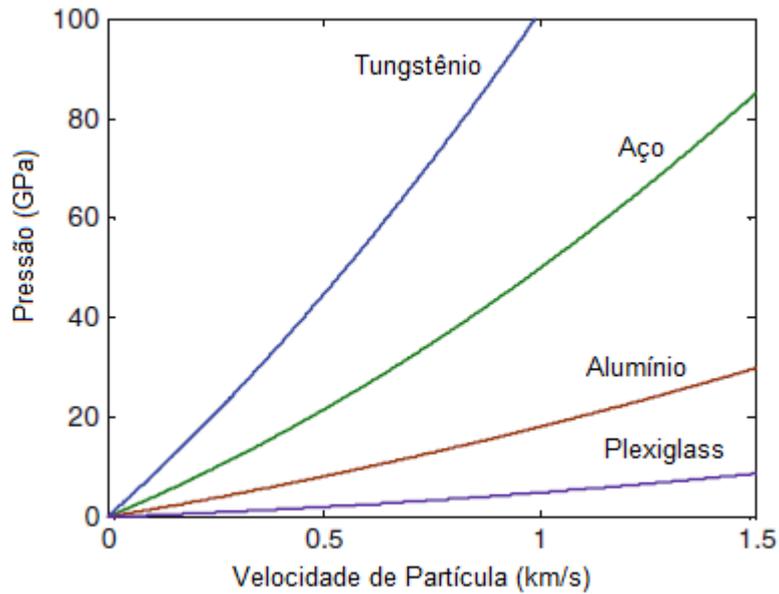


FIG. 2.7: Curvas de Hugoniot de materiais selecionados. Adaptado de (ROSENBERG; DEKEL, 2012)

Entretanto, é importante salientar que se o material sofrer transformação de fase ou for poroso, a equação linear de estado não é mais aplicável e precisa ser modificada. Neste caso, faz-se necessário correções no cálculo das relações de Hugoniot com base na equação de Mie-Grüneisen, apresentada na EQ. 2.11 (RICE, 1958, JOHNSON; CHÉRET, 1999).

A constante de Grüneisen vem da mecânica estatística, onde as energias dos átomos são tratadas individualmente e chega-se a expressões que são iguais às da termodinâmica. A mesma é um parâmetro dependente da frequência vibracional da rede cristalina, de acordo com a EQ. 2.10.

$$\gamma = \frac{-(\partial \ln(v))}{(\partial \ln(V))} \quad \text{EQ. 2.10}$$

E ainda:

$$P - P_{0K} = \frac{\gamma}{V} (E - E_{0K}) \quad \text{EQ. 2.11}$$

Onde:

P_{0K} é a pressão à 0 K;

E_{0K} , a energia à 0 K;

γ é o coeficiente de Grüneisen;

v é a frequência vibracional da rede cristalina do alvo.

Sendo a relação entre coeficiente de Grüneisen e a frequência vibracional da rede cristalina do alvo apresentada na EQ. 2.12.

$$\frac{\gamma}{V} = \frac{3\alpha}{C_v \cdot K} \quad \text{EQ. 2.12}$$

Onde:

α é o coeficiente de expansão térmica;

C_v , o calor específico a volume constante;

K , a compressibilidade isotérmica.

A EQ. 2.13 é a aproximação desta:

$$\gamma = \frac{\gamma_0 \cdot V}{V_0} \quad \text{EQ. 2.13}$$

2.3.1 Interações de Ondas de Choque

Nos ensaios de caracterização balística sob impacto planar, consideram-se duas superfícies planas e paralelas, sendo a direção do movimento do projétil perpendicular à superfície do alvo.

Neste tipo de evento, o contato entre as superfícies ocorre simultaneamente, ou seja, todos os pontos entram em contato ao mesmo tempo. A situação descrita está esquematizada na FIG. 2.8, onde inicialmente um projétil (1) se movimenta com velocidade U , na direção do alvo (2), que está em repouso. O impacto resultante gera duas ondas de choque compressivas, sendo uma propagada para o interior do alvo, com velocidade U_{s2} , e a outra propagada para o interior do projétil, com velocidade U_{s1} . Nesta situação, a fração do projétil que não está comprimida ainda possui velocidade U , e a fração não comprimida do alvo está em repouso.

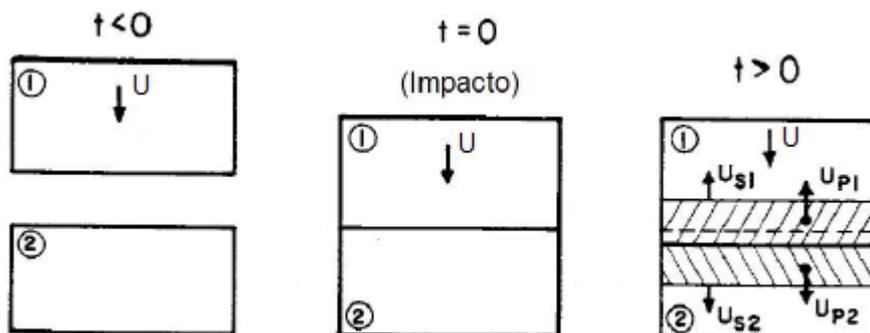


FIG. 2.8: Representação de um impacto planar: (a) Antes do impacto; (b) No instante do impacto; (c) Após o impacto. Adaptado de (MEYERS, 1994).

A fim de se calcular as pressões geradas no alvo e no projétil, duas condições devem ser estabelecidas (MEYERS, 1994).

- O material tem que ser contínuo através da interface de impacto, o que impõe mesma velocidade de partícula na região comprimida (região hachurada). Caso isto não ocorresse, haveria vazios ou regiões de elevadíssima massa específica, algo que não se observa, e portanto U_{P1} é igual a U_{P2} ;

- A pressão na interface do impacto tem de ser a mesma, pois caso contrário formar-se-ia outro pulso, logo P_1 é igual a P_2 .

Antes do impacto, todas as partículas no projétil têm a mesma velocidade U . Após o impacto, a velocidade de partícula na região comprimida do projétil é reduzida, de modo que a velocidade de partícula resultante é $U - U_{p1}$. No alvo, a velocidade de partícula (na região comprimida) é U_{p2} .

Como consequência, temos a EQ. 2.14 que descreve esta situação:

$$U - U_{p1} = U_{p2} \quad \text{EQ. 2.14}$$

Deve-se notar que U_{p1} é a velocidade das partículas no projétil em relação ao movimento de um referencial Lagrangeano (interface de impacto) e para determinar a pressão nesta interface faz-se uso da equação de conservação de momento (EQ. 2.6).

No entanto, caso seja conhecida a curva Hugoniot dos materiais avaliados, o estudo da interação de uma onda de choque em diferentes meios pode ser mais facilmente realizado através do método de casamento de impedâncias, que consiste em representar graficamente, em um mesmo gráfico, a curva Hugoniot do alvo e a curva Hugoniot invertida do projétil, sendo a interseção das curvas a pressão na interface entre os dois corpos, como representado na FIG. 2.9.

A curva Hugoniot invertida de um material é utilizada no método de casamento de impedâncias para representar a propagação de uma onda de choque para outro meio, como o caso de um projétil impactando um alvo.

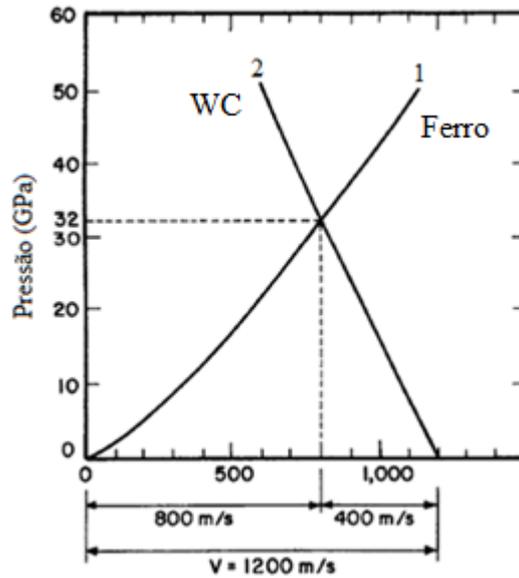


FIG. 2.9: Representação do método de casamento de impedâncias para o impacto de um projétil de carbeto de tungstênio em um alvo de ferro. Adaptado de (MEYERS, 1994).

A FIG. 2.9 representa um exemplo de aplicação do método de casamento de impedâncias para uma situação que envolve um projétil de carbeto de tungstênio (WC) com velocidade de 1200 m/s e um alvo de ferro. Nesta, estão representadas as curvas Hugoniot do ferro (1) e Hugoniot invertida do carbeto de tungstênio (2). Para esta velocidade de impacto, a pressão na interface entre os corpos é de 32 GPa.

Duas situações distintas podem ser analisadas através do método de casamento de impedâncias:

- Transmissão de onda de choque de um meio de baixa impedância para outro de alta impedância;
- Transmissão de onda de choque de um meio de alta impedância para outro de baixa impedância.

2.3.2 Modelos Constitutivos de Materiais em Eventos Dinâmicos

Por volta de 1905, Bertram Hopkinson conduziu uma série de experimentos dinâmicos sobre o aço e concluiu que a resistência dinâmica do material em questão era pelo menos duas vezes maior do que a resistência do mesmo quando submetido a baixas taxas de deformação (HOPKINSON, 1905).

A FIG. 2.10 mostra curvas tensão versus deformação de um aço médio carbono para diferentes taxas de deformação. O comportamento observado, ou seja, a influência da taxa de deformação na deformação plástica do material, é conhecido como viscoplasticidade.

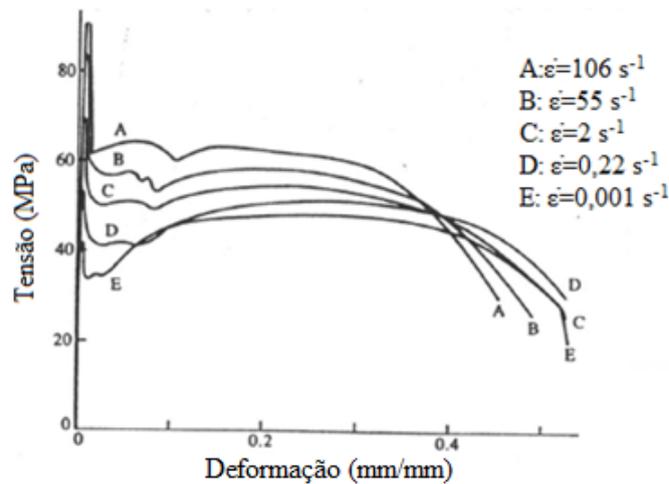


FIG. 2.10: Influência da taxa de deformação nas propriedades mecânicas de um aço médio carbono obtida em ensaio de tração. Adaptado de (JONES, 1997).

Fica evidente, portanto, que para materiais sensíveis à taxa de deformação há modificações consideráveis nas propriedades mecânicas em função do aumento da taxa de deformação (JONES, 1997).

TAB. 2.5: Métodos de teste de acordo com a taxa de deformação. Adaptado de (MEYERS, 1994).

	Método de Teste	Taxa de Deformação
Alta velocidade de impacto	Explosivos	$10^5 - 10^7 \text{ s}^{-1}$
	Impacto de placa normal	
	Laser pulsado	
Dinâmica alta	Chapa explodindo	$10^3 - 10^4 \text{ s}^{-1}$
	Teste de Taylor	
	Barra Hopkinson	
Dinâmica baixa	Anel de Expansão	$10 - 10^2 \text{ s}^{-1}$
	Máquinas hidráulicas ou pneumáticas de alta velocidade	
Quase estático	Máquinas hidráulicas, servo-hidráulicas ou de parafuso	$10^{-5} - 1 \text{ s}^{-1}$
Fluência e relaxamento de tensões	Máquinas de parafuso ou de fluência	$10^{-9} - 10^{-6} \text{ s}^{-1}$

A resposta dos materiais submetidos a eventos dinâmicos varia consideravelmente, dessa forma é necessário testar materiais individualmente para obter informações específicas (MEYERS,1994). A

TAB. 2.5 apresenta os métodos de teste mais comuns em função da taxa de deformação.

As informações obtidas experimentalmente juntamente das equações constitutivas são úteis para descrever o comportamento dinâmico de um material e auxiliam na modelagem de um corpo sob impacto. Tais equações são frequentemente utilizadas para descrever a deformação plástica de materiais, onde relacionam a tensão com deformação, taxa de deformação e, muitas vezes, temperatura.

Há diversos modelos constitutivos propostos na literatura. Neste trabalho foram utilizados os modelos propostos por Johnson-Cook (1983) e Steinberg-Guinan (1978), pois os modelos em questão possuem boa representação do fenômeno físico e disponibilidade de parâmetros em bibliografia e softwares.

2.3.2.1 Modelo Constitutivo de Johnson & Cook

Johnson e Cook propuseram em 1983 uma equação (EQ. 2.15) que relaciona o encruamento do material em função da taxa de deformação e da temperatura no regime plástico.

$$\sigma = [A + B \epsilon_p^n] [1 + C \ln \dot{\epsilon}_p^*] [1 - (T_H)^m] \quad \text{EQ. 2.15}$$

Onde, A é a tensão de escoamento inicial, B a constante de encruamento, ϵ_p a deformação plástica equivalente, n o expoente de encruamento, C a constante da taxa de deformação, m o expoente de amolecimento térmico, $\dot{\epsilon}_p^*$ a taxa de deformação plástica e T_H a temperatura homóloga.

Sendo a temperatura homóloga (EQ. 2.16) definida como:

$$T_H = \frac{(T - T_{amb})}{(T_{melt} - T_{amb})} \quad \text{EQ. 2.16}$$

Onde T é a temperatura instantânea, T_{amb} a temperatura ambiente e T_{melt} a temperatura de fusão.

A multiplicação dos termos relacionados à deformação, taxa de deformação e temperatura evidenciam a relação de proporcionalidade existente entre taxa de deformação e encruamento do material. O primeiro termo da equação refere-se ao termo elastoplástico, o segundo termo refere-se ao termo viscoso e o terceiro termo refere-se à influência da temperatura no comportamento dinâmico (ACH, 2012).

O modelo em questão é adequado para altas taxas de deformação de uma grande gama de materiais, sendo tipicamente utilizado em simulações dinâmicas transientes adiabáticas, como é o caso da situação exposta nesta dissertação, impacto de um projétil em um alvo. Outra vantagem do modelo é poder ser utilizado de forma conjunta a modelos de dano progressivo, especificando diferentes critérios de início e evolução de dano. Tal fato torna possível uma degradação suavizada da rigidez do material e uma eventual remoção de elementos que atingem o dano da malha de elementos finitos (APONTE, 2011).

2.3.2.2 Modelo Constitutivo de Steinberg-Guinan

O modelo constitutivo de Steinberg-Guinan é geralmente usado para representar as propriedades de resistência dos metais a altas temperaturas e pressões. Neste modelo, a tensão de escoamento e o módulo de cisalhamento são apresentados respectivamente nas EQ. 2.17 e EQ. 2.18.

$$Y=Y_0 \left[1 + \left(\frac{Y'_P}{Y_0} \right) \cdot \left(\frac{P}{\eta^{1/3}} \right) + \left(\frac{G'_T}{G_0} \right) (T-300) \right] (1+\beta\varepsilon)^n \quad \text{EQ. 2.17}$$

$$G=G_0 \left[1 + \left(\frac{G'_P}{G_0} \right) \cdot \left(\frac{P}{\eta^{1/3}} \right) + \left(\frac{G'_T}{G_0} \right) (T-300) \right] \quad \text{EQ. 2.18}$$

Onde, Y é a tensão de escoamento, Y_0 a tensão de escoamento inicial, Y'_P a derivada dY/dP , P a pressão, η a compressão definida pela razão do volume específico inicial e o volume específico, G'_T a derivada dG/dT . G é o modo de cisalhamento, G_0 o módulo de cisalhamento inicial, T a temperatura, β o coeficiente de encruamento, ε a deformação plástica e n o expoente de encruamento.

Inicialmente, a tensão de escoamento aumenta com a taxa de deformação, no entanto a altas taxas de deformação, os efeitos destas taxas se tornam insignificantes quando

comparados a outros efeitos, e a tensão de escoamento atinge um valor máximo que é independente da taxa de deformação. Dessa forma, a taxa de deformação do material não é levada em consideração no modelo proposto.

Outra consideração importante é que o módulo de cisalhamento aumenta com o aumento da pressão e diminui com o aumento da temperatura.

2.3.3 Método dos Elementos Finitos

O método de elementos finitos é um método de análise de modelos matemáticos que consiste na discretização de uma estrutura em uma quantidade finita de subestruturas, denominadas elementos. Os elementos finitos são ligados entre si por pontos, que são denominados de nós ou também pontos nodais. O conjunto de elementos e nós é conhecido como malha.

O método em questão, segundo Huebner e Thornton (1982), se baseia em três etapas:

- Pré-processamento: primeira etapa, onde se prepara o problema a ser solucionado, introduzindo as informações básicas do problema como a geometria a ser analisada, condições de contorno, carregamentos, elementos de malha e as propriedades dos materiais.
- Solução: com base em um sistema de equações soluciona-se o problema proposto. A velocidade de resolução do problema depende da complexidade do modelo.
- Pós-processamento: são calculados os campos conforme as necessidades da análise e são geradas as suas representações gráficas.

A precisão do Método de Elementos Finitos é dependente da quantidade de nós e elementos, além do tamanho e tipos de elementos da malha. Em geral, quanto menor for o tamanho e maior for o número destes, maior a precisão dos resultados da análise. No entanto, a partir de um determinado tamanho e quantidade de elementos, a variação dos resultados é muito pequena (convergência de malha), devendo-se levar em consideração a capacidade computacional disponível para a análise.

A escolha dos tipos de elementos a serem utilizados deve levar em conta a análise a ser realizada, podendo ser elemento unidimensional (segmentos de reta), elemento bidimensional (superfícies planas) e elemento tridimensional (sólidos).

Para a utilização desta técnica, há a necessidade da existência de uma equação integral, de modo que seja possível substituir a integral sobre um domínio complexo por um somatório de integrais estendidos a subdomínios de geometria simples (AZEVEDO, 2003).

De acordo com Rao (1989), os problemas que podem ser resolvidos pelo método dos elementos finitos podem ser classificados em:

- Problemas de equilíbrio, como por exemplo, análise estática estrutural.
- Problemas de autovalor, como por exemplo, análise dinâmica estrutural.
- Problemas de propagação, como por exemplo, análise transiente no tempo.

A respeito do evento modelado nesta dissertação, deve-se levar em consideração o comportamento não linear do mesmo. Tal comportamento, segundo Bathe (1996), se deve a três causas principais:

- Cinemático: devido a grandes deslocamentos, rotações e deformações que ocorrem durante o evento.
- Constitutivo: devido ao caráter inelástico (plástico, viscoplástico, degradação) que caracteriza as deformações do material. No caso analisado neste trabalho, há um comportamento viscoplástico.
- Condições de contorno: devido ao contato e o atrito que se produz entre os sólidos.

Para solução de problemas dinâmicos utiliza-se a equação do movimento (BATHE, 1996):

$$[M]\{\ddot{u}\}+[C]\{\dot{u}\}+[K]\{u\} = \{F^a\} \quad \text{EQ. 2.19}$$

Onde:

[M] = matriz de massa;

[C] = matriz de amortecimento;

[K] matriz de rigidez;

{ \ddot{u} } vetor aceleração;

{ \dot{u} } vetor velocidade;

{u} vetor deslocamento;

{ F^a } vetor de forças aplicadas.

A equação deixa de ser linear quando a matriz de rigidez [K] é dependente do deslocamento {u} ou de suas derivadas. Assim a equação fica da seguinte forma:

$$[M]\{\ddot{x}(t)\}+[C]\{\dot{x}(t)\}+[K(x(t), \dot{x}(t))]\{x(t)\}=\{F(t)\} \quad \text{EQ. 2.20}$$

Segundo BATHE (1996), matematicamente a EQ. 2.19 e a EQ. 2.20 representam um sistema de equações diferenciais, em que a solução para tais equações pode ser obtida através de equações diferenciais. Entretanto, a solução do sistema torna-se difícil quando há muitos graus de liberdade pois a ordem das matrizes é muito grande. Neste ponto, entram os procedimentos numéricos para solução de equações, como os métodos de diferenças finitas, sendo o método da diferença central o utilizado nesta dissertação.

Neste tipo de método se utilizam as condições de equilíbrio no tempo t , sendo mais adequados para problemas que ocorrem com intervalo de tempo muito pequeno (FERREIRA,2017), como o caso analisado.

A integração no tempo é feita por passos de tempo que, pela velocidade, transformam-se em incrementos de deslocamentos:

$$\dot{x} = \frac{\Delta x(t)}{\Delta t}$$

Dado um incremento de tempo em um determinado estado, o modelo evolui para o estado seguinte, o qual permite achar as deformações e tensões equivalentes.

2.3.3.1 Descrição do Movimento

A descrição do movimento pode ser implementada através de formulações numéricas. No software utilizado há algumas possibilidades de formulações, no entanto nas simulações realizadas neste trabalho foi utilizada a formulação Lagrangeana.

2.3.3.2 Formulação Lagrangeana

Nesse método, a malha acompanha o movimento e a deformação do material. Sendo assim, esta malha se deformará com o material e é capaz de definir as relações dos materiais, como exemplificado na FIG. 2.11, onde a parte sombreada representa diferentes materiais. Tem como vantagem a sua eficiência computacional, já que não há necessidade de ser calculado transporte de material através da malha, além de ser relativamente fácil de ser

incorporado a modelos complexos. No entanto, tem como limitação o fato de a malha poder ficar muito distorcida em regiões extremamente deformadas, dificultando assim a análise numérica (SANTOS, 2009).

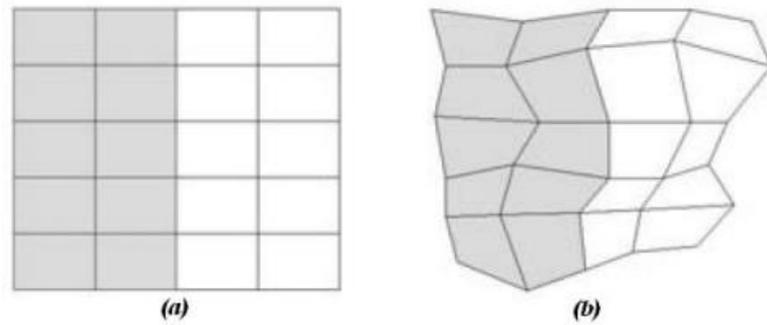


FIG. 2.11: Malha pelo método lagrangeano (a) Não deformado, (b) Deformado (SANTOS, 2009).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Análise Numérica Computacional

A etapa de análise numérica, realizada por meio de modelagem computacional, teve por finalidade validar a teoria de Gomes (2004), no caso empregando materiais cerâmicos. Obtendo dessa forma um resultado qualitativo que viabilizasse o emprego deste tipo de blindagem.

Segundo Gomes (2004), a geometria convexa da superfície de materiais cerâmicos apresenta melhores resultados para impactos balísticos quando comparada à plana. Portanto, foi feita a comparação do comportamento de superfícies planas e curvas côncavo-convexas submetidas a impactos balísticos sob as mesmas condições.

As placas e o projétil foram modelados através do software SolidWorks® e posteriormente utilizados em conjunto com o software AUTODYN®, um código computacional de elementos finitos com integração explícita da empresa ANSYS, para modelar o fenômeno analisado. Ambos os softwares foram utilizados no laboratório de análises numéricas (LAN) do Instituto Militar de Engenharia (IME).

A fim de se recriar o evento de maneira mais fidedigna possível, as dimensões e o material do projétil foram as mesmas do projétil 7,62X51FMJ (*Full Metal Jacket*). Em relação às placas, devido a falta de parâmetros experimentais disponíveis acerca do aço *maraging* 250 capazes de modelar o fenômeno desejado através de modelos constitutivos, foi utilizado o aço ABNT/AISI 4340, material amplamente utilizado em blindagens balísticas e capaz de fornecer uma resposta qualitativa a respeito da variação de geometria das superfícies de impacto.

Para modelar a superfície plana foi utilizada uma placa que ocupa uma área quadrada de 100 x 100 mm² com 3 mm de espessura, enquanto nas simulações em superfícies onduladas foram utilizadas placas baseadas na função senoidal da EQ. 3.1 para descrever a superfície de impacto, sendo a espessura variável e máxima de 3 mm na posição 1 (FIG. 3.2).

$$F(x)=15.\sin\left(\frac{\pi.X}{50}\right) \quad \text{EQ. 3.1}$$

A placa poliondular tem comprimento de um período de $F(x)$, isto é, 100 mm, e espessura máxima de 3 mm, com volume igual ao da placa plana. A fim de minimizar o tempo de processamento computacional, foi utilizada também uma placa com apenas meio período da função senoidal. O projétil, representado na FIG. 3.1, possui núcleo de chumbo e Jaqueta de latão com 9,78g de massa, velocidade de 850 m/s e velocidade angular de 17522 rad/s referente a um passo de raiamento de 12 pol por revolução.

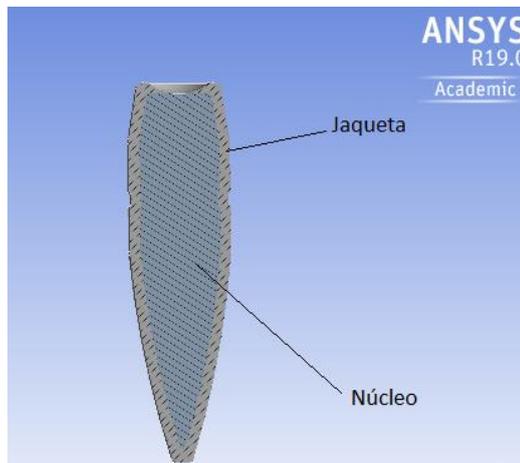


FIG. 3.1: Projétil utilizado nas simulações.

Os projéteis atingiram a placa poliondular em posições equivalentes a $\frac{1}{4}$ (posição 1), $\frac{1}{2}$ (posição 2) e $\frac{3}{4}$ (posição 3) do período da função que descreve a placa poliondular, como apresentado na FIG. 3.2. No caso da placa plana, o impacto foi no centro da mesma.

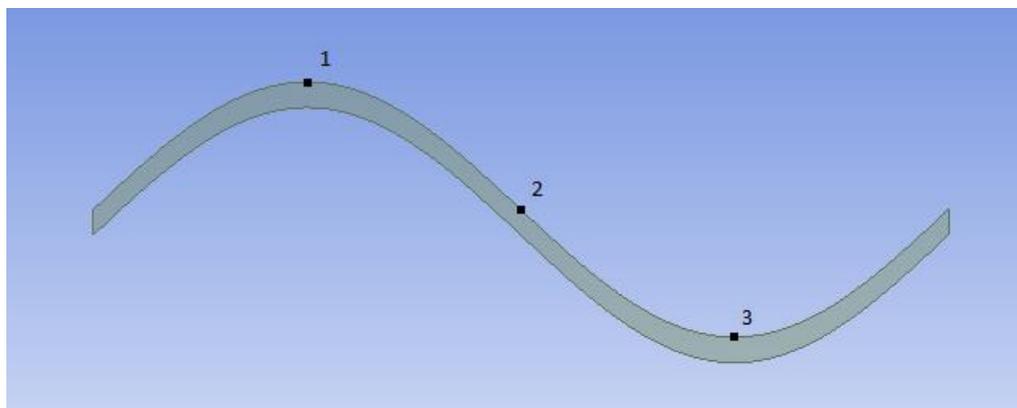


FIG. 3.2: Posições de impacto em placa poliondular.

Em impactos a baixas velocidades, as ondas de tensão provenientes do ponto de impacto têm tempo suficiente para atingir a borda da placa e sofrer reflexão durante o contato dos

corpos. No entanto, no evento modelado, a duração do contato entre os corpos é pequena, de tal maneira que as condições de contorno não influenciam na resposta do material. Sendo assim, a resposta do material é confinada a uma região próxima da região de impacto. Portanto, foi utilizada nos modelos uma condição de placa infinita.

Durante a análise no software AUTODYN®, a equação constitutiva modelada por Johnson-Cook (EQ. 2.15) foi utilizada para descrever o comportamento das placas de aço e da jaqueta de latão. Os valores das constantes utilizadas na modelagem estão descritos na TAB. 3.1.

TAB. 3.1: Valores das constantes utilizadas para o aço e o latão.

	A (KPa)	B(kPa)	n	C	m	T ₀ (K)	T _{melt} (K)
Aço	7,92e+05	5,10e+05	0,26	0,014	1,03	295,15	1793
Latão	1,12e+05	5,05e+05	0,42	0,009	1,68	295,15	1189

Para descrever o comportamento do núcleo de Chumbo foi utilizado o modelo de resistência de Steinberg-Guinan (EQ. 2.17 e EQ. 2.18). Os valores das constantes utilizadas na modelagem estão descritos na TAB. 3.2.

TAB. 3.2: Valores das constantes utilizadas para o chumbo.

Y ₀ (kPa)	Y'P	G'T	G ₀ (KPa)	β	n	G'P
8,0e+3	9,304e-04	-9,976e+03	8,6e+06	110	0,52	1,0

Para o aço ABNT/AISI 4340 foi adotado o critério de falha de Johnson-Cook, o qual possui uma função de dano cumulativo (EQ. 3.2), sendo a erosão determinada a partir do critério de falha. Neste contexto, a erosão significa a degeneração de um elemento de malha, ou seja, o desprendimento deste elemento da malha.

$$D = \sum \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{\epsilon^f} \right) \quad \text{EQ. 3.2}$$

Onde, $\Delta \epsilon_p$ é o incremento da deformação plástica equivalente e ϵ^f a deformação de falha. A falha é detectada quando a variável de dano D (parâmetro de dano) atinge o valor unitário, sendo a função deformação de falha (EQ. 3.3) definida por:

$$\epsilon^f = [D_1 + D_2 \cdot e^{D_3 \sigma^*}] \cdot [1 + D_4 \cdot \ln \dot{\epsilon}^*] \cdot [1 + D_5 \cdot T_H] \quad \text{EQ. 3.3}$$

Onde, D1, D2, D3, D4, D5 são as constantes de dano, σ^* a razão entre a pressão e a tensão de escoamento, $\dot{\epsilon}^*$ a taxa de deformação plástica. Os valores das constantes utilizadas na modelagem estão descritos na TAB. 3.3.

TAB. 3.3: Valores das constantes de dano.

D1	D2	D3	D4	D5
0,05	3,44	-2,12	0,002	0,61

Foi utilizada também uma Equação de Estado (EOS) linear para o aço baseada no módulo de elasticidade volumétrica (Bulk Modulus). Para o chumbo e o latão, a Equação de Estado (EOS) de Choque Linear (EQ. 2.9) foi utilizada, onde foram considerados os parâmetros descritos na TAB. 3.4.

TAB. 3.4: Parâmetros da EOS para o chumbo e o latão.

Parâmetro	Chumbo	Latão
Coefficiente de Gruneisen	2,74	2,04
Parâmetro C_0 (m/s)	2,006e+03	3,726e+03
Parâmetro S_1	1,429	1,434
Temperatura de referência (K)	295,15	295,15
Calor Específico (J/kgK)	124	385

3.2 Material Selecionado

Devido às suas excelentes propriedades, sobretudo elevada relação resistência/peso, o material selecionado para esta dissertação foi o *maraging* 250, conforme AMS 6512-H (2017) e MIL-S-46850-D (1991). Além disso, não apresenta distorções durante o endurecimento por envelhecimento, preservando assim a geometria conformada mecanicamente antes do tratamento térmico.

O material utilizado foi fornecido pela empresa Villares Metals S.A. que apoiou esta pesquisa, sendo produzido em fornos a vácuo pelos processos VIM e VAR e com composição das amostras, segundo certificado de qualidade fornecido pela referida empresa, detalhada na TAB. 3.5.

TAB. 3.5: Composição química do aço *maraging* 250 fornecido pela Villares Metals S.A

Elemento	Percentual em Peso (%)	Elemento	Percentual em Peso (%)	Elemento	Percentual em Peso (%)
C	0,04	Mo	5,2	Zr	0,012
Si	0,05	Ni	18,23	Mg	< 0,005
Mn	< 0,01	Cu	0,02	Ca	< 0,0010
P	< 0,05	Ti	0,47	N	< 0,0010
S	0,011	Al	0,107	O	< 0,0010
Co	8,49	B	0,018	Fe	Rest
Cr	0,08				

A FIG. 3.3 mostra os 230 kg de blocos de aço *maraging* 250 (MAR250) produzidos pela empresa Villares Metals S.A. e utilizados nesta dissertação, cujo certificado de qualidade do material encontra-se em anexo (Anexo 1: Certificado do material das placas de aço *maraging* 250).



FIG. 3.3: Blocos de aço *maraging* 250 antes de serem laminados.

Este material foi laminado à quente para a forma de chapas planas de 3 mm de espessura e largura de 220 mm (FIG. 3.4).



FIG. 3.4: Blocos de aço *maraging* 250 após laminação.

O aço foi recebido em chapas laminadas e solubilizadas em 3 patamares de temperatura (1) 915°C (2) 875°C e (3) 830°C por 1 h (-0 / +10 min) em forno à vácuo. Esta tripla solubilização teve o objetivo de se obter o máximo de refino de grão martensítico, elevando o potencial de resultados positivos desta pesquisa. Este tratamento seguiu a norma AMS2759/3-G (SAE, 2018).

Para a confecção das matrizes de conformação das placas planas em poliondulares, cilindros e blocos de aço para compor a parte superior e inferior das matrizes foram produzidos. A idealização das matrizes enviada à Villares Metals para produção dos blocos e cilindros para esta dissertação encontra-se na FIG. 3.5.

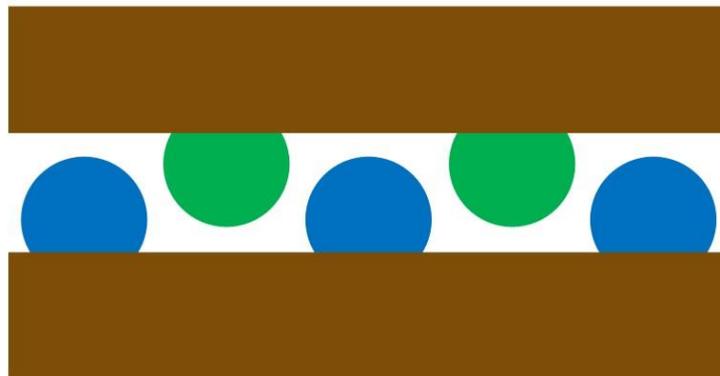


FIG. 3.5: Modelo idealizado das matrizes para a conformação das placas poliondulares.

Os blocos das matrizes são de aço ferramenta VP20, cuja composição química consta da TAB. 3.6.

TAB. 3.6: Composição química do aço ferramenta VP20.

C	Mn	Cr	Mo	Ni
0,36	1,6	1,8	0,2	0,7

Os cilindros das matrizes são de aço ferramenta VC131, cuja composição química consta da TAB. 3.7.

TAB. 3.7: Composição química do aço ferramenta VC131.

C	Cr	W	V
2,1	11,5	0,70	0,15

Imagens dos blocos das matrizes e dos cilindros produzidos e cortados pela Villares Metals para esta dissertação são mostrados nas FIG. 3.6 e FIG. 3.7, respectivamente.



FIG. 3.6: Blocos de aço ferramenta VP20 das matrizes.

Os cilindros foram cortados longitudinalmente com corte a água na Indústria de Material Bélico/Fábrica de Materiais de Comunicação e Eletrônica (IMBEL/FMCE), para melhor apoio nas matrizes superior e inferior no processo de soldagem, que foi realizado no Laboratório Multiusuário de Instrumentação e Tecnologia Mecânica (LITMec) no Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF). A FIG. 3.8 mostra as matrizes inferior e superior com os cilindros já soldados.



FIG. 3.7: Cilindros de aço ferramenta VP131 utilizados nas matrizes.



FIG. 3.8: Matrizes inferior e superior com os cilindros soldados.

3.3 Análise Preliminar do Material

Esta etapa teve por objetivo determinar a melhor condição de tratamento térmico para a confecção das chapas utilizadas nos ensaios balísticos. Para tanto, se testaram diferentes temperaturas de envelhecimento com posterior caracterização das amostras.

Para se determinar uma temperatura ótima de tratamento, as amostras foram submetidas a análise por difração de raios x, ensaios de dureza e tração. As amostras utilizadas possuíam dimensões de 20 mm x 20 mm x 3 mm. Para a difração de raios x e o ensaio de dureza, o

tamanho padrão para corpo de prova reduzido foi o estabelecido pela norma E8/E8M (2016) para o ensaio de tração.

Os corpos de prova com dimensões 20mm x 20mm x 3mm foram cortados por meio de uma serra de fita vertical Grob modelo NS 18 (FIG. 3.9) no Laboratório Multiusuário de Instrumentação e Tecnologia Mecânica (LITMec) no Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF).



FIG. 3.9: Serra Grob NS 18.

Os corpos de prova para ensaio de tração foram confeccionados por eletroerosão a fio utilizando-se o equipamento Eletrocut Novick, modelo AW510T (FIG. 3.10) do Laboratório de Eletroerosão do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio de Janeiro (IFRJ), campus Paracambi.



FIG. 3.10: Equipamento Electrocut Novick AW510T.

3.3.1 Tratamento Térmico

As amostras analisadas por DRX e ensaio de dureza foram submetidas a um tratamento de envelhecimento por 3 horas com posterior resfriamento ao ar a temperaturas de: 480°C, 510°C, 530°C, 550°C e 570°C. Essas temperaturas foram selecionadas para que se pudesse avaliar as propriedades mecânicas e a microestrutura da liga quando submetida a diferentes temperaturas de envelhecimento.

Segundo as normas AMS 6512-H (2017) e MIL-S-46850-D (1991), a temperatura recomendada de envelhecimento de aços *maraging* é em torno de 480°C, portanto esta temperatura foi definida como a menor temperatura de envelhecimento utilizada, aumentando-se gradativamente a temperatura.

O tempo de tratamento térmico varia de acordo com as séries 200, 250 e 300 na faixa de 3 a 8 horas; e na série 350 entre 6 e 12 horas. O objetivo é obter uma distribuição muito fina de precipitados, que propicie um limite de resistência muito elevado (SCHMIDT; ROHRBACH, 1990).

Segundo Lee e coautores (2003), 3 horas é o tempo em que o aço *maraging* 250 apresenta maiores valores de resistência mecânica quando envelhecido a 480°C. Fato que pode ser observado na FIG. 3.11.

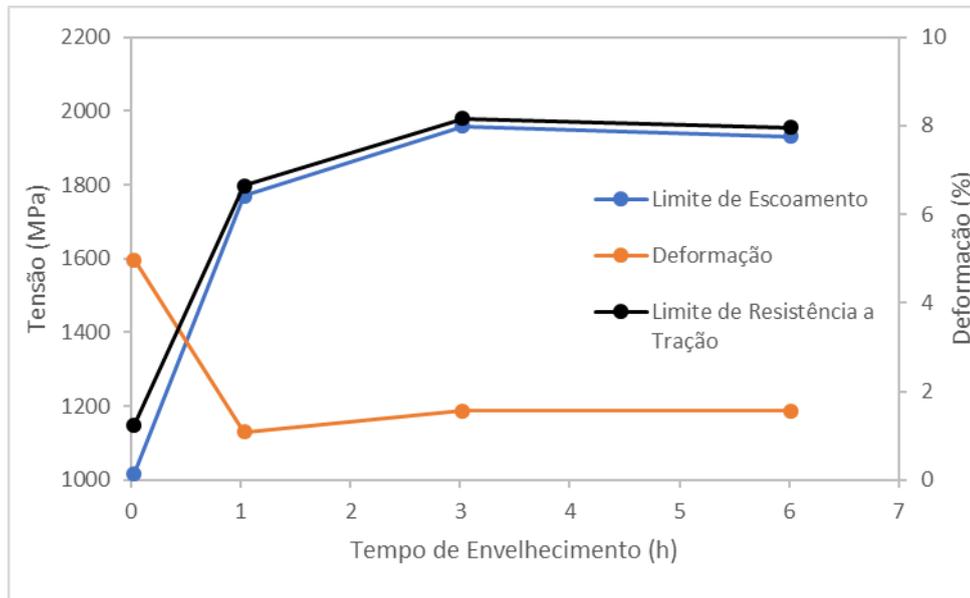


FIG. 3.11: Propriedades Mecânicas do aço *maraging* 250 em função do tempo de envelhecimento. Adaptado de (LEE et al, 2003).

O tratamento térmico de envelhecimento foi realizado no forno JUNG modelo LF0917 (FIG. 3.12) no Laboratório de Materiais Cerâmicos do Instituto Militar de Engenharia (IME) e é detalhado na tabela



FIG. 3.12: Forno JUNG LF0914.

3.3.2 Preparação das Amostras

Após tratamento térmico, as amostras utilizadas no ensaio de dureza e DRX foram lixadas com lixas d'água em granulometrias de 80, 220, 360, 400, 600 e 1200mesh em uma politriz Arotec modelo AROPOL-2V (FIG. 3.13) no Laboratório de Metalografia do Instituto Militar de Engenharia (IME).

Após a verificação da dureza das amostras envelhecidas a diferentes temperaturas, foi escolhida a temperatura de 480°C por 3 horas para se realizar o tratamento de envelhecimento nos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração e nos ensaios balísticos.

Os corpos de prova utilizados em tração foram cortados por eletroerosão a fio e possuem as dimensões descritas na FIG. 3.14 e na TAB. 3.8.



FIG. 3.13: Politriz Arotec modelo AROPOL-2V.

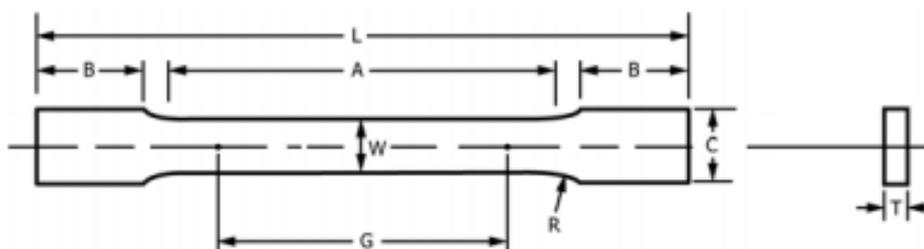


FIG. 3.14: Corpo de prova utilizado para ensaio de tração (ASTM, 2016).

TAB. 3.8: Dimensões dos Corpos de Prova. Adaptado de (ASTM, 2016).

Dimensões do Corpo de Prova	Medidas (mm)
G – Comprimento da seçãoútil	$25 \pm 0,1$
W – Largura	$6 \pm 0,1$
T – Espessura	Do material
R – Raio do ângulo de adoçamento (mín.)	6
L – Comprimento total	100
A – Comprimento de seção reduzida (mín.)	32
B – Comprimento da seção da garra (mín.)	30
C – Largura da seção da garra (aprox.)	10

As placas utilizadas nos ensaios balísticos possuem dimensões aproximadas de 200mm x 200mm x 3mm e foram conformadas mecanicamente com o auxílio de uma prensa hidráulica, SKAY modelo P30 (FIG. 3.15) no Laboratório de Materiais Cerâmicos do Instituto Militar de Engenharia (IME).



FIG. 3.15: Prensa Hidráulica SKAY P30

Para se realizar a conformação mecânica foram utilizadas duas matrizes, onde por meio da carga exercida pela prensa hidráulica as placas assumiram a forma poliondular, como apresentado na FIG. 3.16.



FIG. 3.16: Conformação mecânica das placas para ensaio balístico.

3.3.3 Caracterização do Material

As técnicas utilizadas para as análises do material serão descritas nos tópicos a seguir.

3.3.3.1 Microdureza

Testes de microdureza são realizados para investigar a resistência do material à penetração. No presente estudo, foi realizado o teste de microdureza Vickers (HV) segundo a norma ASTM E384 (2017), apresentado esquematicamente na FIG. 3.17. Este método é semelhante ao ensaio de dureza Brinell, uma vez que relaciona a carga aplicada com a área superficial impressa no material analisado. O penetrador utilizado no ensaio é uma pirâmide de diamante de base quadrada que possui um ângulo de 136° entre faces opostas. O ensaio é indicado para a análise em questão, pois pode ser aplicado a todos os materiais metálicos com quaisquer durezas, especialmente materiais muito duros (GARCIA et al, 2012).

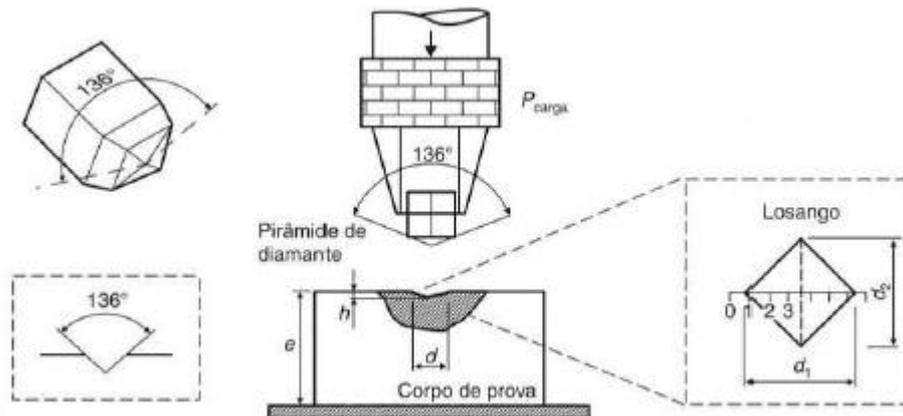


FIG. 3.17: Representação Esquemática do Ensaio de Dureza Vickers (GARCIA et al, 2012).

Após a retirada da carga, há a impressão de um losango regular no corpo ensaiado. Suas diagonais são medidas em um microscópio acoplado ao equipamento e a média das mesmas utilizada para determinar a dureza do material na escala Vickers. O cálculo da dureza é feito através da EQ. 3.3.

$$HV=0,102 \cdot \left[\frac{2 \cdot F \cdot \sin(\theta/2)}{d^2} \right] = 0,189 \cdot \frac{F}{d^2} \quad \text{EQ. 3.3}$$

Onde:

F = Carga (N)

d = Média de comprimento das diagonais impressas(mm)

$\theta = 136^\circ$

Foram efetuadas cinco indentações (impressões) em pontos aleatórios nas amostras, sendo aplicada a carga de 0,2kgf (1,961 N) com duração de 15 s. O ensaio foi realizado com o durômetro Shimadzu modelo HMV-G21 (FIG. 3.18) no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Instituto Militar de Engenharia (IME).



FIG. 3.18: Durômetro Shimadzu HMV-G21.

3.3.3.2 Difração de Raios X (DRX)

A difração de raios X é utilizada nesta dissertação para determinar as estruturas cristalinas presentes nas amostras. Para tanto, as diferentes fases que constituem as amostras foram determinadas por varreduras de raios X, uma vez que os planos cristalográficos que satisfazem a lei de Bragg são representados por picos nos difratogramas.

O fundamento desta lei baseia-se no fato de que o ângulo de incidência é igual ao ângulo de reflexão dos planos de átomos paralelos no interior do cristal. Cada plano reflete somente uma pequena fração da radiação, e para que estes feixes difratados sofram interferência construtiva é necessário que a diferença entre os caminhos percorridos pelos feixes de raios X seja um múltiplo inteiro de comprimento de onda, como descrito na EQ. 3.4.

$$2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda \quad \text{EQ. 3.4}$$

Onde λ é o comprimento de onda da radiação incidente, d_{hkl} o espaçamento entre planos atômicos de um determinado cristal e θ é o ângulo que o feixe incidente faz com o conjunto de planos escolhidos, como mostrado na FIG. 3.19. Esta relação é a condição essencial para que ocorra a difração e portanto, para se determinar as fases presentes no material de interesse.

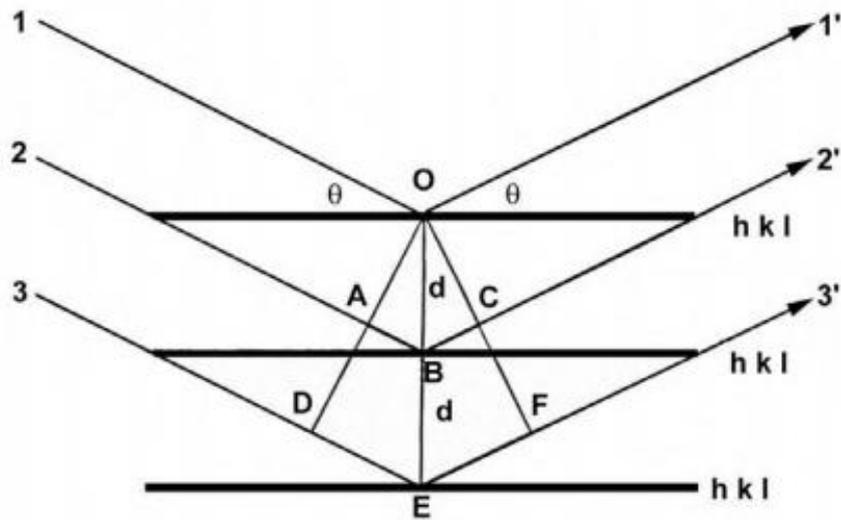


FIG. 3.19: Representação gráfica da lei de Bragg. Adaptado de (CULLITY, 1978).

Os difratogramas presentes neste trabalho foram obtidos por meio de análises realizadas com o Difratômetro X'Pert Pro MRD da Panalytical (FIG. 3.20) no laboratório de difração de raios X do Instituto Militar de Engenharia (IME). Foi utilizado o anodo de cobalto com filtro de ferro, com comprimento de onda $K\alpha$ médio de 0,179 nm e raio do goniômetro de 320 mm. A medição foi realizada através do detector PIXcel.

A identificação das fases presentes nas amostras e a análise quantitativa foram realizadas através do HighScore Plus versão 3.0e (3.0.5) 2012 da PANalytical, por comparação dos difratogramas obtidos com bancos do COD (Crystallography Open Database), através das fichas 96-901-3475 para a martensita, e 96-901-2707 para a austenita.



FIG. 3.20: Difratorômetro X'Pert Pro MRD da PanAlytical.

Os parâmetros utilizados para a obtenção dos difratogramas estão listados na TAB. 3.9.

TAB. 3.9: Parâmetros utilizados nas análises por difração de raios X

Parâmetros	Valores
Voltagem	40 kV
Corrente	40 mA
Sollerslit	0,04 rad
Mask	5 mm
Anti-scatterslit	1°
Divergenceslit	1/2°
StepSize	0,03°
Counting time	150 s
Scan Rage	45° a 105°

3.3.3.3 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados por meio da máquina universal de ensaio EMIC, modelo EMIC DL10000 com célula Trd 28 (FIG. 3.21), no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Instituto Militar de Engenharia (IME).

Os corpos de prova (FIG. 3.22) possuem as dimensões especificadas em 3.3.2 e estão de acordo com a norma E8/E8M (ASTM, 2016). Foram testados corpos de prova envelhecidos a 480 °C por 3 horas e como recebidos (somente solubilizados).



FIG. 3.21: Máquina universal de ensaio EMIC, DL 10000.



FIG. 3.22: Corpo de prova utilizado no ensaio de tração.

3.3.4 Ensaio Balístico

Os ensaios foram realizados no Centro de Avaliações do Exército (CAEx), situado no bairro Barra de Guaratiba no Rio de Janeiro e regidos a partir de uma modificação da norma NBR 15000 (ABNT, 2005).

Segundo a norma citada, a classificação quanto aos níveis de proteção está diretamente relacionado à forma, material, ângulo de incidência, energia e área de impacto. Justamente por isso, a mesma não pode ser fielmente aplicada para analisar a blindagem proposta.

A norma NBR 1500 (2005) estabelece que o impacto será aceitável caso o mesmo possua ângulo de incidência inferior a 5° , como mostrado na FIG. 3.23.

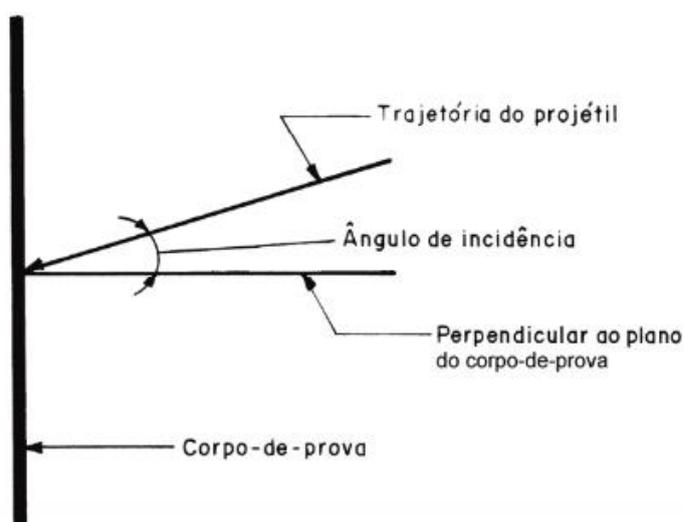


FIG. 3.23: Ângulo de incidência em ensaio balístico (ABNT, 2005).

Ainda segundo a mesma, os corpos de prova têm que ter dimensões de 500 mm x 500 mm, com tolerância de ± 5 mm. A disposição dos tiros é feita tomando-se como base um quadrado de 205 mm de lado, com seu centro estando coincidente com o centro geométrico do corpo de prova, como mostrado na FIG. 3.24. Além disso, os disparos devem ser efetuados nos vértices e no centro do quadrado, sendo o primeiro disparo efetuado no vértice superior esquerdo, seguindo-se os demais em sentido horário e o último no centro. A margem aceitável é de 5 mm ao redor do ponto desejado.

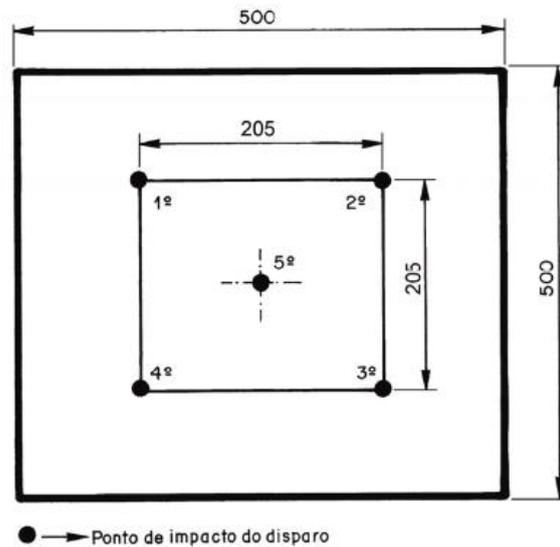


FIG. 3.24: Posicionamento e Sequência de Disparos em um Corpo-de-Prova (ABNT, 2005).

A blindagem poliondular se vale da variação do ângulo de incidência para otimizar a proteção balística. Portanto, no que se refere a dimensões e ângulo de incidência, adaptações foram realizadas. Além disso, o número de disparos e a posição dos mesmos foram alterados para as condições de interesse.

Foram efetuados 2 disparos ao longo de um eixo vertical perpendicular aos pontos observados na FIG. 3.25. Sendo todos os disparos efetuados com projéteis M80 FMJ.

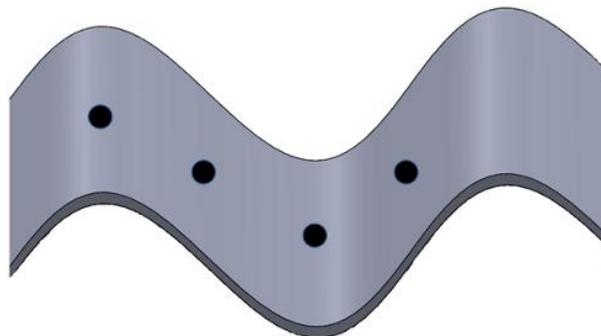


FIG. 3.25: Posições de impacto balístico.

Os alvos são compostos de duas placas poliondulares (FIG. 3.26) soldadas ou de duas placas retas (FIG. 3.27), todas com dimensões de 200 mm x 200 mm x 3 mm. Além de uma placa de alumínio (placa testemunha) com as mesmas dimensões, com o intuito de reter possíveis projéteis que perfurassem as placas. As placas foram soldadas com espaçamento

de 15 mm de suas bordas laterais e a distância entre as placas varia ao longo da superfície entre elas.

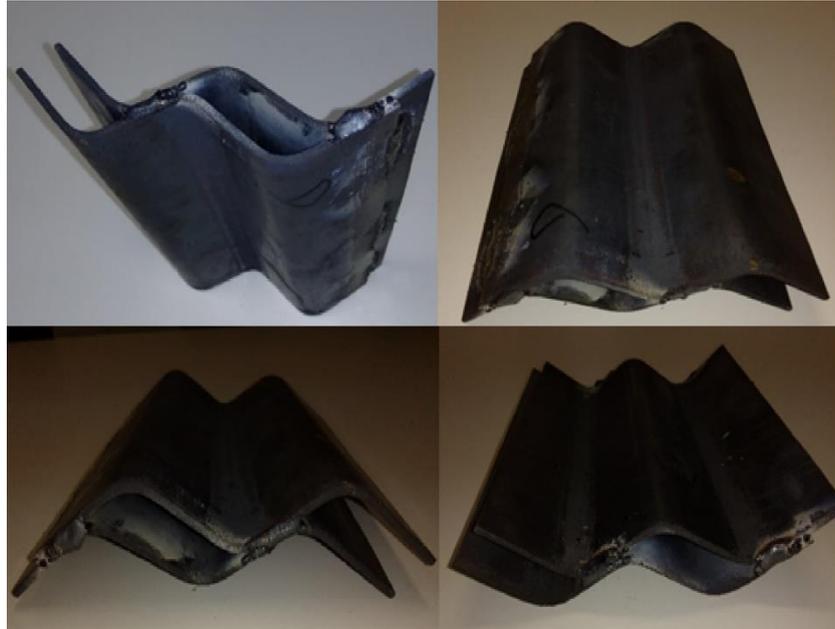


FIG. 3.26: Alvo de placas poliondulares visto de diferentes ângulos.



FIG. 3.27: Alvo de placas planas

A FIG. 3.28 mostra duas placas poliondulares coladas de forma espaçada em uma placa de alumínio de testemunho e a FIG. 3.29 mostra duas placas planas coladas de forma espaçada também em uma placa de alumínio de testemunho, constituindo desta forma os dispositivos finais de teste para as duas configurações.

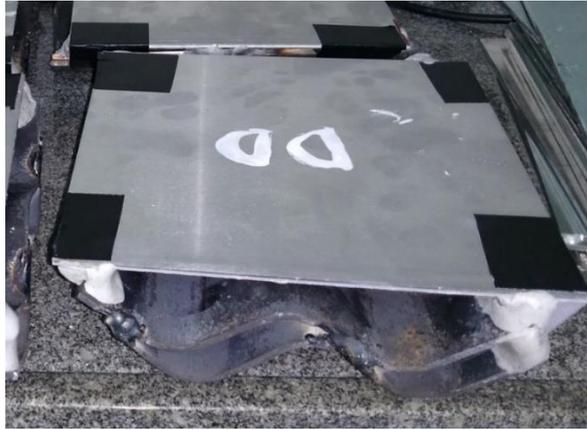


FIG. 3.28: Alvo de placas poliondulares para teste balístico.

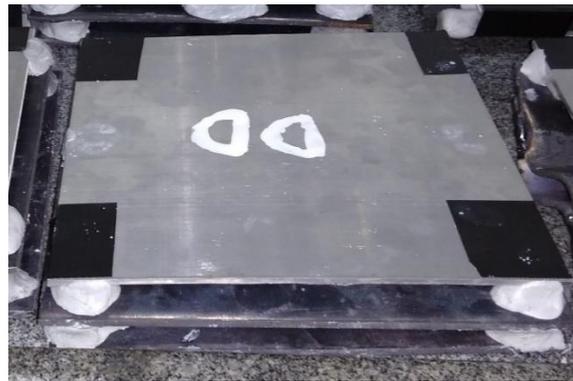


FIG. 3.29: Alvo de placas planas para teste balístico.

A fim de se avaliar não somente a geometria, mas também a influência das propriedades mecânicas do aço *maraging* 250 em proteção balística, diferentes pares de placas foram testadas. Sendo eles:

- Primeira placa solubilizada e envelhecida por 3 horas a 480°C, segunda placa solubilizada;
- Duas placas solubilizadas e envelhecidas por 3 horas a 480°C;
- Duas placas solubilizadas.

Foram utilizados 4 pares de placas planas e 5 pares de placas poliondulares, para serem submetidas a testes balísticos onde foram avaliados:

- Desvio da trajetória do projétil do fuzil 7,62 mm (nível III);
- Destruição do projétil;
- Profundidade de penetração em uma placa de alumínio testemunho; e

- Proteção balística a impactos próximos sobre placas poliondulares, em relação a placas planas.

O esquema do ensaio e suas especificações são apresentados na FIG. 3.30.

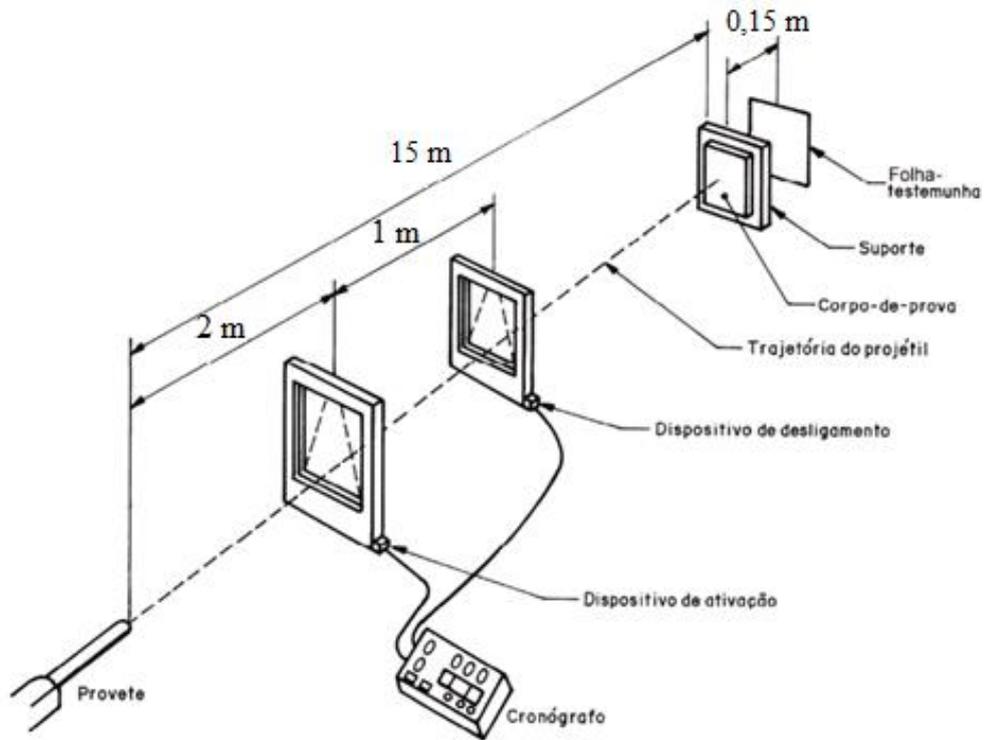


FIG. 3.30: Arranjo para ensaio balístico (ABNT, 2005).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados descritos se referem a modelagem computacional, a análise preliminar do material (caracterização e escolha do tratamento térmico) e aos testes de impactos balísticos.

4.1 Modelagem Computacional

Na simulação em placa plana (FIG. 4.1), o modelo foi constituído de uma placa com 3872 elementos e 6075 nós e um projétil com 21460 elementos e 4305 nós.

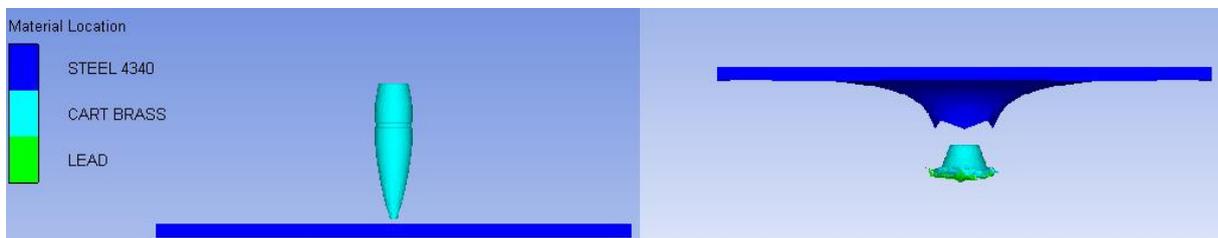


FIG. 4.1: Simulação em placa plana

Na simulação em placa poliondular na posição 1 (FIG. 4.2), o modelo foi constituído de uma placa com 4386 elementos e 6864 nós e um projétil com 23180 elementos e 4578 nós.

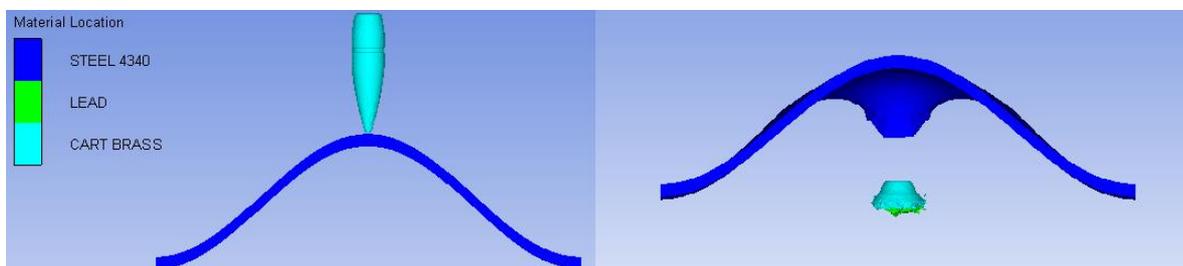


FIG. 4.2: Simulação em Placa Poliondular (Posição 1).

Na simulação em placa poliondular na posição 2 (FIG. 4.3), o modelo foi constituído de uma placa com 4284 elementos e 6708 nós e um projétil com 23180 elementos e 4578 nós.

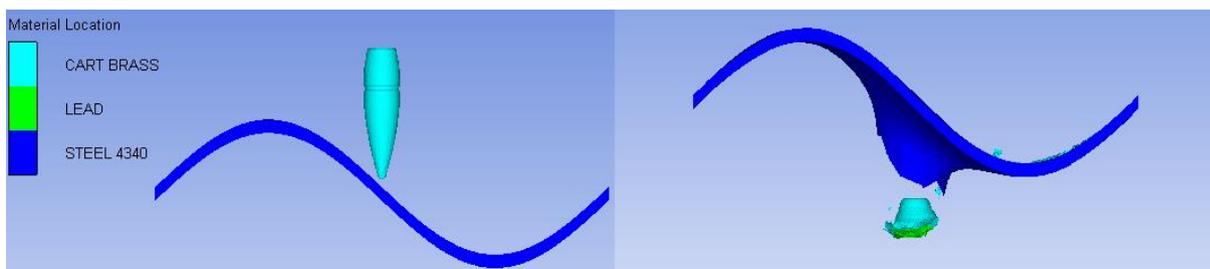


FIG. 4.3: Simulação em Placa Poliondular (Posição 2).

Na simulação em placa poliondular na posição 3 (FIG. 4.4), o modelo foi constituído de uma placa com 4386 elementos e 6864 nós e um projétil com 23180 elementos e 4578 nós.



FIG. 4.4: Simulação em Placa Poliondular (Posição 3).

A TAB. 4.1 apresenta os resultados numéricos de velocidade residual do projétil, isto é, após atravessar o alvo, bem como a energia do projétil que foi absorvida pelo material da blindagem sobre as configurações de blindagem plana e poliondular. Neste caso, nos pontos 1 a 3, assinalados na FIG. 3.2.

TAB. 4.1: Resultados numéricos sobre as configurações de blindagem.

Posição	Velocidade Residual (m/s)	Energia Absorvida pela Placa (J)
Plana	758,2	620,53
1	670,55	844,52
2	695,98	627,33
3	742,75	714,55

Estes valores foram obtidos com base no elemento apresentado em vermelho na FIG. 4.5. A escolha desse ponto foi porque está afastado da ponta do projétil, e por pertencer ao seu eixo central. Com isso, não sofre influência da velocidade de rotação e da erosão no impacto.

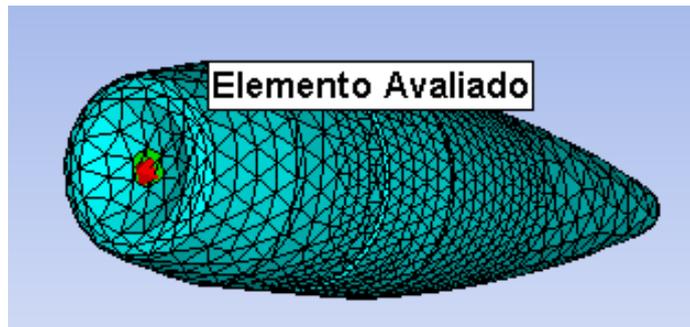


FIG. 4.5: Representação da malha do projétil.

Embora o elemento escolhido esteja relativamente alinhado ao centro de massa do projétil, os resultados podem estar sofrendo influência da velocidade oriunda do movimento de rotação do mesmo. Em conformidade com a EQ. 4.1, o valor máximo para esta componente que pode afetar o resultado obtido é de aproximadamente 69 m/s.

$$V = \omega R \quad \text{EQ. 4.1}$$

Onde:

V é a velocidade tangencial;

ω é a velocidade angular do projétil;

R é o raio do projétil.

Sendo:

$$\omega = 17522 \text{ rad/s}$$

$$R = 3,92 \text{ mm}$$

Deve-se destacar que a simulação prevê a condição conservativa de que o projétil não sofre desvio na trajetória antes de atingir o alvo, o que na prática não é tão preciso, favorecendo assim a atuação da blindagem poliondular nas condições reais em relação à simulação.

De acordo com os resultados obtidos, pode-se dizer que a superfície poliondular obteve melhores resultados a impactos balísticos em todas as posições, porém apresentou pior desempenho na posição 3 (FIG. 4.4), apresentando comportamento próximo ao de uma placa plana no que se refere a velocidade residual. No entanto, nesta mesma posição houve uma absorção de energia maior por parte da placa do que a observada na posição 2 (FIG. 4.3). Isso nos indica que embora a velocidade residual não tenha sofrido uma queda significativa, o projétil perdeu mais energia nesta posição, sugerindo que o mesmo sofreu maior dano ao atravessar o alvo.

Outro fato relevante observado durante as simulações, foi a deflexão do projétil no impacto na posição 2 (FIG. 4.3), indicando a possibilidade de desvio do projétil no teste real. Esta deflexão imprimiu ao projétil uma velocidade lateral de cerca de 17 m/s.

4.2 Medidas de Dureza

Foram efetuadas cinco indentações (impressões) em pontos aleatórios em cada amostra com carga aplicada de 0,2 kgf (1,961 N) e duração de 15 s. A TAB. 4.2 apresenta os valores de dureza obtidos na escala HV, enquanto a TAB. 4.3 apresenta na escala HRC.

TAB. 4.2: Medidas de dureza na escala Vickers.

Temperatura de envelhecimento (°C)	Dureza (HV)					Média	Desvio Padrão
480	545	541	541	549	537	542,6	4,56
510	525	525	529	529	525	526,6	2,19
530	492	499	499	499	495	496,8	3,19
550	478	485	485	485	482	483	3,08
570	429	435	435	429	429	431,4	3,29
Como recebido	299	297	295	300	297	297,6	1,95

TAB. 4.3: Medidas de dureza na escala Rockwell C.

Temperatura de envelhecimento (°C)	Dureza (HRC)					Média	Desvio Padrão
480	52	51,8	51,8	52,3	51,5	51,8	0,29
510	50,8	50,8	51	51	50,8	50,88	0,11
530	48,6	49,1	49,1	49,1	48,8	48,94	0,23
550	47,6	48,1	48,1	48,1	47,8	47,94	0,23
570	43,5	44,1	44,1	43,5	43,5	43,74	0,33
Como recebido	29,6	29,4	29,2	29,8	29,4	29,48	0,23

Os resultados obtidos indicam que o corpo de prova envelhecido a temperatura de 480°C apresentou a maior dureza encontrada, em torno de 52 HR_C. Este fato vem a corroborar a análise feita por Lee et al (2013) que obtiveram resultados semelhantes. Deve-se destacar que os valores de dureza HR_C foram obtidos a partir de conversão do durômetro utilizado e não através de medição direta.

No caso de blindagens balísticas, a dureza do primeiro material a entrar em contato com o projétil tem especial influência, uma vez que visa a deterioração do projétil.

Portanto, 480° C foi escolhida como a temperatura de envelhecimento das placas utilizadas no ensaio balístico.

Vale destacar que todos os corpos de prova foram retirados da mesma placa de material, minimizando assim uma eventual discrepância de propriedade entre as amostras analisadas. Além disso, os resultados experimentais desta dissertação estão restritos ao lote de material produzido pela empresa Villares Metals para esta pesquisa.

Cabe ressaltar também que os tratamentos de endurecimento artificial do material desta pesquisa foram realizados em um forno do IME que tem precisão e escala laboratorial.

4.3 DRX

A análise do material através da difração de raios X tem por finalidade determinar as fases presentes no material de acordo com a temperatura de envelhecimento a qual foram submetidos.

Com essa análise, procurou-se identificar o aparecimento e evolução da austenita revertida presente nas amostras. Embora uma pequena porção de austenita aumente a tenacidade do aço, foi observada uma fragilização grave decorrente do aumento da fração da austenita revertida (VISWANATHAN; DEY; SETHUMANDHAVAN, 2005).

A FIG. 4.6 representa o resultado da análise de DRX para a amostra como recebida, onde foi identificada somente uma fase martensítica, identificada pelos planos (110), (200), (211).

Entretanto, pode haver fase austenítica presente em porcentagens muito pequenas, abaixo do que é detectável pelo equipamento. Essa fase é conhecida como austenita retida, decorrente do processo de produção do material.

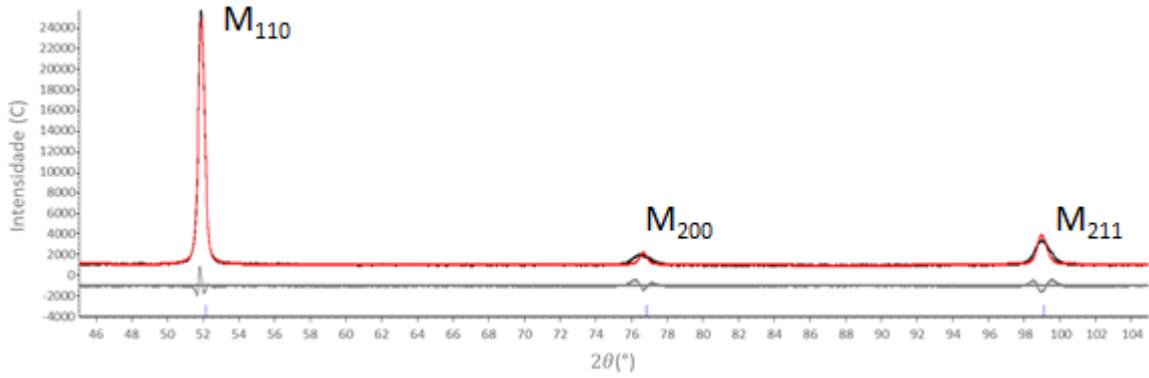


FIG. 4.6: Difratoograma do material como recebido.

As FIG. 4.7 a 4.11 representam o resultado da análise de DRX para a amostra de aço *maraging* desta pesquisa envelhecida por 3 horas a 480°C, 510°C, 530°C, 550°C e 570°C, respectivamente.

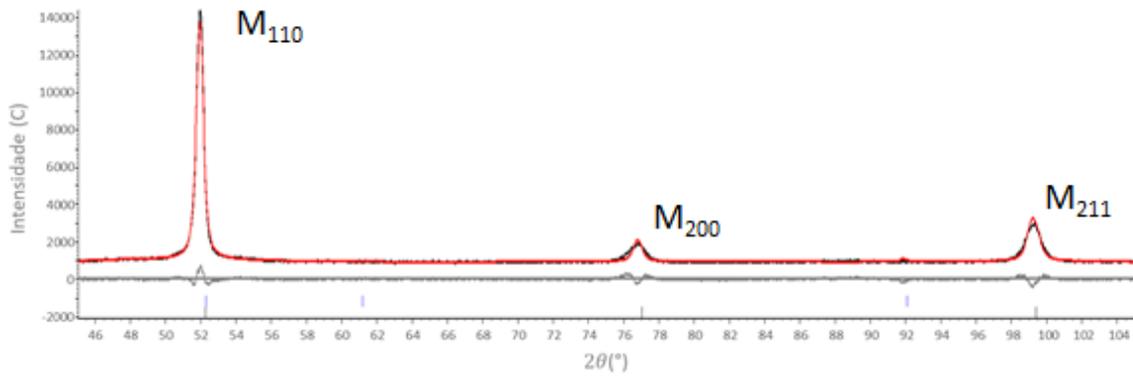


FIG. 4.7: Difratoograma do material envelhecido a 480°C por 3 horas.

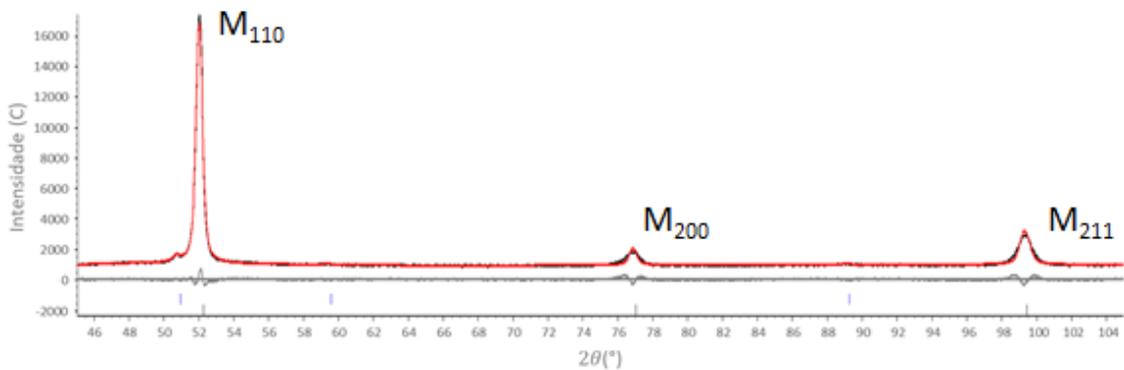


FIG. 4.8: Difratoograma do material envelhecido a 510°C por 3 horas.

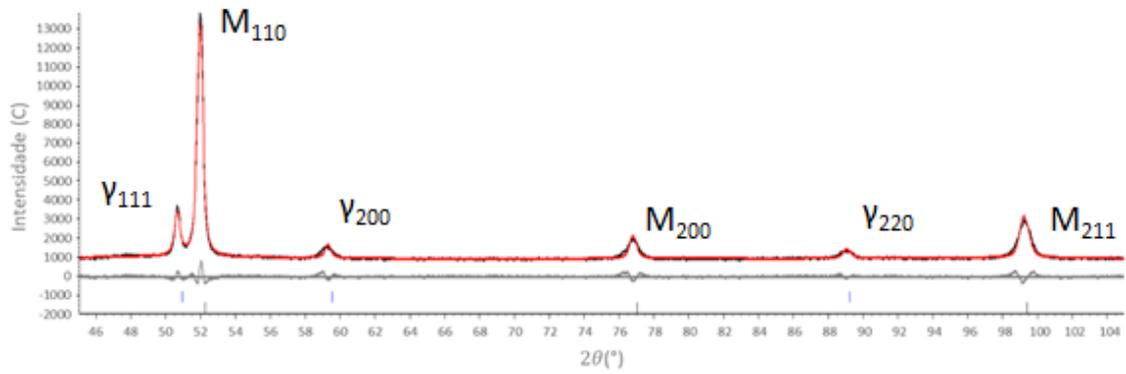


FIG. 4.9: Difratograma do material envelhecido a 530°C por 3 horas.

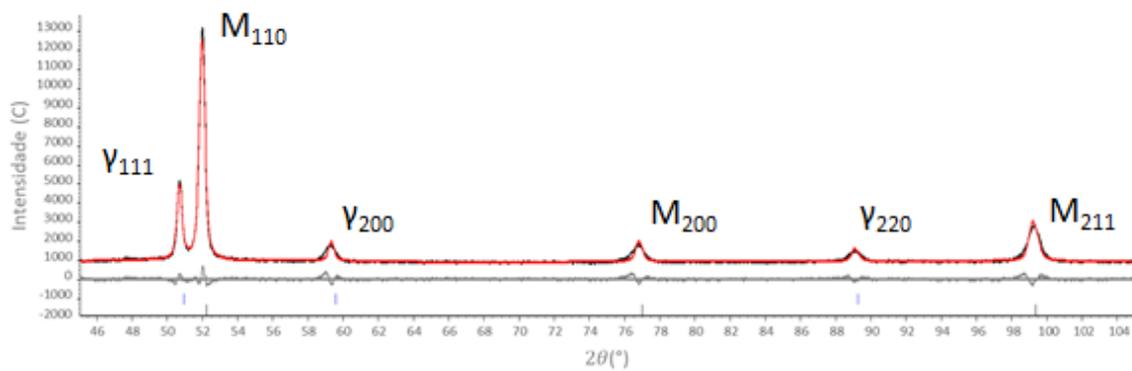


FIG. 4.10: Difratograma do material envelhecido a 550°C por 3 horas.

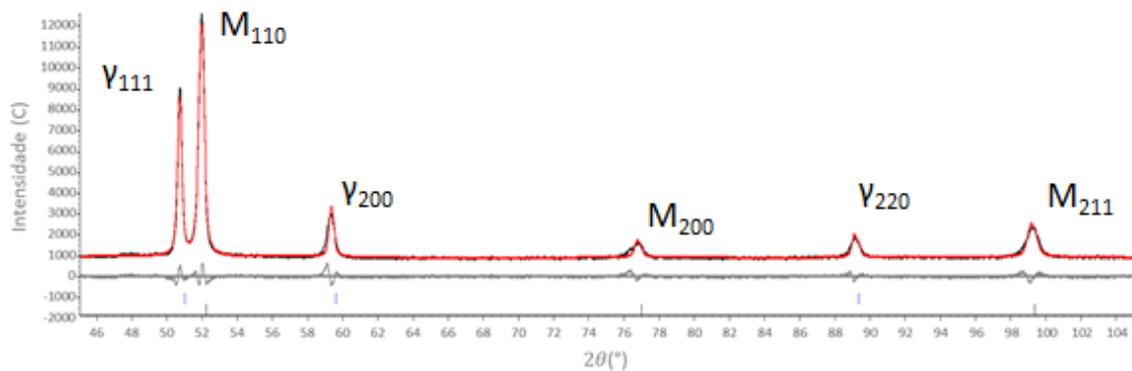


FIG. 4.11: Difratograma do material envelhecido a 570°C por 3 horas.

Fica evidente o aumento da fase austenítica com o aumento da temperatura de tratamento, através da identificação dos planos (111), (200) e (220).

Portanto, pode-se dizer que a diminuição da tenacidade e a queda de dureza observada com o aumento da temperatura de envelhecimento justificam a escolha da temperatura de 480°C para se preparar os alvos usados nos ensaios balísticos. A TAB. 4.4 apresenta a

porcentagem de fase martensítica e austenítica presente nas amostras e sua variação de acordo com a temperatura de envelhecimento a que foram submetidos.

TAB. 4.4: Porção das fases martensíticas e austeníticas presente nas amostras.

Tratamento		480	510	530	550	570
Térmico de Envelhecimento (°C)	Como Recebido					
Porção de Martensita (%)	100	96,43	91,07	83,43	76,5	61,38
Porção de Austenita Revertida (%)	0	3,57	8,93	16,57	23,5	38,62

Fazendo-se uso do diagrama de transformação metaestável do sistema Fe-Ni (FIG. 2.5), fica evidente que os resultados obtidos se encontram fora da faixa de reversão austenítica, como observado na FIG. 4.12. Esse fato pode ser explicado através do efeito dos demais elementos de liga e do processo de tratamento térmico empregado, o qual não se utilizou forno com atmosfera controlada.

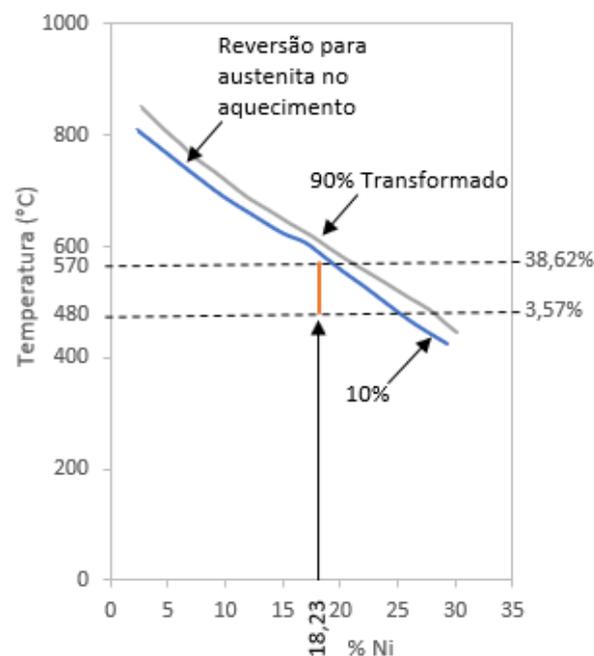


FIG. 4.12: Fração de austenita revertida e sua relação com o diagrama de transformação metaestável no sistema Fe-Ni. Adaptado de (SILVA; MEI, 2010).

4.4 Ensaios de Tração

Foram confeccionados nove corpos de prova de tração e divididos em dois grupos. O grupo A com 4 amostras recebeu somente o tratamento de solubilização e o grupo B com 5 amostras foi solubilizado e envelhecido a 480 °C por 3 horas.

A TAB. 4.5, mostra os valores encontrados para os corpos de prova do grupo A. Entretanto, um corpo de prova teve que ser descartado durante o ensaio. Os relatórios dos ensaios de tração encontram-se em anexo.

TAB. 4.5: Resultado do Ensaio de Tração para o Grupo A.

	Corpo de Prova 1	Corpo de Prova2	Corpo de Prova3	Média	Desvio Padrão Corrigido
Resistência Mecânica (MPa)	945	931	977	951	24
Limite de escoamento (MPa)	873	900	657	810	133

A TAB. 4.6 mostra os valores encontrados para os corpos de prova do grupo B. Entretanto, para este grupo, um corpo de prova também teve que ser descartado durante o ensaio.

TAB. 4.6: Resultado do Ensaio de Tração para o Grupo B.

	Corpo de Prova 1	Corpo de Prova 2	Corpo de Prova 3	Corpo de Prova 4	Média	Desvio Padrão
Resistência Mecânica (MPa)	1704	1609	1738	1744	1699	62
Limite de escoamento (MPa)	511	960	1694	971	1034	489

Importante ressaltar que devido a limitação do extensômetro disponível, os valores de deformação e conseqüentemente do limite de escoamento, obtidos para nestes ensaios não correspondem a realidade, isto é, estes valores medidos não correspondem ao limite de escoamento previsto para este aço *maraging*.

Outro ponto a ser observado é que devido ao tratamento térmico ser feito em forno convencional, os valores obtidos para o limite de resistência podem ter sido influenciados, o que também influenciam ser abaixo do previsto na literatura.

Entretanto, o resultado obtido reflete o ganho de resistência mecânica do material em função do tratamento de envelhecimento artificial e o alto valor de resistência mecânica corrobora seu uso para o fim proposto neste trabalho.

4.5 Ensaio Balístico

Foram ensaiados cinco conjuntos de placas poliondulares com três configurações diferentes, sendo:

- 2 conjuntos com ambas as placas solubilizadas e envelhecidas a 480°C por 3 horas (Conjuntos 1 e 2);
- 2 conjuntos com a primeira placa envelhecidas a 480°C por 3 horas e a segunda somente solubilizada (Conjuntos 3 e 4);
- 1 conjunto com ambas as placas somente solubilizadas (Conjunto 5).

A FIG. 4.13 apresenta o conjunto de placas 1 e as impressões provenientes de disparo de arma de fogo calibre 7,62 mm. A TAB. 4.7 apresenta a velocidade de impacto de cada projétil para esta configuração de alvo.

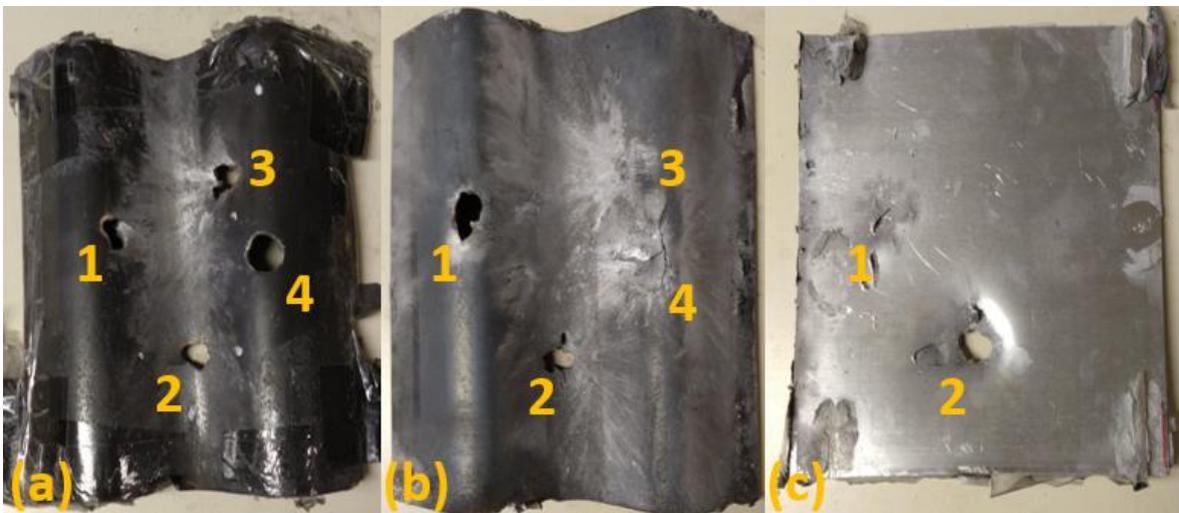


FIG. 4.13: Conjunto de placas 1 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.

A FIG. 4.14 apresenta o conjunto de placas 2 e as impressões provenientes de disparo de arma de fogo calibre 7,62 mm. A TAB. 4.8 apresenta a velocidade de impacto de cada projétil para esta configuração de alvo.

TAB. 4.7: Velocidade de impacto para o conjunto de placas 1.

Identificação do disparo	1	2	3	4
Velocidade de impacto (m/s)	823,26	829,58	819,08	824,74

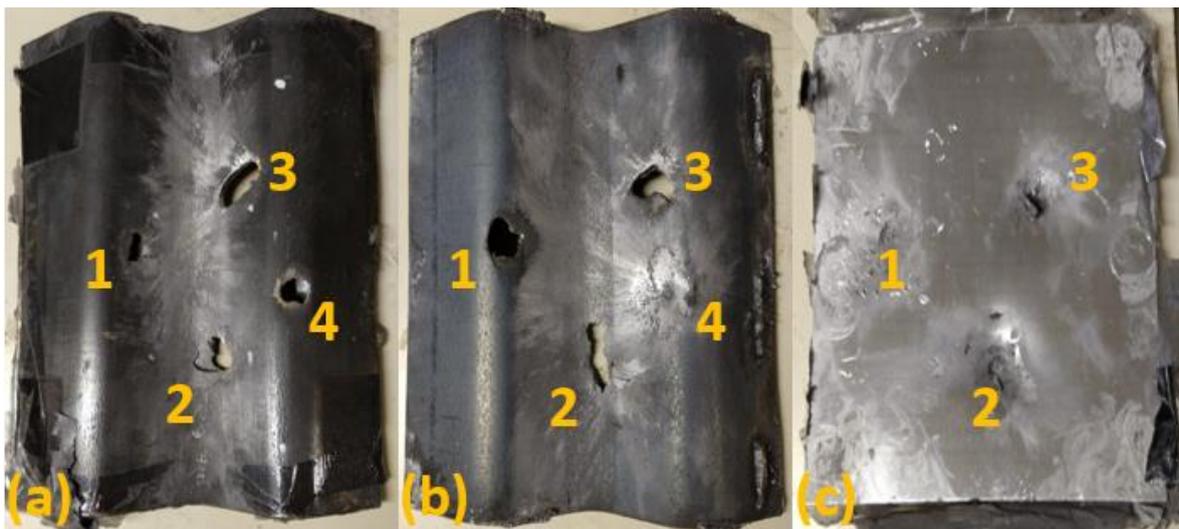


FIG. 4.14: Conjunto de placas 2 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.

TAB. 4.8: Velocidade de impacto para o conjunto de placas 2.

Identificação do disparo	1	2	3	4
Velocidade de impacto (m/s)	821,27	823,13	820,12	828,38

A FIG. 4.15 apresenta o conjunto de placas 3 e as impressões provenientes de disparo de arma de fogo calibre 7,62 mm. A TAB. 4.9 apresenta a velocidade de impacto de cada projétil para esta configuração de alvo.

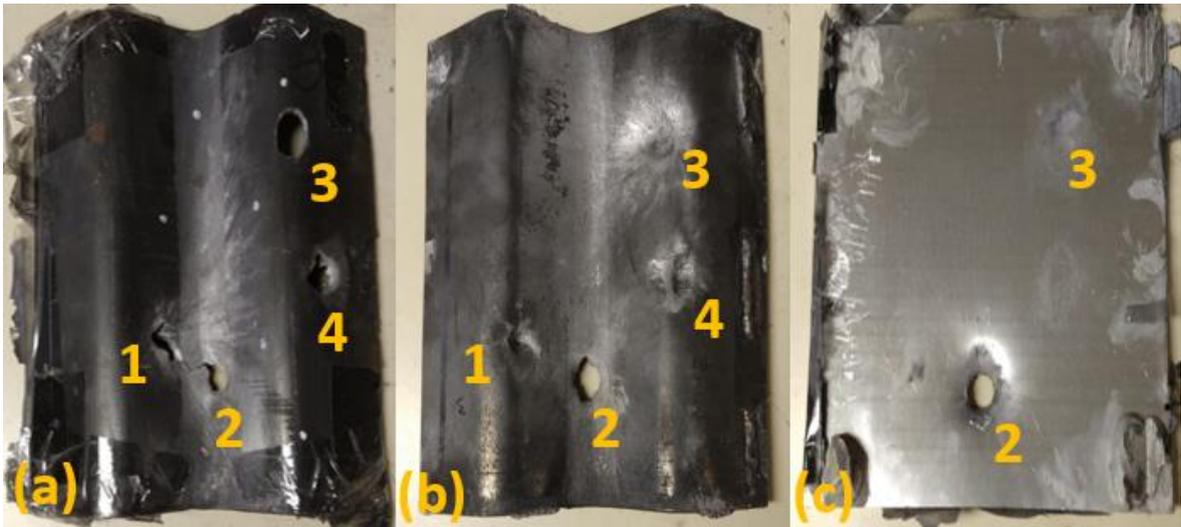


FIG. 4.15: Conjunto de placas 3 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.

TAB. 4.9: Velocidade de impacto para o conjunto de placas 3.

Identificação do disparo	1	2	3	4
Velocidade de impacto (m/s)	827,98	818,42	824,51	828,12

A FIG. 4.16 apresenta o conjunto de placas 4 e as impressões provenientes de disparo de arma de fogo calibre 7,62 mm. A TAB. 4.10 apresenta a velocidade de impacto de cada projétil para esta configuração de alvo.

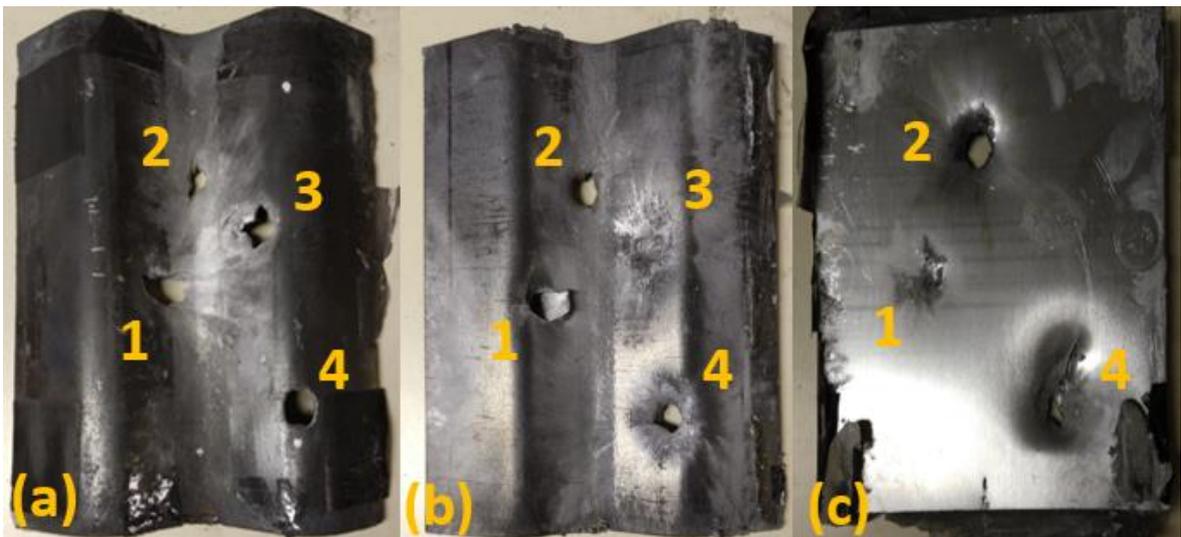


FIG. 4.16: Conjunto de placas 4 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.

TAB. 4.10: Velocidade de impacto para o conjunto de placas 4.

Identificação do disparo	1	2	3	4
Velocidade de impacto (m/s)	821,21	811,69	831,53	834,09

A FIG. 4.17 apresenta o conjunto de placas 5 e as impressões provenientes de disparo de arma de fogo calibre 7,62 mm. A TAB. 4.11 apresenta a velocidade de impacto de cada projétil para esta configuração de alvo. Nessa configuração de alvo optou-se por efetuar um disparo extra na posição 5 a fim de se obter um maior espaço amostral de dados, uma vez que somente um tipo desta configuração de alvo foi utilizada.



FIG. 4.17: Conjunto de placas 5 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.

TAB. 4.11: Velocidade de impacto para o conjunto de placas 5.

Identificação do disparo	1	2	3	4	5
Velocidade de impacto (m/s)	820,49	824,88	829,75	817,52	829,55

Foram ensaiados 4 conjuntos de placas planas com 3 configurações diferentes, sendo:

- 1 conjuntos com ambas as placas solubilizadas e envelhecidas a 480°C por 3 horas (Conjuntos 6);

- 2 conjuntos com a primeira placa envelhecidas a 480°C por 3 horas e a segunda somente solubilizada (Conjuntos 7 e 8);
- 1 conjunto com ambas as placas somente solubilizadas (Conjunto 9).

A FIG. 4.18 apresenta o conjunto de placas 6 e as impressões provenientes de disparo de arma de fogo calibre 7,62 mm. A TAB. 4.12 apresenta a velocidade de impacto de cada projétil para esta configuração de alvo.

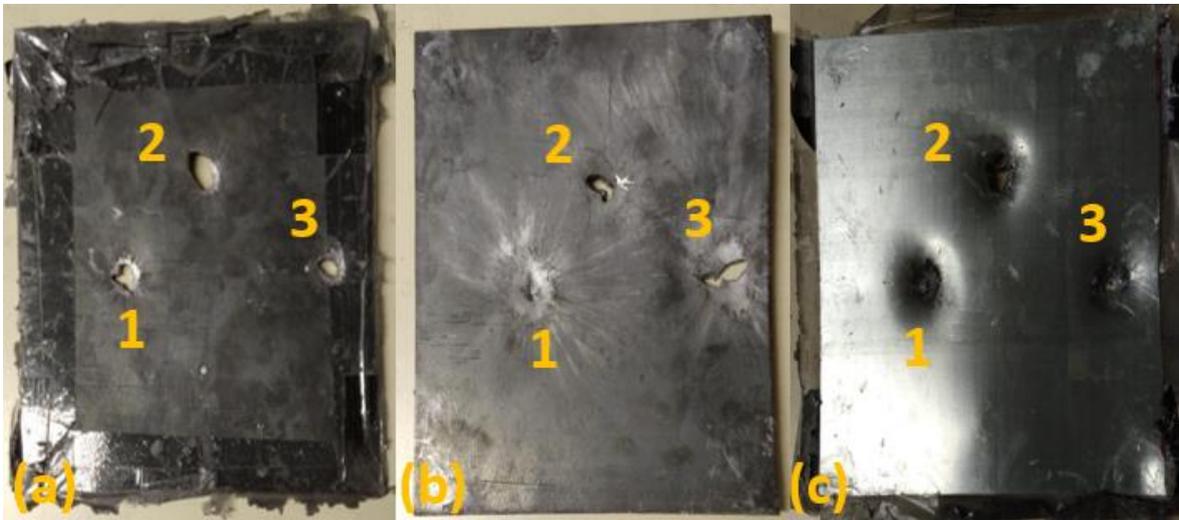


FIG. 4.18: Conjunto de placas 6 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.

TAB. 4.12: Velocidade de impacto para o conjunto de placas 6.

Identificação do disparo	1	2	3
Velocidade de impacto (m/s)	822,36	814,03	817,54

A FIG. 4.19 apresenta o conjunto de placas 7 e as impressões provenientes de disparo de arma de fogo calibre 7,62 mm. A TAB. 4.13 apresenta a velocidade de impacto de cada projétil para esta configuração de alvo.

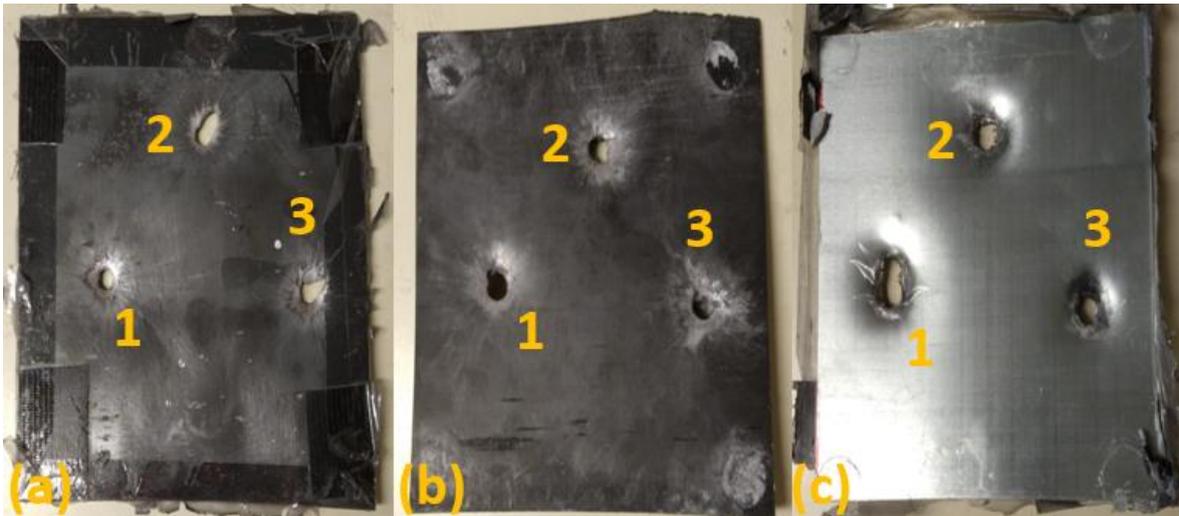


FIG. 4.19: Conjunto de placas 7 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.

TAB. 4.13: Velocidade de impacto para o conjunto de placas 7.

Identificação do disparo	1	2	3
Velocidade de impacto (m/s)	822,48	822,32	816,56

A FIG. 4.20 apresenta o conjunto de placas 8 e as impressões provenientes de disparo de arma de fogo calibre 7,62 mm. A TAB. 4.14 apresenta a velocidade de impacto de cada projétil para esta configuração de alvo.

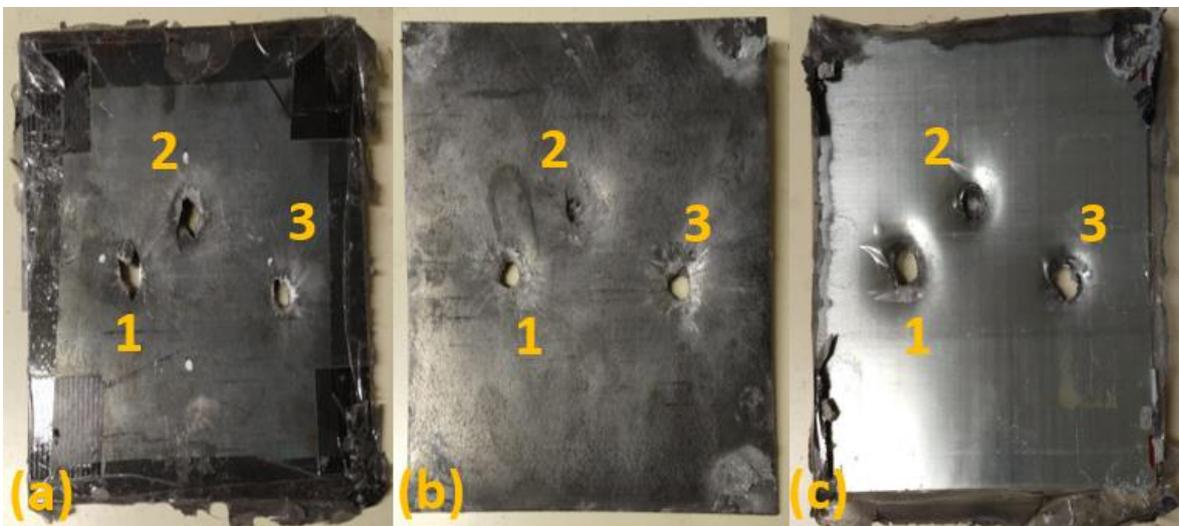


FIG. 4.20: Conjunto de placas 8 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.

TAB. 4.14: Velocidade de impacto para o conjunto de placas 8.

Identificação do disparo	1	2	3
Velocidade de impacto (m/s)	833,85	824,96	822,32

A FIG. 4.21 apresenta o conjunto de placas 9 e as impressões provenientes de disparo de arma de fogo calibre 7,62 mm. A TAB. 4.15 apresenta a velocidade de impacto de cada projétil para esta configuração de alvo.

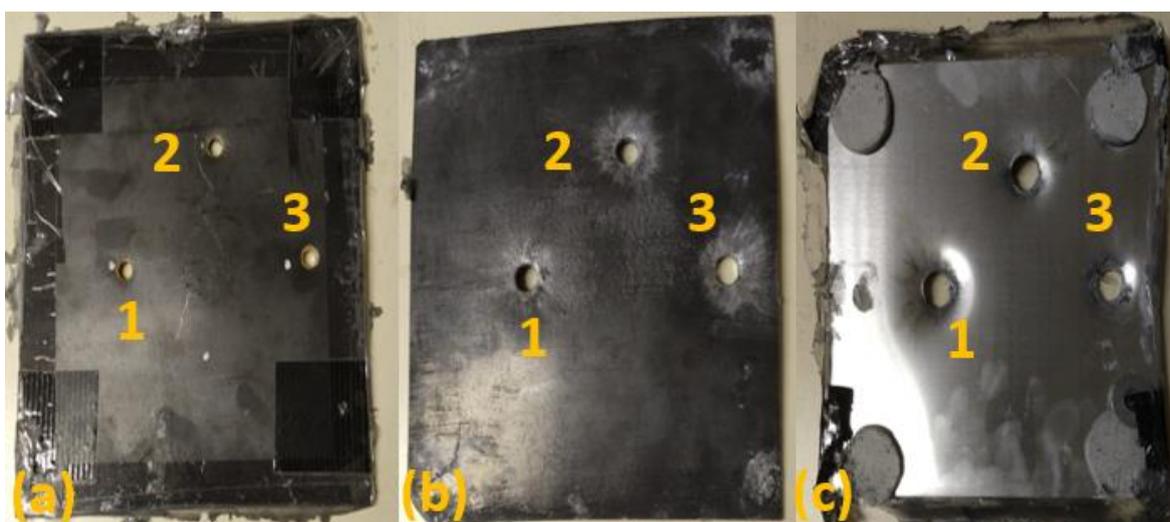


FIG. 4.21: Conjunto de placas 9 e as impressões provenientes dos disparos. (a) Primeira placa; (b) Segunda placa; (c) Terceira placa.

TAB. 4.15: Velocidade de impacto para o conjunto de placas 9.

Identificação do disparo	1	2	3
Velocidade de impacto (m/s)	831,94	830,04	814,70

Após o ensaio balístico fica evidente que a configuração poliondular de fato oferece maior proteção balística quando comparada à uma superfície plana. Entretanto, como observado nas simulações computacionais, a região descendente da placa poliondular constitui uma região fragilizada, onde o desempenho em proteção balística é comprometido.

Conforme a literatura e observado por Jankowiak et al (2012), outra característica importante observada é que uma distância de espaçamento entre as placas torna a blindagem

mais eficiente. Esse fato também pode explicar uma eventual queda de desempenho da blindagem após o primeiro impacto, pois a solda que ligava as duas placas e o epóxi usado para separação fraturaram, aproximando as placas.

Outra importante conclusão a ser tirada é que a região entre as posições ascendente e descendente das placas poliondulares possuem melhor desempenho balístico.

Pode-se dizer também que as configurações de ambas solubilizadas e envelhecidas, bem como a primeira solubilizada e envelhecida e a segunda somente solubilizada possuem desempenho parecidos. Portanto, a fim de se diminuir o valor agregado da blindagem, pode ser interessante verificar a viabilidade de se utilizar um material mais econômico, com propriedades mecânicas ligeiramente inferiores, para a segunda placa do dispositivo de blindagem.

É importante salientar que embora se tenha pensado em seguir a determinação da norma NBR 15000 (2005) no que diz respeito a velocidade de impacto, alguns disparos atingiram as placas com velocidade inferior a 823 m/s, velocidade mínima segundo a norma, permanecendo a validade qualitativa de resultados nestes casos, entre as placas poliondulares e as placas planas.

É possível dizer também que o aço *maraging* 250 possui excelente capacidade de proteção balística, haja visto que o material como recebido, na condição de estar solubilizado, possui desempenho muito inferior àquele que passara pelo tratamento térmico de envelhecimento artificial.

Além disso, é importante ressaltar que blindagens comerciais com duas camadas para oferecer proteção ao projétil M80 se valem de pelo menos duas camadas de 6 mm de aço espaçadas, enquanto que no caso analisado nesta dissertação, 2 camadas de 3 mm já foram suficientes para deter o projétil em muitos casos, e todos com impactos próximos.

5 CONCLUSÃO

Neste trabalho buscou-se avaliar a eficácia da blindagem poliondular e seu melhor desempenho em comparação a chapas planas. Conforme observado nas simulações computacionais e nos ensaios balísticos, de fato este tipo de blindagem possuiu melhor desempenho em proteção balística do que usando chapas planas.

Os ensaios balísticos apresentados em 4.5 evidenciam que embora a blindagem poliondular possua bom desempenho em proteção balística, a posição descendente da placa constitui uma região fragilizada, onde a placa possui o pior desempenho.

A região com variação angular foi responsável por defletir o movimento do projétil, entretanto não foi possível avaliar o desvio da trajetória do mesmo.

Corroborou-se também que um espaçamento entre as placas de blindagem aumenta o desempenho em proteção balística.

Observou-se que o uso do aço *maraging* 250 para blindagens balísticas possui um grande potencial. Devendo-se levar em conta, entretanto, o tipo de tratamento térmico a que serão submetidos, pois o aumento da fração de austenita revertida no material pode diminuir suas propriedades dinâmicas, ocorrendo aparecimento por volta de 500°C durante 3 horas.

As análises de DRX evidenciaram um aumento progressivo da porção de austenita revertida no material associada ao aumento da temperatura de envelhecimento. As medidas de dureza do material também evidenciaram uma diminuição na dureza das amostras em função do aumento da temperatura de envelhecimento.

O tratamento térmico de envelhecimento realizado a 480 °C por 3 horas se apresentou como satisfatório, potencializando as propriedades mecânicas do material e contribuindo positivamente para aumentar o desempenho da blindagem balística em relação ao estado solubilizado.

Portanto, podemos dizer que a blindagem poliondular pode vir a ser uma opção para diminuir o peso agregado da blindagem, sobretudo em veículos leves e aeronaves, onde o aço *maraging* tem grande potencial para ser usado em blindagens balísticas.

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

A fim de se aumentar a capacidade de simulação de eventos balísticos utilizando-se aço *maraging*, seria de grande valia a obtenção dos parâmetros de modelos constitutivos que modelem o comportamento dinâmico deste material em situações de impacto idênticas às das placas poliondulares conformadas nesta dissertação.

É importante também a realização de estudos acerca da soldagem utilizada para unir duplas de placas poliondulares espaçadas na configuração desta dissertação, a fim de se evitar a quebra do cordão de solda no impacto, como ocorrido nos ensaios balísticos efetuados neste trabalho.

Um estudo mais aprofundado do aço *maraging* no que diz respeito ao aparecimento de austenita revertida pode ser feito utilizando-se análises térmicas como a calorimetria diferencial de varredura (DSC). Além de se observar e avaliar os precipitados formados em função do tratamento térmico utilizando-se microscopia eletrônica de transmissão (MET), pois esta técnica permitiria realizar além das análises morfológicas, caracterizar os precipitados e determinar parâmetros de rede do material.

Buscando-se potencializar o uso deste tipo de aço em blindagens balísticas, estudos acerca da avaliação do tamanho de grão do material e seu efeito sobre as propriedades mecânicas poderiam ser desenvolvidos.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR 15000: Blindagens Para Impactos Balísticos - Classificação e Critérios de Avaliação**. Rio de Janeiro. 2005.
- ACH, R. S. **Influência da Taxa de Deformação nas Curvas Tensão X Deformação de um Aço 1020 Pré-Encruado**. Dissertação de Mestrado. Pontifícia Universidade Católica. Rio de Janeiro. 2012.
- AHMED, M.; NASIM, I.; HUSAIN, S. W. **Influence of Nickel and Molybdenum on the Phase Stability and Mechanical Properties of Maraging Steels**. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 3, p. 248-254, 1994.
- APONTE, C.F.C. **Utilização do Método dos Elementos Finitos no Desenvolvimento de Modelos de Corte de Material**. Dissertação de Mestrado. Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro, 2011.
- ARABI, H.; DIVANDARI, M.; HOSSEINI, A.H.M.; **The Effect of Ti Contents on the Amounts of Inclusions Formation and Mechanical Properties Of C300 High Strength Steel**. Iranian Journal of Materials Science and Engineering, v. 3, n.2, 2006.
- ASTM – American Society for Testing Materials. **E384 – 17: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. 2017.
- ASTM – American Society for Testing Materials. **E8/E8M – 16a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. 2016.
- SAE – Society of Automotive Engineers. **AMS2759/3 – G: Heat Treatment, Precipitation-Hardening Corrosion-Resistant and Maraging Steel Parts**. 2019.
- SAE – Society of Automotive Engineers. **AMS6512 – H: Steel, Maraging, Bars, Forgings, Tubing, and Rings 18Ni – 7.8Co – 4.9Mo – 0,10Al Consumable Electrode Vacuum Melted, Annealed**. 2017.

- AZEVEDO, A. F. M. **Método dos Elementos Finitos**. 1ª Edição, Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Portugal, 2003.
- BATHE K-J. **Finite Element Procedures**. New Jersey. Prentice-Hall, 1996.
- BIEBER, C.G. **Progress with 25% Nickel Steels for High Applications**. Metal Progress, v. 78, n. 5, p. 99-100, 1960.
- CARDOSO, A. L. V. **Caracterização Dinâmica por Impacto de Cerâmicos à Base de Alumina**. Tese de Doutorado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2005.
- CHAGAS, C. F. **Minimização do Efeito de Aresta em Blindagem Cerâmica à Base de Alumina**. Tese de doutorado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro. 2014.
- CULLITY, B. D. **Elements of X-ray diffraction**. 2a ed. United States of America: AddisonWesley Publishing Company, 1978.
- DECKER, R.F.; EASH, J.T.; GOLDMAN, A.J. **18% Nickel Maraging Steels**. ASM Transactions Quarterly, v. 5, n. 5, p. 58-76, 1962.
- FERREIRA, A. A. G. **Análise do Comportamento Dinâmico do Canhão-Projétil de Carro de Combate Durante o Tiro**. Dissertação de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia. Rio de Janeiro, 2017.
- FLOREEN, S. **The Physical Metallurgy of Maraging Steels**. Metallurgical Reviews, v. 13, p. 115-128, 1968.
- FLOREEN, S. **Maraging Steels**. Metals Handbook, ASM, 9.ed., p. 445-452, 1978.
- GARCIA, A.; SPIM J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaaios dos Materiais**. 2.ed. Rio de Janeiro. LTC, 2012.
- GOLDSMITH, W. **Impact – The Theory and Physical Behavior of Colliding Solids**. Mineola. Dover Publications, 2001.

- GOMES, A.V., **Comportamento Balístico de Alumina com Adição de Nióbia e Variação da Geometria do Alvo**. Tese de Doutorado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2004.
- HOPKINSON, B. **The Effects of Momentary Stresses in Metals**. Proceedings of the Royal Society of London, v. 74, p 498-506, 1905.
- HUEBNER, K.; THORNTON, E. **The Finite Element Method For Engineers**. 2.ed. New York. John Wiley & Sons, 1982.
- HUGONIOT, P. H. **Mémoire sur la Propagation du Mouvement dans les Corps et Plus Spécialement dans les Gaz Parfaits**. 2e Partie, J. Ecole Polytech, Paris, 58, p. 1-125, 1889.
- INCO. **18 Per Cent Nickel Maraging Steels: Engineering Properties**, Source book on maraging steels, ASM, 1976.
- ISP. **ISP Dados**. Disponível em: <<http://www.ispvisualizacao.rj.gov.br/Armas.html> >. Acesso em: 20 julho 2018.
- JANKOWIAK T.; RUSINE A.; WOOD P. **A Numerical Analysis of the Dynamic Behaviour of Sheet Steel Perforated by a Conical Projectile Under Ballistic Conditions**. Finite Elements in Analysis and Design, v. 65, p. 39–49, 2013.
- JONES, N. **Structural Impact**. Cambridge University Press, 1997. 575p.
- JOHNSON, G.R., COOK, W.H. **A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates, and High Temperature**. 7th International Symposium on Ballistics, the Hague, Netherlands, 1983.
- JOHNSON, J. N.; CHÉRET, R. **Shock Waves in Solids: An Evolutionary Perspective**. Shock Waves, v. 9, n 3, p. 193-200, 1999.
- JUSTO, J. M. C. F., **Estudo do Comportamento ao Impacto de Alta Velocidade de Estruturas em Materiais Compósitos**. Tese de Doutorado, Universidade do Porto, Portugal, 1996.

- KALISH, D.; RACK, H. J. **Thermal Embrittlement of 18Ni (350) Maraging Steels.** Metallurgical Transactions, v. 2, p. 2665-2672, 1971.
- LAIBLE, R. C. **Ballistic Materials and Penetration Mechanics.** New York. Elsevier, 1980.
- LEE, I.K. et al. **Effect of Aging Treatment on the Mechanical Properties of C-250 Maraging Steel by Flow Forming.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 12, n. 1, p. 41-47, 2003.
- LOPES, J.C. **Os aços Maraging.** Ciência e Tecnologia dos Materiais, v. 19, n. 1/2, p. 41-44, 2007.
- MEYERS, M.A. **Dynamic Behavior of Materials.** John Wiley & Sons, 1994.
- ORSINI M. B. **Efeito de um Tratamento Térmico de Homogeneização na Microestrutura e Resistência ao Impacto do Aço Forjado Maraging 18%Ni, grau 1900 MPa.** Dissertação de mestrado. Universidade de São Paulo. São Paulo, 1987.
- PARDAL, J.M. et al. **Influence of Temperature and Aging Time on Hardness and Magnetic Properties of the Maraging Steel Grade 300.** Journal of Materials Science. v. 41. p. 2276-2281. 2007.
- PADIAL, A.G.F. **Caraterização Microestrutural do Aço Maraging de Grau 400 de Resistência Mecânica Ultra-elevada.** Tese de Doutorado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2002.
- PETERS, D. T. **A Study of Austenite Reversion During Aging of Maraging Steels.** Transactions of ASM, v. 61, p. 62-74, 1968.
- RANKINE, W. J. M. **On the Thermodynamic Theory of Waves of Finite Longitudinal Disturbance.** Philosophical Transactions of the Royal Society of London, 160, p. 277-286, 1870.
- RAO, M. N. **Progress in Understanding the Metallurgy of 18% Nickel Maraging Steels.** International Journal of Materials Research, v.11, p.1594-1607, 2006.

- RAO, M.N.;SIVASUBRAMANIAN, K.; **Significance of Alloying Element Levels in Realizing the Specified Tensile Properties in 18 wt% Nickel Maraging Steel**, Materials Sciences and Application, v.2, n.8, p.1116-1120, 2011.
- RAO, S. **The Finite Element Method in Engineering**. Oxford. Pergamon Press, 1989.
- RICE M. H., MCQUEEN, R.G., WALSH, J. M. **Compression of Solids by Strong Waves.Solid State Physics**, v. 6, p. 1-63, 1958.
- ROHRBACH, K.; SCHMIDT, M.; **Maraging steels. In: ASM Handbook, v.1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. Materials Park, Russell Township: ASM International Handbook Committee, p.1869-1887, 1993.
- ROSENBERG Z.; DEKEL E. **Terminal Ballistics**. New York. Springer, 2012.
- SANTANA, S.I.V. **Microestrutura de um Aço Maraging 350 Submetido a Tratamentos Termomecânicos**. Tese de Doutorado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2017.
- SANTOS, V. C. **Uma Proposta de Metodologia para Otimização em Confiabilidade de Blindagem Aeronáutica a partir de Simulações Computacionais**. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2009.
- SCHMIDT, M.; ROHRBACH, K.; **Heat treatment of maraging steels**, Metals Handbook, v. 4, ASM, p. 219-228, 1990.
- SHA W, CEREZO A, SMITH GDW. **Phase Chemistry and Precipitation Reactions in Maraging Steels: Part IV. Discussion and Conclusion**. Metallurgical Transactions. v. 24, n. 6, p. 1251-1256, 1993.
- SHA, W. et al.**Tensile and Impact Properties of Low Nickel Maraging Steel**. Materials Science and Engineering, v. 587, p. 301-303, 2013.
- SILVA, A. L. V. C.; MEI P. R. **Aços e Ligas Especiais**. São Paulo. Blucher, 2010.

- SOUZA, E. R. S. **Estudo do Comportamento Microestrutural e Balístico de um Aço de Blindagem Após a Soldagem.** Dissertação de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2014.
- STEINBERG D. J.; COCHRAN S. G.; GUINAN M. W. **A Constitutive Model for Metals Applicable at High-Strain Rate.** Journal of Applied Physics, v. 51, n. 3, 1980.
- TRINDADE, W. **Influência da Geometria e da Microestrutura no Comportamento Dinâmico da Alumina Aditivada com Nióbia.** Tese De Doutorado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro. 2012.
- UNITED STATES DEFENSE STANDARD. **MIL-S-46850-D: Steel: Bar, Plate, Sheet, Strip, Forgings, and Extrusions, 18 Percent Nickel Alloy, Maraging, 200 ksi, 250 ksi, 300ksi, High Quality.** 1991.
- VISWANATHAN, U.K.; DEY, G.K.; SETHUMANDHAVAN, V. **Effects of Austenite Reversion During Overageing on the Mechanical Properties of 18Ni (350) Maraging Steel,** Materials Science and Engineering, v. 398, n. 1-2, p .367-372, 2005.
- WANG, L. et al. **Recent Trends In Ballistic Protection.** Textiles and Light Industrial Science And Technology, v. 3, p. 37- 47, 2014.

8 ANEXOS

8.1 ANEXO 1: Certificado do material das placas de aço *maraging 250*.



CERTIFICADO DE QUALIDADE

CONFORME EN 10204 3.1

CERTIFICADO

Pag. 1 / 3

NOTA FISCAL

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

CLIENTE							
PEDIDO DO CLIENTE / SEQUÊNCIA / ITEM							
OP	LOTE	VOLUME	PESO	QUANTIDADE			
LIGA VILLARES		LIGA CLIENTE/SIMILAR					
VART250QA		MARAGING 250					
DIMENSÕES		COMPRIMENTO (mm)	Nº DO DESENHO				
60.00 Tol (-)0,800 (+)0,800 300.00 Tol (-)0,000 (+)5,000							
PRODUTO		TRATAMENTO TÉRMICO	ACABAMENTO				
Barra Chato Canto Vivo		Solubilizado	Fres. Larg., Bruto Espes				
LINHA DE PRODUTO		PROCESSO DE FUSÃO	CORRIDA				
Laminados		VIM + VAR	5704014				
COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% em peso)							
Análise química na liga							
C 0,004	Si 0,05	Mn <0,01	P <0,005	S 0,0011	Co 8,49	Cr 0,08	Mo 5,2000
Ni 18,23	Cu 0,02	Ti 0,47	Al 0,107	B 0,0018	Zr 0,012	Mg <0,005	Ca <0,0010
N <0,0010	O <0,0010						
Análise química - Pé do Lingote							
C 0,004	Si 0,05	Mn <0,01	P <0,005	S 0,0011	Co 8,44	Cr 0,08	Mo 5,2000
Ni 18,16	Cu 0,02	Ti 0,47	Al 0,108	B 0,0017	Zr 0,011	Mg <0,005	Ca <0,0010
N <0,0010	O <0,0010						
NORMAS ATENDIDAS							
Ciclo de tratamento térmico							
Ciclo 1: Solubilização		Forno 1: 02	Carga 1: 163				
Temperatura 1: 830 °C		Tempo 1: 6,0 horas	Resfriam. 1: Água				
Macrografia conforme norma ASTM E381							
Situação: Aprovado		Severidade: S1 / R1 / C1					
Microinclusão conforme norma ASTM E45							
A Fina: 0		B Fina: 0		C Fina: 0			
D Fina: 1		E Fina: 1		A Grossa: 0			
B Grossa: 0		C Grossa: 0		D Grossa: 0			
E Grossa: 0							
Method D INGOT TOP							
Tamanho de grão conforme norma ASTM E112							
Situação: Aprovado							
TAMANHO DE GRÃO ENCONTRADO: 6 ASTM; 100x; VILLELA; MID-RADIUS							
A VILLARES METALS DECLARA QUE ESTE PRODUTO ESTÁ EM CONFORMIDADE COM AS ESPECIFICAÇÕES DO PEDIDO DE COMPRA							
USINA DE SUMARÉ / ESCRITÓRIO CENTRAL R. Alfredo Dumort Villares, 153 13178-902 # Sumaré - SP # BRAZIL Fone: 55 19 3303-8000 Fax: 55 19 3303-8696 e-mail: metais@villaresmetals.com.br							

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



CERTIFICADO DE QUALIDADE

CONFORME EN 10204 3.1

CERTIFICADO

Pag. 3/ 3

NOTA FISCAL

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

Inspeção visual e dimensional

Situação: Aprovado

Teste anti-mistura

Situação: Aprovado

OBSERVAÇÕES

A VILLARES METALS DECLARA QUE ESTE PRODUTO ESTÁ EM CONFORMIDADE COM AS ESPECIFICAÇÕES DO PEDIDO DE COMPRA

USINA DE SUMARÉ / ESCRITÓRIO CENTRAL
R. Alfredo Dumont Villares, 155
13178-902 # Sumaré - SP # BRAZIL
Fone: 55 19 3303-8000
Fax: 55 19 3303-8696
e-mail: metals@villaresmetals.com.br

