



Federação das Indústrias do Estado da Bahia

**CENTRO UNIVERSITÁRIO SENAI CIMATEC
PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO STRICTO SENSU
EM GESTÃO E TECNOLOGIA INDUSTRIAL**

LEANDRO ROSEIRA DA SILVA

**ESTUDO DA VIABILIDADE TÉCNICA E FINANCEIRA DO
REVESTIMENTO DURO POR SOLDAGEM PARA
RECUPERAÇÃO DE MATRIZES DE FORJAMENTO A
QUENTE EM 55NICRM0V7**

Salvador
2019

LEANDRO ROSEIRA DA SILVA

**ESTUDO DA VIABILIDADE TÉCNICA E FINANCEIRA DO
REVESTIMENTO DURO POR SOLDAGEM PARA
RECUPERAÇÃO DE MATRIZES DE FORJAMENTO A
QUENTE EM 55NICRMOV7**

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação Stricto Sensu do Centro Universitário SENAI CIMATEC como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial

Orientador: Prof. Dr. Guilherme Oliveira de Souza

Salvador
2019

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca do Centro Universitário SENAI CIMATEC

S586e Silva, Leandro Roseira da

Estudo da viabilidade técnica e financeira do revestimento duro por soldagem para recuperação de matrizes de forjamento a quente em 55NiCrMoV7 / Leandro Roseira da Silva. – Salvador, 2019.

243 f. : il. color.

Orientador: Prof. Dr. Guilherme Oliveira de Souza.

Dissertação (Mestrado em Gestão e Tecnologia Industrial) – Programa de Pós-Graduação, Centro Universitário SENAI CIMATEC, Salvador, 2019.
Inclui referências.

1. Revestimento duro. 2. Soldagem. 3. Eletrodo revestido. 4. Aço ferramenta. 5. Matrizes de forjamento a quente I. Centro Universitário SENAI CIMATEC. II. Souza, Guilherme Oliveira de. III. Título.

CDD: 671.52

CENTRO UNIVERSITÁRIO SENAI CIMATEC

Mestrado Profissional em Gestão e Tecnologia Industrial

A Banca Examinadora, constituída pelos professores abaixo listados, aprova a Defesa de Mestrado, intitulada "Estudo da Viabilidade Técnica e Financeira do Revestimento Duro por Soldagem para Recuperação de Matrizes de Forjamento a Quente em 55NiCrMoV7" apresentada no dia 05 de setembro de 2019, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial.

Orientador:


Prof. Dr. Guilherme Oliveira de Souza
SENAI CIMATEC

Membro Interno:


Prof. Dr. Manoel Carneiro Neto
SENAI CIMATEC

Membro Externo:


Prof. Dr. Charles Chemale Yurgel

Dedico este trabalho a minha mãe, Ana Sueli; a meus irmãos, Marcos Vinícius, Everton e Holga Sueli; a meus avôs maternos Bertim e Eranildes; e a meu pai, Jonas Soares da Silva pela confiança e apoio sempre.

AGRADECIMENTOS

A Deus, em primeiro lugar, pelas batalhas que me ajudou a enfrentar e conquistar, colocando em meu caminho pessoas que nunca me deixaram desistir e me mantiveram motivado e determinado em concluir meu objetivo.

A minha mãe, meus irmãos, meus avôs maternos e meu pai que sempre me incentivaram a estudar e buscar algo a mais em meus estudos.

A Kestra consumíveis de soldagem e ao representante Arinaldo Arruda pelo fornecimento de consumíveis para uso nos experimentos.

A JC Laboratórios pelo apoio na execução de ensaios, cortes das peças de teste e confecção dos corpos de prova.

Ao PPG GETEC e o Centro Universitário SENAI CIMATEC pela oportunidade de cursar o mestrado e o uso dos laboratórios para realização dos ensaios.

Ao Prof. Dr. Charles Chemale Yurgel, que foi o principal motivador para o desenvolvimento do presente trabalho.

Ao meu orientador Prof. Dr. Guilherme Oliveira de Souza, que me orientou para a realização deste mestrado, não medindo esforços para que este trabalho pudesse ser realizado.

RESUMO

Este trabalho objetivou estudar a viabilidade tecnológica e financeira do uso do revestimento duro por soldagem com consumíveis de baixo custo para recuperação de matrizes em aço ferramenta DIN 55NiCrMoV7, utilizadas no processo de forjamento a quente em martelo. Utilizou-se como metodologia um experimento e um estudo de caso e, com base em seus resultados foram feitas uma análise de viabilidade tecnológica e uma análise de viabilidade financeira. O experimento consistiu na fabricação de peças-teste com diferentes configurações de revestimento duro utilizando eletrodo revestido, e sua posterior submissão a análises e ensaios de caracterização de propriedades. Para analisar a viabilidade tecnológica, os resultados das análises e ensaios de caracterização foram utilizados para verificar se as propriedades e características resultantes de cada configuração de revestimento duro atendem aos critérios de qualidade esperados para os tipos de matrizes em estudo, assim como comparar qualitativamente as diferentes configurações de revestimento com base em inferências a respeito de sua resistência aos processos de degradação de matrizes de forjamento. Para a análise de viabilidade financeira, as informações geométricas das peças-teste e os custos com matéria-prima e processo, foram utilizados para a realização de estimativas de custo por área de revestimento para cada configuração de revestimento testada. O estudo de caso foi utilizado para complementar a análise de viabilidade financeira, para tal, informações reais de geometria e utilização de três matrizes foram aproveitadas para estimar o custo de revesti-las, assim como, para estimar o impacto disto no custo das peças fabricadas por estas. Conclui-se que, dentro dos limites experimentados neste trabalho, o revestimento duro por soldagem é viável tecnológica e financeiramente, uma vez que apenas uma configuração de revestimento não atendeu aos critérios de viabilidade tecnológica estabelecidos, e que os custos dos revestimentos estudados se mostraram relativamente baixos, todos abaixo de R\$1,00/cm².

Palavras-Chave: Revestimento duro; Soldagem; Eletrodo Revestido; Aço Ferramenta; Matrizes de Forjamento a Quente.

ABSTRACT

This work aimed to analyze the technological and financial feasibility of the use of hardfacing by shielded metal arc welding with low cost electrodes, to recover DIN 55NiCrMoV7 tool steel hot forging dies used on hot forging hammers. The methodology was based on an experiment and a case study which results were used to perform the technological and financial feasibility analyses. The experiment consisted on the manufacturing of test pieces with different hardfacing layers characteristics that were then submitted to tests and analyses to characterize their properties. The results of those tests and analyzes were used to analyze the technological feasibility of the hardfacing process by comparing the properties which resulted of each of the hardfacing layers characteristics conditions with each other and with previously defined quality criteria. The financial feasibility analysis was based on coated area cost estimations that took into account the test pieces geometrical information and materials and processes cost data. The case study was used as a complimentary study to the financial feasibility analysis in which geometrical and usage information of three real hot forging dies were used to estimate their coating costs and their impact on the forged pieces cost. This work concluded that, under its experimental limits, the hardfacing of hot forging dies is technologically and financially feasible once all but one of the experimental conditions resulted in properties that lie under the established viability criteria, and because their low costs, under R\$1,00/cm² for all of the experimental conditions.

Keywords: Hardfacing; Shielded Metal Arc Welding; Hot Working Tool Steel; Hot Forging Die.

LISTAS DE FIGURAS

Figura 1.1: Detalhe da fratura de pino-guia em uma matriz em serviço na forjaria em que se insere este trabalho.	29
Figura 2.1: Diferentes aspectos da ferramenta, peça de trabalho e processo de conformação que determinam a vida da ferramenta por intermédio do desgaste causado e comportamento da fratura.....	36
Figura 2.2: Problemas da vida da ferramenta: O resultado de interações complexas de parâmetros no processo de desenvolvimento e produção com a resistência e carregamento da ferramenta.	37
Figura 2.3: Fatores que influenciam a vida da ferramenta	38
Figura 2.4: Matriz completamente fraturada durante a produção.....	40
Figura 2.5: Temperatura elevada no processo de preaquecimento da matriz em virtude do descuido no monitoramento resultando em perda de dureza (9 HRC).....	40
Figura 2.6: Falhas decorrentes do desalinhamento entre martelo e matriz.....	41
Figura 2.7: Efeito do peso por peça sobre a vida da ferramenta em AISI H12 no forjamento de uma lâmina de um compressor a gás.....	42
Figura 2.8: Comparação de um modelo virtual com uma peça forjada	44
Figura 2.9: Comparativo do perfil otimizado e original de uma matriz com auxílio do software MSC.MARC® 2010 e medições do desgaste resultante do processo de forjamento.	45
Figura 2.10: Perfil de desgaste analisado das matrizes utilizadas no forjamento de uma carcaça de junta homocinética.	46
Figura 2.11: Resultados comparativos da medição do desgaste após a produção de 6.000 forjados por uma matriz confeccionada com os aços ferramenta WCL e Unimax®.	47
Figura 2.12: Magnitude do desgaste de uma matriz.	49
Figura 2.13: Magnitude do desgaste de um punção utilizado no forjamento de uma tampa após a produção de 10.000 peças.	49
Figura 2.14: Comparação do desgaste de alguns revestimentos protetivos do tipo híbrido.	50

Figura 2.15: Principais falhas em matrizes de grande porte e localização onde cada falha é propícia a ocorrer.....	54
Figura 2.16: Danos em uma matriz nitretada a gás e utilizada em prensa após 45.766 golpes.....	55
Figura 2.17: Tipos de defeitos em matrizes e moldes e regiões propícias a ocorrer.	56
Figura 2.18: Fadiga térmica em uma matriz utilizada no forjamento de uma biela automotiva após a produção de 25000 peças.....	56
Figura 2.19: Ejetor danificado com as seções transversais de trincas de campo e área de fratura remanescente.	57
Figura 2.20: Variação do coeficiente de desgaste dimensional com a temperatura de preaquecimento para matrizes utilizadas em martelo pneumático.....	58
Figura 2.21: Evolução do desgaste em um inserto de matriz de forjamento a quente em função da quantidade de produtos produzida.	59
Figura 2.22: Exemplo de desgaste abrasivo em uma matriz de forjamento.....	60
Figura 2.23: Aparência de duas matrizes fechadas após cerca de 10.000 ciclos de forjamento.	60
Figura 2.24: Tipo de desgaste predominante em matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente em função de parâmetros de processo.	61
Figura 2.25: Perda de massa de amostras a temperatura ambiente e a 550°C em relação as suas microdurezas.....	64
Figura 2.26: Exemplos de tipos de revestimentos aplicados em uma matriz de forjamento a quente.	65
Figura 2.27: Estágios relacionados com o reparo de matrizes e moldes.	66
Figura 2.28: Principais tipos de revestimentos por soldagem utilizados para recuperação de matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente.....	66
Figura 2.29: Influência da camada de amantecimento ou de transição nas propriedades da camada do revestimento resistente ao desgaste.	67
Figura 2.30: Influência da espessura da camada de amantecimento ou de transição no desempenho da camada de metal resistente ao desgaste.	68
Figura 2.31: Influência da espessura do revestimento resistente ao desgaste no comportamento de uma ferramenta utilizada para o forjamento de uma junta de	

direção automobilística.....	69
Figura 2.32: Influência da espessura do revestimento resistente ao desgaste no comportamento de uma ferramenta utilizada para o forjamento de um suporte de anel de engrenagem.	70
Figura 2.33: Microestrutura da liga Stellite 21 (AWS A5.21ERCoCr-E) depositada pelo processo de soldagem GTAW.....	71
Figura 2.34: Exemplo de seleção de consumíveis de soldagem nas seções de uma matriz de forjamento.....	72
Figura 2.35: Microestrutura de uma liga de revestimento duro martensítica.....	73
Figura 2.36: Influência dos parâmetros de soldagem nas propriedades do revestimento depositado.	74
Figura 2.37: Influência do aporte térmico e da velocidade de soldagem na dureza do depósito da liga Udimet 520.....	75
Figura 2.38: Sequência sugerida para reparo por soldagem de um aço ferramenta em virtude da condição de tratamento térmico anterior.	76
Figura 2.39: Representação esquemática da distribuição do transiente de temperatura durante a soldagem de uma chapa grossa (25mm).....	78
Figura 2.40: Representação das várias regiões constituintes de uma junta soldada.	79
Figura 2.41: Perfil de dureza média em função do uso do preaquecimento na soldagem do AISI H13.	80
Figura 2.42: Perfil de dureza média na soldagem do AISI H13 em função do aporte térmico utilizado.	82
Figura 2.43: Efeitos dos elementos de liga na temperatura de transformação martensítica das ligas ferríticas.	83
Figura 2.44: Diagrama CCT para um aço ferramenta de composição química 0.55C, 1.1Cr, 1.7Ni, 0.5Mo e 0.1V austenitizado a 850°C durante 15mín.....	85
Figura 2.45: Influência da velocidade de solidificação no aço ferramenta AISI H13.	88
Figura 2.46: Perfil de dureza de um aço ferramenta para trabalho a quente soldado na condição como temperado e revenido.	89
Figura 2.47: Dureza média de soldagem de passes simples com o processo GTAW	

no Aço ferramenta para trabalho a quente AISI H13 sob condições diferentes de soldagem.....	89
Figura 2.48: Trinca na ZTA do aço ferramenta 55NiCrMoV7 resultante da falha no controle e manutenção da temperatura de preaquecimento além da falta de tratamento térmico posterior a soldagem.	90
Figura 2.49: Morfologia microestrutural das regiões de uma junta soldada do aço ferramenta 55NiCrMoV7, sem tratamento térmico pós-soldagem.....	91
Figura 2.50: Diagrama de fase binária calculado com auxílio de software ThermoCalc para o Aço SKD 61 (AISI H13).	92
Figura 2.51: Relação entre o tempo decorrido após a propagação da trinca e posição da ponta desta.....	93
Figura 2.52: Sequência do comportamento do trincamento sob rápida solidificação observada por câmera de alta velocidade para o aço ferramenta SKD 61 (AISI H13).	94
Figura 2.53: Efeito dos elementos de liga sobre a faixa da temperatura de solidificação de aços carbono e baixa liga.	95
Figura 2.54: Seção do diagrama de fase FeC.....	95
Figura 2.55: Curva de revenimento para o aço 55NiCrMoV7 evidenciando ausência de endurecimento secundário.	99
Figura 2.56: Comportamento do aço 55NiCrMoV7 em função da temperatura.	101
Figura 2.57: Relação entre a resistência ao impacto e temperatura para o aço 55NiCrMoV7.....	101
Figura 2.58: Micrografia de amostras do aço 55NiCrMoV7 temperadas a 850°C e resfriadas em condições diferentes.....	103
Figura 2.59: Relação da tenacidade ao impacto do aço 55NiCrMoV7 em função da temperatura de revenimento utilizada para condições diferentes de resfriamento na têmpera.....	104
Figura 2.60: Influência do tempo e temperatura de revenimento sobre a dureza do aço 55NiCrMoV7.....	106
Figura 2.61: Microestruturas do aço ferramenta 55NiCrMoV7.....	108
Figura 2.62: Microestrutura da martensita revenida do aço 55NiCrMoV7.....	108

Figura 2.63: Microestrutura bainitica do aço 55NiCrMoV7.	109
Figura 3.1: Consumíveis utilizados no experimento.	113
Figura 3.2: MCT 1 e MCT 2.	114
Figura 3.3: Configuração das peças-teste conforme os consumíveis utilizados.	115
Figura 3.4: Representação do local de retirada das peças-teste das matrizes reaproveitadas.	116
Figura 3.5: Representação esquemática da peça de teste.	117
Figura 3.6: Peças-teste após seccionamento da matéria-prima.	117
Figura 3.7: Forno mufla e tanque de óleo utilizados para beneficiamento das peças de teste.	118
Figura 3.8: Diagrama do processo de beneficiamento das peças de teste.	118
Figura 3.9: Peças de teste após o beneficiamento.	119
Figura 3.10: Dureza das peças de teste após beneficiamento.	119
Figura 3.11: Representação da progressão de soldagem utilizada para depósito do revestimento.	120
Figura 3.12: Fonte de soldagem utilizada.	120
Figura 3.13: Dispositivo utilizado para preaquecimento das peças de teste.	122
Figura 3.14: Seções de corte da peça de teste após depósito do revestimento.	124
Figura 3.15: Análise química em espectrômetro de emissão óptica	125
Figura 3.16: Representação da vista da Seção de Corte 4 utilizada para avaliação macrográfica.	126
Figura 3.17: Amostra para avaliação micrográfica.	127
Figura 3.18: Microscópio metalográfico utilizado no experimento	128
Figura 3.19: Representação esquemática da amostra para avaliação de microdureza Vickers.	129
Figura 3.20: Local de retirada dos Corpos de Prova da Peça-teste.	129
Figura 3.21: Representação esquemática da amostra para avaliação da tenacidade ao impacto do metal do revestimento.	130
Figura 3.22: Equipamento utilizado para ensaio de impacto das peças de testes. .	130
Figura 3.23: Área crítica das matrizes dos estudos de caso	144

Figura 4.1: Macrografia da PT 1.....	148
Figura 4.2: Macrografia da PT 2.....	149
Figura 4.3: Macrografia da PT 3.....	150
Figura 4.4: Macrografia da PT 5.....	151
Figura 4.5: Macrografia da PT 6.....	152
Figura 4.6: Macrografia da PT 7.....	153
Figura 4.7: Microestrutura da ZAC na PT 1.....	155
Figura 4.8: Microestrutura da ZF na PT 1.....	156
Figura 4.9: Microestrutura da ZAC na PT 2.....	157
Figura 4.10: Microestrutura da ZF na PT 2.	157
Figura 4.11: Microestrutura da ZAC na PT 3.....	158
Figura 4.12: Microestrutura da ZF na PT 3.	159
Figura 4.13: Micrografia do metal de substrato utilizado, após processo de beneficiamento.	160
Figura 4.14: Microestrutura da ZAC na PT 5.....	160
Figura 4.15: Microestrutura da ZF na PT 5.	161
Figura 4.16: Microestrutura da ZAC na PT 6.....	162
Figura 4.17: Microestrutura da ZF na PT 6.	163
Figura 4.18: Microestrutura da ZAC na PT 7.....	164
Figura 4.19: Microestrutura da ZF na PT 7.	165
Figura 4.20: Dureza dos revestimentos depositados nas peças-teste.	166
Figura 4.21: Microdureza da PT 1.....	168
Figura 4.22: Microdureza da PT 2.....	168
Figura 4.23: Microdureza da PT 3.....	169
Figura 4.24: Microdureza da PT 5.....	170
Figura 4.25: Microdureza da PT 6.....	170
Figura 4.26: Microdureza da PT 7.....	171
Figura 4.27: Energia absorvida no ensaio de impacto.	172
Figura 4.28: Energia absorvida no ensaio de impacto pelo revestimento depositado e o metal de substrato (PT 4).....	173

Figura 4.29: Relação entre dureza e energia absorvida no ensaio de impacto para os materiais depositados e o metal de substrato.	173
Figura 4.30: Relação da contribuição de cada custo com o custo total do revestimento.....	182
Figura 4.31: Estimativa do custo agregado por peça produzida em relação ao uso das configurações de revestimento viáveis tecnologicamente.	184
Figura A.1: PT 1 após revestimento.	200
Figura A.2: PT 2 após revestimento.	201
Figura A.3: PT 3 após revestimento realizada.....	202
Figura A.4: PT 5 após a revestimento realizada.....	203
Figura A.5: PT 6 após a revestimento realizada.....	204
Figura A.6: PT 7 após a revestimento realizada.....	205
Figura A.7: Relação do aporte térmico total utilizado nas camadas de MCT e de MRD.	208
Figura B.1: QW 462.5(e) Localização da amostra de análise Química, dureza e macro para revestimento duro por soldagem quando a peça de teste for uma chapa conforme o ASME Sec. IX.....	212
Figura B.2: QW-462.5(a) Amostra de Análise Química e Dureza para Revestimento duro conforme o ASME Sec. IX.....	213
Figura B.3: Peça de Teste do tipo Chapa conforme ISO EN 15614-7.	219
Figura B.4: Retirada das amostras da peça de teste conforme ISO EN 15614-7. ...	220
Figura B.5: Croqui para análise de dureza Vickers conforme ISO EN 1514-7.	220
Figura B.6: Especificação de Consumíveis para Revestimento Duro conforme DIN 8555.	222

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1: Composição química e parâmetros de processo das matrizes utilizadas	30
Tabela 2.1: Métodos utilizados para aumento da vida de ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente	47
Tabela 2.2: Relação da viabilidade de diversas técnicas para aumento da vida útil. 51	
Tabela 2.3: Custo por peça de diversas técnicas de utilizadas para aumento de vida útil do aço AISI H13 para forjamento de conexões automotivas	52
Tabela 2.4: Principais detalhes dos processos de soldagem utilizados para aplicação do revestimento duro.....	63
Tabela 2.5: Sites que tratam de informações relevantes sobre o revestimento por soldagem de matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente.	76
Tabela 2.6: Principais aços ferramentas para trabalho a quente conforme especificação BS EN ISO 4957 e ASTM A681.....	77
Tabela 2.7: Equações empíricas utilizadas para determinação de temperaturas críticas dos aços.....	81
Tabela 2.8: Influência da tensão residual induzida por soldagem no comportamento da propagação de trincas por fadiga.	82
Tabela 2.9: Ciclos térmicos e suas influências nos aços 55NiCrMoV6 e X30WCrV9-3 (AISI H13).....	86
Tabela 2.10: Efeito da adição de óxidos de terras raras no revestimento do eletrodo.	97
Tabela 2.11: Aços similares ao 55NiCrMoV7.....	98
Tabela 2.12: Faixa de composição química do aço 55NiCrMoV7.....	99
Tabela 2.13: Efeito do vanádio sobre a dureza no revenimento do aço 55NiCrMoV7.	100
Tabela 2.14: Influência do método de resfriamento sobre a propriedade mecânica e metalúrgica do aço 55NiCrMoV7.....	102
Tabela 2.15: Influência dos meios de resfriamento sobre a dureza na têmpera do aço 55NiCrMoV7.....	103

Tabela 2.16: Microestrutura do aço 55NiCrMoV7 sob diferentes condições de tratamento térmico subzero.....	105
Tabela 2.17: Exemplos de tratamentos térmicos de beneficiamento para o aço 55NiCrMoV7.....	107
Tabela 3.1: Composição química dos consumíveis potenciais para uso em função dos parâmetros pré-definidos (Técnicos e financeiros).....	112
Tabela 3.2: Relação dos elementos de liga presentes nos MCT e o Metal de substrato.....	114
Tabela 3.3: Análise Química das matrizes utilizadas para retirada das peças-teste	116
Tabela 3.4: Cuidados e parâmetros utilizados nos consumíveis.....	121
Tabela 3.5: Definição da temperatura mínima de preaquecimento e temperatura máxima de interpasse.	121
Tabela 3.6: Reagentes utilizados na avaliação macrográfica do revestimento depositado.....	126
Tabela 3.7: Reagentes utilizados na avaliação microestrutural do revestimento depositado.....	127
Tabela 3.8: Resumo dos principais métodos de análise utilizados na avaliação do revestimento depositado	131
Tabela 3.9: Lista de critérios de viabilidade tecnológica	134
Tabela 3.10: Faixa de parâmetros qualificada para o procedimento de revestimento duro com o processo SMAW conforme as normas ASME sec. IX e ISO EN 15614-7.	135
Tabela 3.11: Informações relevantes para o desenvolvimento dos cálculos dos custos.....	138
Tabela 3.12: Estudos de caso selecionados a serem utilizados no trabalho.	143
Tabela 4.1: Resultados da análise química dos revestimentos depositados nas peças-teste.....	146
Tabela 4.2: Dimensões da ZR, ZTA e espessura do metal de revestimento depositado nas PT's.....	154
Tabela 4.3: Comparativo da dureza das peças-teste como beneficiada e após	

revestimento depositado.	166
Tabela 4.4: Resultados obtidos nos ensaios / análises para avaliar a viabilidade tecnológica das configurações de revestimentos utilizadas.	174
Tabela 4.5: Faixa de parâmetros qualificados conforme ASME Sec. IX e ISO EN 15614-7 para uso em chão de fábrica das configurações de revestimentos viáveis tecnologicamente.	176
Tabela 4.6: Faixa de qualificação de parâmetros de revestimento otimizadas e especificadas para as configurações utilizadas conforme.....	179
Tabela 4.7: Resultados da análise do custo por área revestida.	181
Tabela 4.8: Relação do custo por área revestida das configurações de revestimento viáveis tecnologicamente.	182
Tabela 4.9: Custo para revestir as áreas críticas dos estudos de caso com os revestimentos viáveis tecnologicamente	183
Tabela A.1: Parâmetros de revestimento utilizados no revestimento da PT 1.	199
Tabela A.2: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 2.....	200
Tabela A.3: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 3.....	201
Tabela A.4: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 5.....	202
Tabela A.5: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 6.....	203
Tabela A.6: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 7.....	205
Tabela A.7: Parâmetros utilizados no depósito da camada de MCT.....	206
Tabela A.8: Parâmetros utilizados no depósito da camada MRD.	207
Tabela A.9: Tempo total de revestimento.....	208
Tabela A.10: Resultados dos ensaios mecânicos.	209
Tabela B.1: QW-453 Limites para qualificação da espessura do metal de base no procedimento de soldagem para revestimentos resistentes ao desgaste e tipo e número de testes requeridos.....	211
Tabela B.2: QW-253.1 Variáveis de Soldagem para a Especificação do Procedimento de Soldagem para revestimento duro com alguns processos conforme o ASME Sec. IX.....	214
Tabela B.3: Examinação necessária na qualificação do procedimento de soldagem conforme ISO EN 15614-7.	219

Tabela B.4: Exemplos de aplicações de alguns consumíveis especificados pela norma AWS A5.13.....	223
Tabela B.5: Especificação de consumíveis para revestimento duro conforme EN 14700.	224
Tabela B.6: Exemplos de aplicações de consumíveis especificados pela EN 14700.	225
Tabela C.1: Exemplos da vida útil de ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente.	226

LISTAS DE ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E SIGLAS

AFNOR	<i>Association Française of Normalisation</i> – Associação de normalização Francesa.
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i> – Instituto Americano do Ferro e Aço.
AITiN	Nitreto de Titânio-Alumínio.
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i> – Sociedade Americana de Engenheiros Mecânicos.
AWS	<i>American Welding Society</i> – Sociedade Americana de Soldagem.
CAD	<i>Computer Aided Design</i> – Desenho Assistido por Computador. É um software de projetos bi e tridimensional (2D e 3D) auxiliados por computador.
CAE	<i>Computer Aided Engineering</i> – Engenharia Assistida por Computador. Software computacional para simulação de desempenho de maneira a melhorar projetos de produtos.
CAM	<i>Computer Aided Manufacturing</i> – Manufatura Auxiliada por Computador. Software de controle de máquinas, ferramentas e produtos relacionados à fabricação de peças.
DIEVAR®	Aço ferramenta para trabalho a quente de qualidade premium desenvolvido para a exigente aplicação de fundição sob alta pressão. Fornecido pelo fabricante BÖHLER-UDDEHOLM AG de origem Austríaca.
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i> – Instituto Alemão de Normatização.
EN	<i>European Standard</i> – Norma Européia.
ESR	<i>Electroslag Remelting</i> – Refundido por eletro escória (Banho de escória).
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i> – Processo de Soldagem a Arco Elétrico com Proteção Gasosa.
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i> – Processo de Soldagem a Arco Elétrico com Eletrodo de Tungstênio.
HRC	<i>Hardness Rockwell C</i> – Dureza Rockwell C.
HV	<i>Hardness Vickers</i> – Microdureza Vickers.
ISO	<i>International Organization for Standardization</i> – Organização Internacional para Normatização.
MIG	<i>Metal Inert Gas</i> . Processo de soldagem a arco elétrico com arame sólido e atmosfera protetora gasosa do tipo inerte, utilizando gases inertes como Ar, He ou mistura destes.
MAG	<i>Metal Active Gas</i> . Processo de soldagem a arco elétrico com arame sólido e atmosfera protetora gasosa do tipo ativa, utilizando gases oxidantes como CO ₂ , O ₂ ou mistura destes com outros gases

	inertes.
Pçs	Peças.
PN/CrN	<i>Revestimento duplex</i> . Nitretação a plasma e camada resistente ao desgaste de Nitreto de Cromo.
PN/H85021	Norma de especificação de materiais para aços ferramentas para trabalho a quente ligados. Origem Polonesa.
PN/TiBN	<i>Revestimento duplex</i> – Nitretação a plasma e camada resistente ao desgaste de Nitretos de Boro-Titânio.
PN/TiCrAlN	<i>Revestimento duplex</i> – Nitretação a plasma e camada resistente ao desgaste de Nitretos de Alumínio-Cromo-Titânio.
Rs	Rúpias indianas. Moeda nacional indiana.
SFA	<i>Specification of Filler Analysis</i> – Especificação de Análises de Consumíveis de Soldagem. Norma que especifica requisitos para padronização de consumíveis de soldagem conforme o código ASME. Esta especificação é similar em conteúdo e estrutura, com as normas estabelecidas pela AWS.
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i> – Processo de Soldagem a Arco Elétrico com Eletrodos Revestidos.
Thermodur® 2367 EFS	Aço ferramenta para trabalho a quente similar ao AISI H11, porém, com um teor mais alto de Mo (molibdênio). Aço de excelente qualidade, refundido por banho de escória (EFS – <i>Electric Furnace Slag</i>). Fornecido pelo fabricante Schmolz+Bickenbach AG de origem Suíça.
Thermodur® 2999	Aço ferramenta para trabalho a quente com alto teor de molibdênio (5%). Fornecido pelo fabricante Schmolz+Bickenbach AG de origem Suíça.
Thyrotherm® 2999 EFS SUPRA	Aço ferramenta para trabalho a quente com alto teor de molibdênio (5%) e Vanádio (1%). Aço alta qualidade, duplamente refundido: Refundido à Vácuo e por banho de escória (EFS SUPRA). Fornecido pelo fabricante Schmolz+Bickenbach AG de origem Suíça.
TIG	<i>Tungstein Inert Gas</i> . Processo de Soldagem a arco elétrico com eletrodo de tungstênio e não consumível e atmosfera protetora do tipo inerte, utilizando Ar, He ou a mistura destes.
TOKTEK®	Designação comercial de revestimento multicamadas por nitretação a plasma desenvolvido pela empresa Teknoplama de origem não identificada.
Unimax®	Aço ferramenta para trabalho a quente de alta dureza, que oferece uma ótima resistência ao desgaste. Fornecido pelo fabricante Böhler-Uddeholm AG de origem Austríaca.
UTP	Marca comercial de consumíveis de soldagem da empresa Voestalpine Welding de origem Austríaca.
WCL	Aço ferramenta para trabalho a quente que é especificado pela

norma polonesa PN/H85021. Aço equivalente ao AISI H11, Wnr 1.2343, e DIN X37CRMOV5-1. Uso indicado em prensa.

Wnr	<i>Werkstoff nummer</i> – Sistema de numeração para materiais de origem Alemã.
ZAC	Zona Afetada pelo Calor resultante da soldagem em relação a alterações/influências na propriedade do material.
ZCG	Zona de Crescimento de Grão. Zona na qual em função da soldagem desenvolvida e temperatura atingida, há um crescimento de grão característico.
ZF	Zona Fundida. Zona totalmente fundida no momento da soldagem. Região do metal depositado e fração do metal de base próxima ao metal depositado.
ZPF	Zona Parcialmente Fundida em função da soldagem desenvolvida e temperatura atingida na região
ZR	Zona Revenida. Em materiais soldados na condição como temperado e/ou temperado e revenido, zona na qual em função da soldagem desenvolvida a temperatura alcançada ocasionou revenimento da região (Redução da dureza e coalescimento da microestrutura martensita).
ZTA	Zona Termicamente Afetada. Mesmo que ZAC.
€	Euros. Moeda oficial da eurozona na União Européia

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	VI
RESUMO	VII
ABSTRACT	VIII
LISTAS DE FIGURAS	IX
LISTA DE TABELAS	XVI
LISTAS DE ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E SIGLAS	XX
1 INTRODUÇÃO	26
1.1 JUSTIFICATIVA	27
1.2 OBJETIVO.....	31
1.3 DELINEAMENTO METODOLÓGICO	31
1.4 ORGANIZAÇÃO DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO	32
2 REVISÃO DA LITERATURA	34
2.1 VIDA ÚTIL DE FERRAMENTAS PARA TRABALHO A QUENTE.....	34
2.2 MECANISMOS DE DANOS ATUANTES EM FERRAMENTAS UTILIZADAS NO PROCESSO DE FORJAMENTO A QUENTE	53
2.3 REVESTIMENTO DURO POR SOLDAGEM	61
2.4 METALURGIA DA SOLDAGEM DE AÇOS FERRAMENTAS PARA TRABALHO A QUENTE.....	77
2.4.1 <i>Transformação de Fases e Modos de Solidificação</i>	84
2.4.1.1 Diagramas de Transformação de Resfriamento Contínuo	84
2.4.1.2 Austenita retida e suas Características	85
2.4.1.3 Influência dos parâmetros de soldagem nos aspectos metalúrgicos do ZF (Zona Fundida) e ZTA (Zona Termicamente Afetada)	86
2.4.2 <i>Problemas Metalúrgicos inerentes</i>	88
2.4.2.1 ZTA	88
2.4.2.2 ZF (Zona Fundida) e ZPF (Zona Parcialmente Fundida)	92
2.5 AÇO FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE DIN 55NICRMOV7.....	97
3 METODOLOGIA DE ESTUDO	110
3.1 EXPERIMENTO DE REVESTIMENTO DURO DE SUPERFÍCIES EM AÇO 55NICRMOV7.....	111
3.1.1 <i>Seleção de Materiais e Definição das Configurações de Revestimento a serem testadas</i>	111
3.1.2 <i>Fabricação das Peças-Teste</i>	115
3.1.3 <i>Análises e Ensaios de Caracterização</i>	123
3.1.3.1 Análise Química	124
3.1.3.2 Análise Macrográfica	125
3.1.3.3 Análise Micrográfica	127
3.1.3.4 Ensaio de dureza (HRC)	128
3.1.3.5 Microdureza Vickers a temperatura ambiente	128
3.1.3.6 Ensaio de resistência ao impacto.....	129
3.2 ANÁLISE DE VIABILIDADE TECNOLÓGICA	132
3.2.1 <i>Análise química</i>	132

3.2.2	<i>Análise Macrográfica</i>	133
3.2.3	<i>Análise Micrográfica</i>	133
3.2.4	<i>Ensaio de Dureza (HRC)</i>	133
3.2.5	<i>Ensaio de Dureza Vickers a temperatura ambiente</i>	133
3.2.6	<i>Ensaio de Resistência ao Impacto</i>	134
3.3	ANÁLISE DE VIABILIDADE FINANCEIRA	137
3.3.1	<i>Análise de Custo de Revestimento</i>	137
3.3.2	<i>Estudo de Caso</i>	141
4	RESULTADOS	146
4.1	ENSAIOS E EXPERIMENTOS	146
4.1.1	<i>Análise Química</i>	146
4.1.2	<i>Análise Macrográfica</i>	147
4.1.2.1	PT 1	148
4.1.2.2	PT 2	149
4.1.2.3	PT 3	150
4.1.2.4	PT 5	151
4.1.2.5	PT 6	152
4.1.2.6	PT 7	153
4.1.3	<i>Análise Micrográfica</i>	154
4.1.3.1	PT 1	154
4.1.3.1	PT 2	156
4.1.3.1	PT 3	158
4.1.3.1	PT 4	159
4.1.3.1	PT 5	160
4.1.3.1	PT 6	161
4.1.3.1	PT 7	163
4.1.4	<i>Ensaio de Dureza (HRC)</i>	165
4.1.5	<i>Ensaio de Microdureza Vickers a temperatura ambiente (HV5)</i>	167
4.1.5.1	PT 1	167
4.1.5.1	PT 2	168
4.1.5.2	PT 3	169
4.1.5.3	PT 5	169
4.1.5.4	PT 6	170
4.1.5.5	PT 7	171
4.1.6	<i>Ensaio de Resistência ao Impacto</i>	171
4.2	ANÁLISE DE VIABILIDADE TECNOLÓGICA	174
4.3	ANÁLISE DE VIABILIDADE FINANCEIRA	180
4.3.1	<i>Custo dos Revestimentos</i>	180
4.3.2	<i>Estudo de Caso</i>	183
5	CONCLUSÕES	185
6	PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS	188
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	189
	APÊNDICES	199
A	CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE O PROCESSO DE REVESTIMENTO DAS PT'S E CARACTERÍSTICAS DO DEPÓSITO	199
A.1	<i>Revestimento da peça de teste 1</i>	199
A.2	<i>Revestimento da peça de teste 2</i>	200

A.3	Revestimento da peça de teste 3.....	201
A.4	Revestimento da peça de teste 5.....	202
A.5	Revestimento da peça de teste 6.....	203
A.6	Revestimento da peça de teste 7.....	204
A.7	Detalhes e tratamento térmico pós-revestimento.....	206
B	ESPECIFICAÇÃO DE CONSUMÍVEIS E DE QUALIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO.....	210
B.1	Seção IX do código ASME.....	210
B.2	ISO EN 15614-7.....	218
B.3	DIN 8555.....	221
B.4	AWS A5.13 (SFA 5.13).....	222
B.5	AWS A5.21 (SFA 5.21).....	224
B.6	EN 14700.....	224
C	VIDA ÚTIL DE FERRAMENTAS UTILIZADAS NO PROCESSO DE FORJAMENTO A QUENTE.....	226
ANEXOS		232
	CERTIFICADOS DE MATERIAL.....	232
	MCT 1 – AWS A5.4 E309Mo-16.....	232
	MCT 2 – AWS E312-16/17.....	233
	MRD 1 – DIN 8555 E3-UM-40PT.....	234
	MRD 2 – DIN 8555 E3-UM-45T.....	235
	MRD 3 – Desenvolvimento Especial.....	236
	MRD 5 – Desenvolvimento Especial.....	237
	MRD 6 – DIN 8555 E3-UM-40ST.....	238
	MRD 7 – DIN 8555 E6-UM-40 / ISO EN 14700 EFe2.....	239
	OUTROS.....	240
	ENSAIO CHARPY.....	240

1 INTRODUÇÃO

Nas instalações de uma empresa que atua no setor metal-mecânico cujo processo de fabricação é a conformação mecânica a quente, os ferramentais utilizados apresentam grande importância no contexto fabril em razão do valor relativamente alto e falhas relacionadas a estes impactarem na continuidade e repetibilidade dimensional dos produtos, uma vez que esta ocorrência consome tempo, gera custos adicionais e promove efeitos diretos e indiretos na produção.

Por esta razão, eventualmente um rigor maior e cuidado no controle do ferramental é primordial nestas instalações para sucesso, rendimento adequado do processo e conseqüentemente otimização dos custos produtivos, porém devido a limitações relacionadas ao processo, especificações, qualificação de mão-de-obra, aumento competitivo da pressão para expansão da produção e redução de custos, entre outros aspectos, estas precauções possivelmente possam ser negligenciadas.

Como resultado, são notórios os efeitos no que se refere à redução do volume de produção, perda do controle dimensional dos produtos, ocorrência de defeitos como dobras e rebarba excedente, sendo todos estes fatores decorrentes do baixo rendimento do ferramental que de certo modo obriga o técnico de forjaria a criar soluções e efetuar adaptações para garantir a produção conforme o especificado no momento de produção.

Isto porque o impacto financeiro referente a uma matriz que falha ou apresenta problema dimensional é grande, devido aos processos inerentes tais como: o custo da mão-de-obra; refugos; retrabalho; hora-máquina; entre outros. Intrínseco a estes fatores, o tempo é o parâmetro mais crucial, visto que o procedimento para preparação das máquinas (martelos, prensas, torno mecânico, fresadora e etc.) exige tempo e o reparo de algum componente da matriz, dependendo da dimensão e extensão, compromete praticamente uma jornada de trabalho.

Em decorrência disto, métodos de proteção superficial para estender a vida útil e prevenir que danos ocorram, são alternativas para contornar danos potenciais, porém sua viabilidade tanto técnica quanto financeira é fator preponderante para sua utilização, mesmo que métodos como a utilização de deposição de material utilizando processos de soldagem com consumíveis de baixo custo sejam usuais e potencialmente satisfatórios.

Técnicas como a soldagem, tratamentos termoquímicos, tratamentos criogênicos, revestimentos duplex, entre outros, fornecem possibilidades de melhoria do desempenho do ferramental sendo que quando a utilização se dá de forma preventiva, não apenas aumentam a vida útil, como também asseguram a melhoria da qualidade das matrizes. O revestimento duro, por exemplo, se caracteriza como um método bastante versátil e viável técnica e economicamente em função das possibilidades disponíveis para uso, além de ser o método mais eficiente inclusive que outras técnicas de endurecimento superficial utilizados para tal fim (HAWRYLUK, 2016; KASHANI, 2007; AMIN, 2013).

Todavia, se realizada de forma indevida, problemas podem ser gerados em consequência da má execução ou planejamento, visto que conforme Suarez (2015), os procedimentos de revestimento duro, aplicados nas empresas para o reparo de matrizes são realizados com base nas recomendações dadas pelos fabricantes de aço utilizados para fabricação destas matrizes. Além deste agravante, por não contemplar fenômenos metalúrgicos envolvidos, muitas das vezes, o sucesso na utilização do revestimento duro para aumento da vida útil de matrizes é impactado pela forma como é aplicado o processo nas forjarias, que em grande parte advém do conhecimento meramente tácito imbuído nos responsáveis pela recuperação de ferramental e algumas vezes de soldadores.

Esta particularidade remete a um cenário delicado que retrata a realidade de algumas forjarias inclusive aquela em que este autor trabalha que procede da baixa ênfase dada à manutenção do equipamento e do ferramental utilizado (FOX, 2008), além da falta de definição de critérios e parâmetros de qualidade destes. O presente trabalho se insere no contexto de forjamento a quente em martelo com matrizes em aço ferramenta DIN 55NiCrMoV7.

1.1 JUSTIFICATIVA

O baixo desempenho de ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente em martelo, além de insegurança no uso de métodos de proteção superficial para contornar problemas decorrentes da vida útil são fatores limitantes no que se refere a otimização do processo e redução dos custos a longo prazo na instalação de uma forjaria.

Isto, com base no fator empírico de experiências negativas obtidas a partir do conhecimento meramente tácito associado às pessoas responsáveis pelo controle do ferramental que em virtude da prática estabelecida, supostamente criam o paradigma que o aumento da vida útil seja com a utilização de qualquer método de proteção superficial, além de oneroso, não possibilita aumento considerável a ponto de tornar viável o investimento para aplicação.

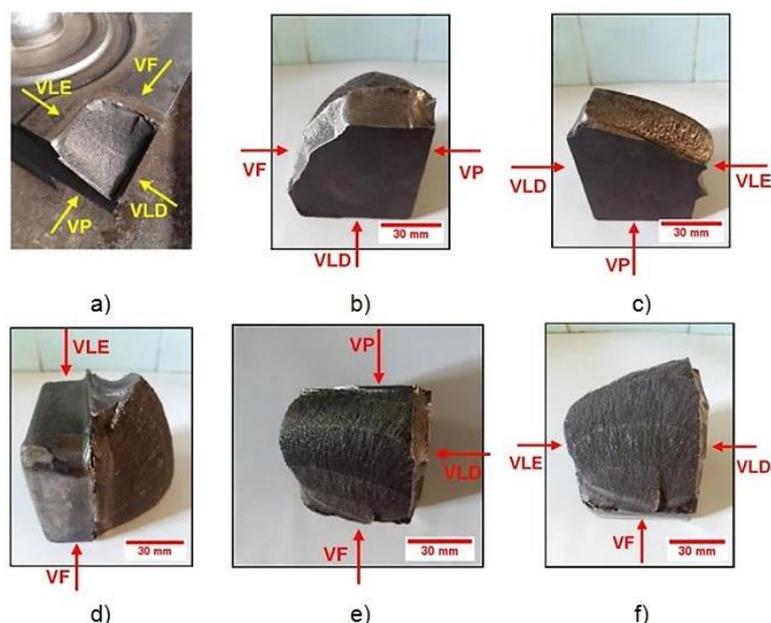
Por conta disto, o processo de controle de ferramental na instalação da forjaria na qual o trabalho se concentra é dispendioso no que diz respeito ao trabalho humano e uso de máquina para ajustes do ferramental, além das instalações não concederem uma estrutura adequada para que se executem processos mais confiáveis em relação ao procedimento de restabelecimento das características e propriedades dos ferramentais deteriorados.

Como praxe, efetua-se o rebaixamento da matriz quando esta não resulta em peças que satisfaçam aos requisitos de qualidade especificados do produto, ou implica em complicações na produção que impossibilitem a operação. A deposição de material é utilizada como última opção e sem o devido cuidado ou objetivo específico, geralmente para efetuar alguma adaptação ou restabelecer a dimensão de uma parte da ferramenta que tenha sofrido desgaste localizado. O procedimento realizado é especificamente baseado no conhecimento tácito dos envolvidos (experiência acumulada de aproximadamente 30 anos) que costumam ter relativa preocupação com aspectos como preaquecimento, resfriamento lento, entre outros.

Utiliza-se como consumível o eletrodo revestido cuja especificação DIN 8555 E3-UM-40-PT do tipo FeCrMoC com média liga, fornecido pelo fabricante Voestalpine, sob a justificativa de ser a única opção comercial para uso em matrizes de forjamento em martelo e que inclusive foi utilizado no trabalho sob a denominação de MRD 1 (Material Resistente ao Desgaste 1) que integrou a configuração de revestimento utilizada na peça-teste 7. Cuidados como o tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem realizada e inclusive após uma jornada de trabalho não são normalmente praticados. Parâmetros de soldagem não são devidamente controlados, padronizados e tomados como fatores de importância para a execução da recuperação.

Um exemplo de falha em uma matriz (fratura de pino-guia) provavelmente decorrente da deposição de material com parâmetros inadequados de processo pode ser visto na figura 1.1.

Figura 1.1: Detalhe da fratura de pino-guia em uma matriz em serviço na forjaria em que se insere este trabalho.



VF – Vista Frontal, VP – Vista Posterior, VLD – Vista Lateral Direita, VLE – Vista Lateral Esquerda.

Fonte: SILVA (2017)

A falha demonstrada na figura 1.1 ocorreu durante o forjamento de um corpo de válvula em aço de baixa liga em uma matriz que é utilizada em martelo de queda com acionamento pneumático. A falha ocorreu após a produção de 180 produtos e o pino-guia fraturado havia sido reparado devido a desgaste excessivo.

Muitos dos danos aparentes nos ferramentais são bastante evidentes e relacionados ao desgaste abrasivo, havendo também grande ocorrência de danos associados ao amolecimento térmico, como também fadiga térmica e fadiga mecânica e os impactos principais são relacionados ao controle dimensional dos produtos, como também a falhas prematuras dos ferramentais que comprometem a produtividade, porém estes ocorrem com menor frequência.

Um dos fatores limitantes na caracterização quantitativa dos danos ocorrentes é a falta de ferramentas que viabilizam o seu monitoramento adequado, além também de certo controle da vida dos ferramentais que em sua maioria não possuem parâmetros de fim de vida definido. O que se tem como base é a quantidade produzida até a condição de sucata/impossibilidade de restabelecimento das dimensões por usinagem e ou deposição de material. Embora muito se utilize do método de rebaixamento do ferramental, que para certas aplicações decorre de pequenos ajustes, esta operação também não é realizada com base em um parâmetro de vida específico.

O aço ferramenta comum dos ferramentais utilizados na instalação é o fornecido nacionalmente pelo grupo Villares Metals cuja denominação comercial é VMO®. Sua composição química e parâmetros de processo utilizados podem ser verificados na tabela 1.1. Os martelos nos quais as matrizes são utilizadas são dos tipos: de contragolpe com acionamento pneumático/hidráulico e de duplo efeito com acionamento pneumático.

Tabela 1.1: Composição química e parâmetros de processo das matrizes utilizadas

Elementos	C	Mn	Cr	Ni	Mo	V
Especificado	0,57	0,70	1,10	1,65	0,50	0,10
Fornecido	0,54	0,77	1,05	1,58	0,47	0,08
Dureza	38 a 44HRC					
Temperatura de Preaquecimento	150 a 250°C					
Método de Aquecimento	Forno do tipo Câmara a Chama (Gás Natural)					
Temperatura do Billet/Blank	1150 a 1280°C					
Massa dos Forjados	45 a 290kg					
Vida Útil*	500 a 1100 forjados					
Lubrificação	Grafite em pó diluído em óleo, emulsão de grafite diluída em água e pó de serra					

Fonte: O Autor.

Como o ambiente fabril que o trabalho está inserido carece de controle de ferramental, ainda que se perceba certa preocupação dos envolvidos no que se refere ao baixo rendimento das ferramentas em virtude de constantemente a produtividade ser afetada, surgiu a proposta do trabalho desenvolvido, cujo foco principal se deu em desmistificar o uso da soldagem para revestimento duro das matrizes pelo estabelecimento de uma metodologia na qual se possibilite desenvolver um procedimento de teste para validar configurações de revestimento no aspecto financeiro e tecnológico, para dispor aos profissionais envolvidos no controle de ferramental da empresa em questão, segurança e confiabilidade no uso do processo em razão do conhecimento do custo, propriedades mecânicas e aspectos relevantes para que o revestimento duro por soldagem venha a se tornar uma ferramenta de projeto, integrando de fato o controle de ferramental na instalação.

Esta preocupação decorreu de um fator que é característico neste cenário e que se deve ao cuidado indevido e falta de rigor no controle do ferramental utilizado

que conseqüentemente não proporciona confiabilidade aos responsáveis pela produção e ainda por aparentemente os profissionais envolvidos não demonstrarem possuir conhecimento técnico e prático a respeito dos fatores que impactam e limitam a vida útil das ferramentas, como danos inerentes e técnicas para contornar estes e especificação de critérios para controle da vida útil, mesmo atuando neste ambiente há um período superior a uma década.

1.2 OBJETIVO

Em função dos problemas que ocorrem no ambiente industrial apresentado, surge este trabalho cujos objetivos são:

a) Geral

- Analisar a viabilidade técnica e financeira de se recuperar, utilizando revestimento duro por soldagem, matrizes de forjamento a quente em aço ferramenta DIN 55NiCrMoV7.

b) Específico

- Identificar a viabilidade tecnológica de configurações de revestimento duro por soldagem executadas com consumíveis de baixo custo para uso em matrizes de forjamento a quente em martelo;
- Adequar ao uso no chão de fábrica, parâmetros utilizados nas configurações de revestimento duro viáveis tecnologicamente, em razão do uso de critérios de qualificação de procedimentos de soldagem contidos nas normas ASME Seção IX e ISO EN 15614-7;
- Criar uma sistemática de cálculo na qual se possibilite obter o custo associado de configurações de revestimento duro por soldagem (R\$/cm²) para realizar inferências do custo agregado à vida útil de uma matriz de forjamento (R\$/pç).

1.3 DELINEAMENTO METODOLÓGICO

No presente estudo, com fim de analisar a viabilidade tecnológica foram analisados:

- Composição química do material de revestimento depositado (RD) para identificar a composição química dos revestimentos;
- Avaliação metalográfica (Micro e Macro) para identificar a microestrutura do RD;
- Ensaios mecânicos de dureza (Rockwell HRC), Impacto (Sem entalhe) e Microdureza (Vickers) para avaliar e caracterizar as propriedades mecânicas de cada configuração de revestimento.

A análise de viabilidade tecnológica foi realizada em função da comparação das propriedades requeridas de uma matriz de forjamento em martelo nas condições usuais de processo (Dureza em uma faixa determinada e resistência ao impacto) e as propriedades dos revestimentos depositados nas peças de teste.

Já para análise de viabilidade financeira, foi realizado duas análises principais, a primeira refere-se ao custo da área revestida (R\$/cm²) de cada peça de teste utilizada no experimento, em função da quantidade utilizada em massa de material para depósito em virtude de este ser disponibilizado comercialmente na forma de R\$/kg.

A segunda análise referente a viabilidade financeira, decorreu da relação do custo da área revestida das configurações utilizadas nas peças-teste e suas propriedades mecânicas com relação ao custo associado com o revestimento de áreas críticas de 3 estudos de caso de matrizes de forjamento em relação a vida útil esperada.

1.4 ORGANIZAÇÃO DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

A primeira parte da dissertação consta a introdução que engloba o problema alvo e o contexto onde o trabalho se insere.

A segunda parte consta a revisão da literatura que engloba todo o referencial teórico necessário para desenvolvimento do trabalho e para entendimento acerca do problema alvo.

A terceira parte consta os experimentos desenvolvidos e determinados de procedimentos de análise como detalhes referentes a cada experimento em si.

A quarta parte consta os resultados obtidos dos ensaios e procedimentos de análises estabelecidos.

A quinta parte consta por fim as conclusões obtidas em função dos resultados encontrados.

A sexta parte constam propostas para trabalhos futuros onde há indicações de sugestões para trabalhos na mesma linha do qual foi desenvolvido com o propósito de ressaltar as limitações que foram encontradas no presente trabalho.

2 REVISÃO DA LITERATURA

Esta parte da dissertação contempla os referenciais teóricos que serviram de base para o desenvolvimento do presente trabalho. Foram levantadas informações atuais e de contexto amplo no que se refere a vida útil de matrizes de forjamento a quente, ao processo de revestimento duro e características do aço ferramenta DIN 55NiCrMoV7. Os referenciais foram divididos em:

- Vida útil de ferramentas para trabalho a quente;
- Mecanismos de danos atuantes em ferramentas para trabalho a quente;
- Revestimento duro por soldagem;
- Metalurgia da soldagem de aços ferramentas para trabalho a quente, e;
- Aço ferramenta para trabalho a quente DIN 55NiCrMoV7.

2.1 VIDA ÚTIL DE FERRAMENTAS PARA TRABALHO A QUENTE

A vida útil e qualidade das ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente são fatores preponderantes e decisivos para a aplicação bem sucedida do processo no âmbito industrial, em virtude de estarem relacionadas com a eficiência do mesmo e do ponto de vista econômico, juntamente com o custo por peça produzida, representarem fatores limitantes do sucesso na operação de conformação porque afetam diretamente os custos de produção, competitividade do processo, como também têm impacto considerável na estabilidade da produção e desempenho de entrega (BÍLIK; POMPUROVÁ; RIDZOŇ, 2012; FLAUSINO, 2010; HÄNSEL; HARNAU, 2002; MONTEIRO, 2011).

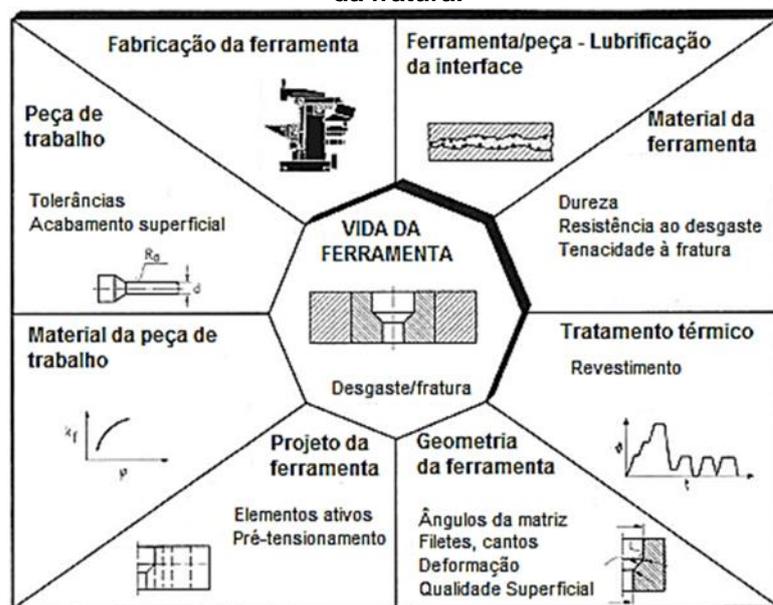
Atualmente estima-se que os custos referentes às ferramentas, possam constituir de 8 a 15% do custo operacional total (HAWRYLUK, 2016), e em casos remotos com pequenas séries de produção e fabricação de produtos com perfis complexos ou próximos da forma definitiva, com até 30% ou mais em virtude da baixa vida útil e/ou o custo de fabricação pertinente as geometrias da ferramenta, sendo que estes podem atingir 40% quando considerado o tempo necessário para a reposição de uma ferramenta desgastada ou em caso de dano inesperado desta (HÄNSEL; HARNAU, 2002; HAWRYLUK, 2016).

As ferramentas caracterizam-se por apresentarem uma vida útil relativamente curta e instável que por sinal é decorrente das condições extremas do processo e que resultam a partir de uma ocorrência simultânea de muitos fenômenos complexos e mecanismos de degradação, que constituem uma questão difícil devido a quantidade de fatores que podem afeta-la e ainda não resolvida no contexto científico e financeiro, na qual por sua vez significativamente afeta a qualidade e custo dos forjados produzidos (AHN, 2016; BÍLIK; POMPUROVÁ; RIDZOŇ, 2012; HAWRYLUK, 2016; LEGUTKO; MELLER; GAJEK,2013; STEFANOVIĆ, 2013).

A maioria dos métodos desenvolvidos atualmente para predição da vida e redução do desgaste ou fadiga térmica das ferramentas de forjamento são baseados em experimentos laboratoriais e não obtiveram aceitação generalizada devido à falta de correlação com observações de produção. Métodos estes que dependem de experimentos com a utilização de testes como: riscamento, pino sobre disco, ciclagem térmica, etc., que não reproduzem condições realistas da interface matriz/peça de trabalho, ainda sim, testes de forjamento, como a compressão de anéis e o “*Spike forging*” embora sendo confiáveis para a avaliação de lubrificantes, também não se prestam a uma predição confiável da vida da matriz devido à complexidade envolvida na reprodução das condições do chão de fábrica no laboratório (SHIRGAOKAR, 2008).

Além disto, o principal problema para definir o principal motivo da falha de uma ferramenta resulta do grande número de parâmetros de processo e suas possíveis relações que afetam a vida da ferramenta, bem como a falta de qualquer abordagem sistemática para identificar as causas iniciais da falha tornando bastante difícil a tarefa. Todavia, aspectos como a confiabilidade dos dados da vida útil da ferramenta é um obstáculo para uma avaliação precisa dos fatores de influência da falha na ferramenta, devido à enorme dispersão de dados para o mesmo projeto e *layout* da ferramenta. Uma divisão clássica das razões de falha e fatores que influenciam a vida da ferramenta pode ser visualizada por meio da figura 2.1 (HÄNSEL; HARNAU, 2002).

Figura 2.1: Diferentes aspectos da ferramenta, peça de trabalho e processo de conformação que determinam a vida da ferramenta por intermédio do desgaste causado e comportamento da fratura.



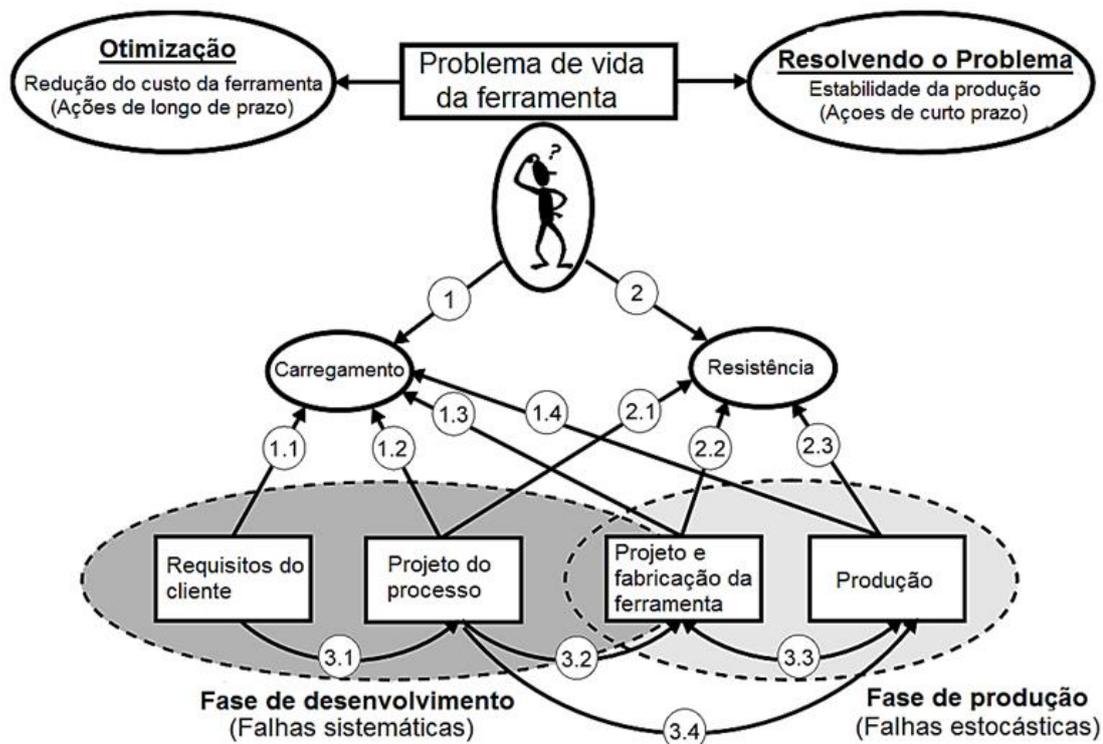
Fonte: LANGE et al. (1992) apud HÄNSEL e HARNAU (2002).

As razões de falhas contidas na figura acima cobrem uma cadeia muito complexa de fatores influenciadores que contemplam todo o sistema de conformação e requisitos pertinentes a qualidade do produto. A partir desta visão generalizada, os principais motivos de falha da ferramenta podem ser relacionados com (HÄNSEL; HARNAU, 2002):

- a) **Projeto da ferramenta:** cantos críticos ou pré-esforço insuficiente causando altas tensões internas na ferramenta;
- b) **Layout do processo:** Força da prensa e/ou a pressão de contato excedendo os limites aceitáveis, devido a um grau extremo de enchimento da cavidade ou condições de fluxo de material ruim;
- c) **Material da ferramenta:** dureza ou tenacidade à fratura muito baixa resultante da plasticidade cíclica e fadiga de baixo ciclo;
- d) **Fabricação da ferramenta:** Acabamento superficial inadequado levando a falhas prematuras.

Os fatores relatados acima são bastante funcionais, ainda que definitivamente não fossem satisfatórios para obtenção de uma resposta clara aos problemas de vida da ferramenta (Conforme pode ser visualizado por meio da figura 2.2), tendo como obstáculo a dificuldade de destacar as influências de vários parâmetros do processo em virtude das relações complexas existentes (HÄNSEL; HARNAU, 2002).

Figura 2.2: Problemas da vida da ferramenta: O resultado de interações complexas de parâmetros no processo de desenvolvimento e produção com a resistência e carregamento da ferramenta.

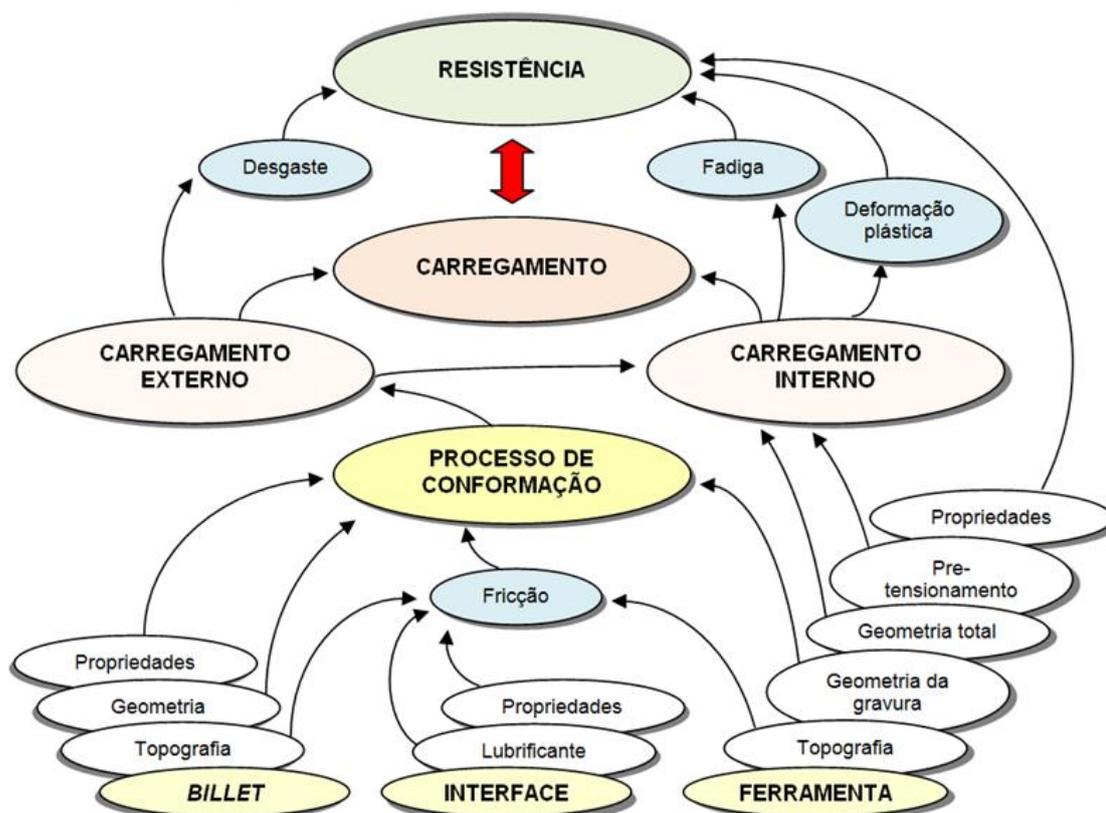


Fonte: HÄNSEL e HARNAU (2002).

Em decorrência desta limitação é necessária uma abordagem mais sistemática cujo propósito cabe na descrição dos fatores de influência e suas correlações, tomando como base o conceito de carregamento e resistência das ferramentas adotando como ideia básica o rastreamento de suas origens com os parâmetros de influência primários, que podem ser atribuídos às áreas do *billet*, matriz e a interface entre estes (HÄNSEL; HARNAU, 2002).

Desta forma, a vida da ferramenta pode ser determinada pelo sistema do ferramental, o qual é amplamente baseado sobre as propriedades do material em resistir a mecanismos de danos como o desgaste e fadiga, que inclusive são controlados por várias cargas atuantes na ferramenta durante o processo de conformação. A estrutura esquemática dos parâmetros que influenciam a determinação da vida da ferramenta com base no conceito de carregamento e resistência pode ser visto na figura 2.3 (HÄNSEL; HARNAU, 2002).

Figura 2.3: Fatores que influenciam a vida da ferramenta



Fonte: ENGEL (1996) apud HÄNSEL e HARNAU (2002).

Os problemas relacionados com carregamento interno ou externo das ferramentas podem ser originários dos requisitos críticos do cliente em relação ao projeto das peças, projeto de processo inadequado em relação às condições de fluxo de material desfavoráveis e etc., projeto de ferramenta ruim ou condições de produção instáveis, já os problemas com a resistência das ferramentas são principalmente causados por uma má escolha do material da ferramenta e da fabricação destas, ou condições críticas de produção (HÄNSEL; HARNAU, 2002).

Como pode ser notado, os fatores que impactam e limitam a vida útil das matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente, seja em prensa ou em martelo, são provenientes principalmente dos parâmetros de processo, danos resultantes, entre outras peculiaridades. São de diversas origens e aspectos, que de certo modo apresentam relações, entretanto vale ressaltar que a mudança de um destes fatores, quase sempre muda a influência de um outro, sendo que os efeitos nem sempre são constantes ao longo da vida útil da ferramenta (FLAUSINO, 2010; MONTEIRO, 2011; PANESAR, 2008).

A falha de ferramentas e matrizes na forja, geralmente resulta de uma, ou mais causas que podem ter efeitos prejudiciais sobre a vida da ferramenta além de

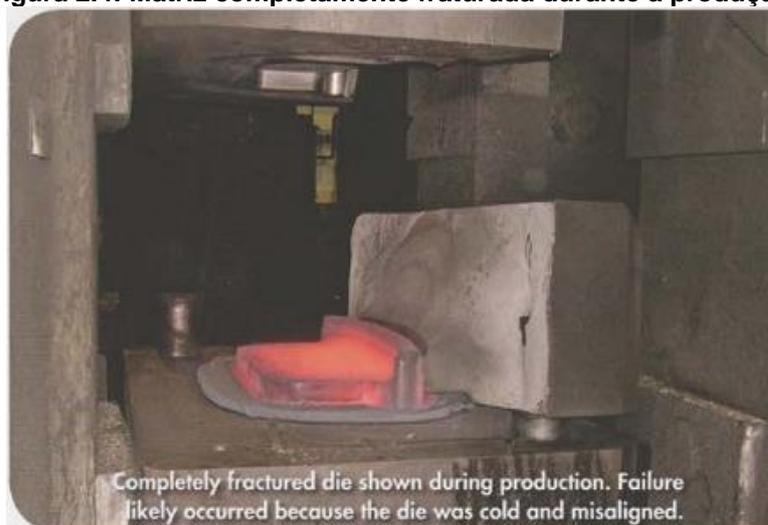
ocasionar falhas prematuras. Causas estas que tem origem em: Projeto impróprio; Seleção incorreta e defeitos inerentes do material; Fabricação incorreta; Operações de tratamento térmico e acabamento, impróprias; Superaquecimento e choque térmicos; Desgaste excessivo; Sobrecarga, e; Uso indevido e manipulação incorreta (YOUNAS; SHEIKH, 2002).

Segundo Legutko, Meller e Gajek (2013), os fatores que influenciam a vida útil de ferramentas utilizadas no processo de forjamento, pode ser dividido em 3 grupos básicos, os quais respectivamente são:

- a) Fatores relacionados ao processo:** Material, massa, forma e temperatura de forjamento, tolerâncias dimensionais e acabamento superficial requerido.
- b) Fatores relacionados à Ferramenta:** Material (tipo e qualidade), dureza (tipo de tratamento térmico), projeto e dimensões da ferramenta, tecnologia de fabricação, precisão da fabricação, número de impressões, acabamento superficial da impressão, temperatura durante o processo da matriz, número de regenerações/recuperações da matriz, forma de conexão da matriz na prensa ou martelo.
- c) Fatores relacionados com a utilização:** perfil inicial do material (*billet*), tipo de máquina (tamanho, velocidade de impacto, condição técnica), tempo de permanência do forjado na matriz, faixa de temperatura de forjamento, tipo de dispositivo de aquecimento e atmosfera utilizada, aquecimento no forjamento (igual, desigual), influência da carepa, tipo de lubrificação da matriz, forma de aquecimento da matriz antes do processo, execução do processo de forjamento (contínuo, com intervalos) qualificação e nível de cuidado/rigor dos trabalhadores.

Relativo ao fator de utilização no que se refere à mão de obra, todos os mestres de forjaria, operadores de martelo e operadores de prensa conhecem e respeitam as temperaturas requeridas e necessárias para forjamento de um material particular, contudo quando chega o momento de entrar em operação, as matrizes são muitas vezes instaladas no martelo frio, sendo após colocado sobre este uma chama por algumas horas com o fim de preaquece-los até que se inicie o processo, porém não sendo suficiente para o aquecimento da matriz internamente que inclusive pode ocasionar em alguns casos, em falha severa, levando ao fim de vida da ferramenta após a produção de duas ou mais peças, conforme pode ser visualizado por meio da figura 2.4 (FOX, 2008).

Figura 2.4: Matriz completamente fraturada durante a produção.



**Falha ocorrida por desalinhamento e matriz fria (preaquecimento insuficiente)
Fonte: FOX (2008).**

Outro agravante relacionado ao preaquecimento do ferramental resulta do uso do dispositivo de preaquecimento por chama com maçarico do tipo chuveiro, sendo óbvio é claro, que a depender do uso, resultados satisfatórios podem ser obtidos, contudo se utilizado de forma leviana, pode se tornar um vilão, conforme pode ser visualizado por meio da figura 2.5.

Figura 2.5: Temperatura elevada no processo de preaquecimento da matriz em virtude do descuido no monitoramento resultando em perda de dureza (9 HRC).

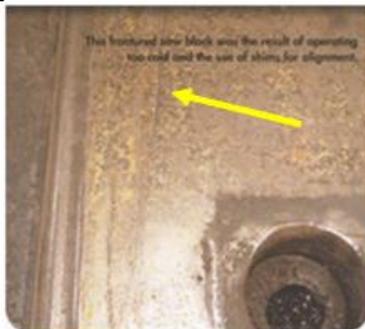


Fonte: O autor.

Conforme Fox (2008) o método adequado para o preaquecimento das ferramentas é a utilização de um forno de aquecimento e a temperatura de 260°C durante o tempo de 1 hora para cada polegada de espessura, e após este período, instalar a ferramenta no martelo e colocar uma chama sobre este para manter a temperatura durante o processo de forjamento.

Outro problema relativo ao fator utilização resulta do desalinhamento da matriz e o martelo que é uma atividade que requer tempo e é usualmente adiada até que seja mais conveniente e como consequência, da mesma forma como o preaquecimento indevido, ocasiona falha catastrófica, que impacta em um alto custo na reposição de ferramental. Um exemplo do impacto desta falha pode ser visualizado por meio da figura 2.6 (FOX, 2008).

Figura 2.6: Falhas decorrentes do desalinhamento entre martelo e matriz.



a) Fratura ocorrida em um bloco da base de um martelo resultante da operação a frio e o uso de calços.



b) Haste de pistão fraturado por causa da operação a frio e desalinhamento.



c) Massa superior de um Martelo de contragolpe fraturada e mantida com talas para remoção e eventual reparo.

Fonte: FOX (2008).

A maior causa de falha das ferramentas ocorre na própria oficina da forjaria, devido ao aumento competitivo da pressão para produção de mais produtos a custos reduzidos, que ocasiona em alguns casos que os responsáveis deem pouca ênfase na manutenção do equipamento, buscando procedimentos de manutenção alternativos e de qualidade inferior para manter o rendimento e reduzir o custo, que muitas vezes o resultado consequente é a falha prematura de matrizes e componentes de forjamento (FOX, 2008).

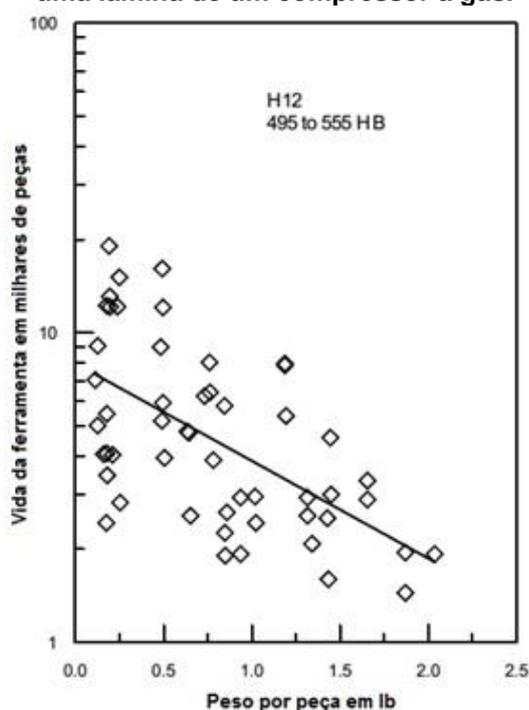
A temperatura do tarugo é fator importante, já que quanto maior for esta e o tempo de contato do *billet* com a ferramenta, as regiões da superfície desta podem atingir temperaturas superiores a 550°C que consequentemente pode influir em revenimento adicional no aço ferramenta, diminuindo a dureza superficial desta que proporciona a propagação de vários mecanismos de fim de vida, fazendo com que a

resistência ao revenimento seja uma propriedade fundamental dos aços utilizados para matrizes de forjamento a quente (MESQUITA; HADDAD, 2009 apud FLAUSINO, 2010).

O aumento no teor de carbono ou elementos de liga na peça a ser forjada também apresenta uma forte influência sobre a vida útil, já que encurta a vida esperada de uma determinada matriz de forjamento em função do aumento da resistência a deformação plástica a quente resultante do *billet* (PANESAR, 2008).

A massa da peça a ser forjada também representa um fator preponderante, pois influi significativa relação com a vida útil da matriz, isto porque quando a relação do peso por peça aumenta, a vida média da matriz decresce (YOUNAS; SHEIK, 2002), conforme pode ser visto por meio da figura 2.7.

Figura 2.7: Efeito do peso por peça sobre a vida da ferramenta em AISI H12 no forjamento de uma lâmina de um compressor a gás.



Cada ponto de dados representa cerca de 100 ou mais matrizes para projetos específicos. O material das lâminas é o aço inoxidável martensítico AISI 403.

Fonte: YOUNAS e SHEIK (2002).

A lubrificação também é fator destaque na vida da ferramenta, lubrificantes a base de óleo propiciam uma vida maior para a ferramenta que a utilização de lubrificação a base de água e virtude do ponto de fusão que para a água é 100°C enquanto o óleo geralmente 236°C o que possibilita a formação de um filme protetivo na superfície que conseqüentemente reduz o coeficiente de fricção do *billet* com a superfície da ferramenta (POLAT, 2006).

Por vias gerais, os parâmetros mais significativos no que tange a dispor de um desempenho adequado da ferramenta advêm dos seguintes pontos (MESQUITA; HADDAD; BARBOSA, 2008 apud SERIACOPI, 2013):

- a) Elaboração de melhorias no projeto de ferramenta;
- b) Previsão cuidadosa de operação, envolvendo desde lubrificação da ferramenta até fatores que venham influenciar a transferência de calor no processo;
- c) Seleção de aço a ser empregado nesta ferramenta.

Além destes parâmetros, atividades devem ser consideradas como diretrizes básicas, antes da implementação de qualquer plano de ação para otimização da vida útil, como: emissão de relatório imediato sobre os problemas de vida da ferramenta no chão de fábrica para engenharia após a detecção; Investigação do mecanismo de dano, modo de falha e modo de ocorrência do problema da vida da ferramenta; descrição detalhada do problema da vida da ferramenta, incluindo todas as informações disponíveis sobre dados da vida da ferramenta, condições do processo e análise de danos; determinação da potencial causa raiz pela análise dos parâmetros de influência e definição de relevantes julgamentos pelo projeto de experimentos para esclarecimentos adicionais (HÄNSEL; HARNAU, 2002).

A vida de uma matriz utilizada em martelo é determinada pela massa total desta, além de que geralmente para uso contínuo, estas são rebaixasadas de 3 a 4 vezes, apesar de que estas operações possam intrinsecamente impactar na vida remanescente da ferramenta, que progressivamente pode influir em redução em função da perda de massa resultante após cada rebaixamento. Por outro lado, a vida de uma ferramenta utilizada em prensa não é tão dependente de sua massa, estando esta normalmente relacionada com a extensão e níveis extremos de abrasão térmica sustentados por esta (HAMMOCK, 2007).

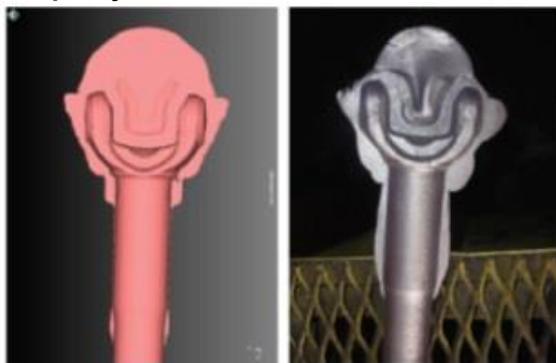
Processos de melhoria, tecnologias de produção, tratamento térmico e tratamentos superficiais, gradualmente levam à solução da vida da matriz, porém em muitos casos, a escolha do procedimento e renovação destas matrizes levam à máxima vida básica e no geral podem não levar ao máximo efeito econômico, embora que isto dependa do tipo de forjamento e em particular do tipo de produção (BÍLIK; POMPUROVÁ; RIDZOŇ, 2012).

O projeto da ferramenta é também importante em assegurar uma adequada vida da ferramenta, projeto ruim (pobre) pode resultar em desgaste prematuro ou fratura/quebra (POLAT, 2006).

Com este propósito tem-se as tecnologias de engenharia virtual (Aplicações modernas como CAD, CAM, CAE, métodos de elementos finitos e softwares FORGE 2, FORGE 3, FORMFEM, FORM 2D, SUPERFORM, SUPERFORGE, DEFORM e etc.) que são ferramentas muito poderosas no estágio do projeto conceitual do produto, e desenvolvimento, e avaliação de diferentes soluções para processos tecnológicos correspondentes, como pré-requisito para a aplicação do conceito de engenharia simultânea (BÍLIK; POMPUROVÁ; RIDZOŇ, 2012; MANDIC, 2012).

Além de poderosas, estas ferramentas com o passar dos anos cada vez mais ganham em precisão e repetibilidade das condições reais. Um exemplo pode ser visualizado por meio da figura 2.8, este que foi desenvolvido com o software *Simufact.forming*®.

Figura 2.8: Comparação de um modelo virtual com uma peça forjada



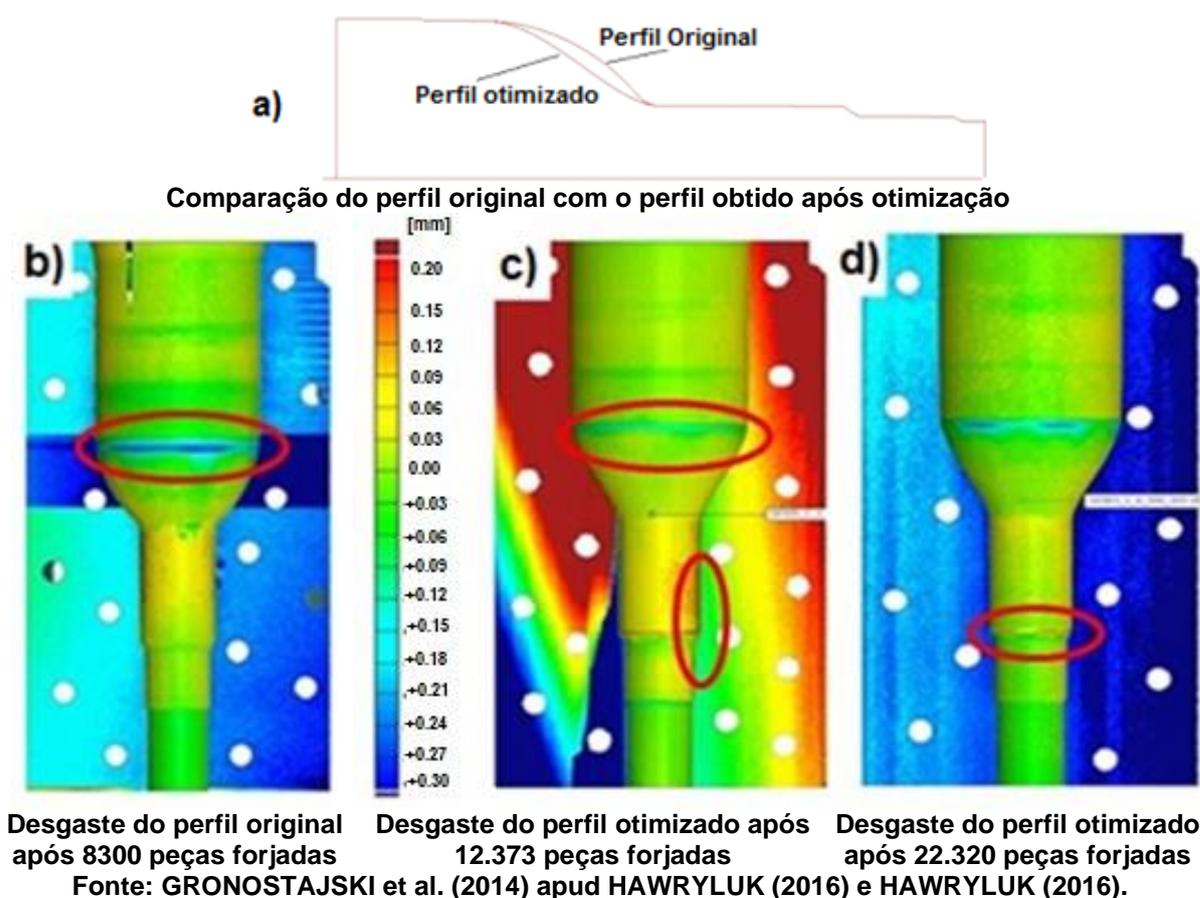
Fonte: MANDIC (2012).

Estas ferramentas dispõem de ótimos benefícios, reduzindo em até 40% do tempo de projeto da ferramenta, além de otimização em decorrência de todas as alternativas de projetos poderem ser verificadas e conseqüentemente todos os erros e defeitos possíveis poderem ser identificados em pouco tempo e com custos mínimos, porque as modificações são feitas em modelos virtuais do processo (MANDIC, 2012).

Outra vantagem permissível por meio destas ferramentas, além da otimização da fabricação do produto e da ferramenta, se dá na redução dos custos de fabricação e manutenção desta que proporciona aumento da vida esperada por estas. Detalhe este que apresenta efeitos positivos sobre a posição competitiva de uma empresa (SANTOSH; RONGE; MISAL, 2014; MANDIC, 2012).

Um exemplo que retrata o uso benéfico destas tecnologias, encontra-se no trabalho de Hawryluk (2016), que exemplifica a utilização de ferramentas de engenharia (CAD) para analisar o perfil dimensional da matriz em função da redução da força resultante para otimizar o projeto da ferramenta. Neste caso a ferramenta utilizada foi um punção-guia utilizado na segunda operação de forjamento da carcaça de uma conexão automotiva do tipo junta homocinética e o método de otimização utilizado foi o do tipo não gradiente “*Hooke and Jeeves*” no que diz respeito ao aumento da vida útil, através da redução das cargas na ferramenta sendo as simulações feitas no software MSC.MARC® 2010. O resultado pode ser visualizado por meio da figura 2.9 que traz o comparativo do perfil otimizado com o original de uma matriz que foi confeccionada com o aço ferramenta Unimax® além das medições realizadas do desgaste resultante do processo de forjamento.

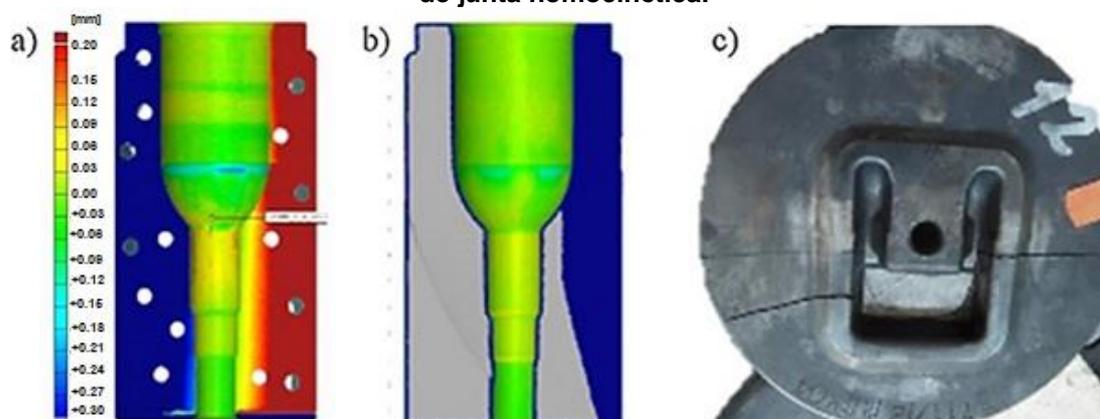
Figura 2.9: Comparativo do perfil otimizado e original de uma matriz com auxílio do software MSC.MARC® 2010 e medições do desgaste resultante do processo de forjamento.



Outros pontos como seleção de material são bastante relevantes, conforme trabalhos desenvolvidos por Hawryluk (2016) e Brockhaus, Guderjahn e Schruff (2002), cuja abordagem se deu nessa linha de pesquisa, constatando pontos importantes para o contexto da seleção de aços para utilização no processo de forjamento a quente.

No trabalho de Hawryluk (2016), foi observado que não existe material ideal que possa ser utilizado na maioria dos processos, isto em virtude de cada processo ser abordado individualmente, já que a aplicação do mesmo material para diferentes ferramentas pode resultar em resultados totalmente diferentes. O autor tentou selecionar os materiais para matrizes utilizadas em 2 processos distintos: Forjamento a 920°C de uma carcaça de junta homocinética e forjamento a 1150°C de uma peça automobilística conhecida por luva deslizante conforme pode ser visto na figura 2.10 que traz a medição do perfil do desgaste de matrizes em razão do comparativo dos aços ferramentas Unimax® e Thermodur 2999®.

Figura 2.10: Perfil de desgaste analisado das matrizes utilizadas no forjamento de uma carcaça de junta homocinética.



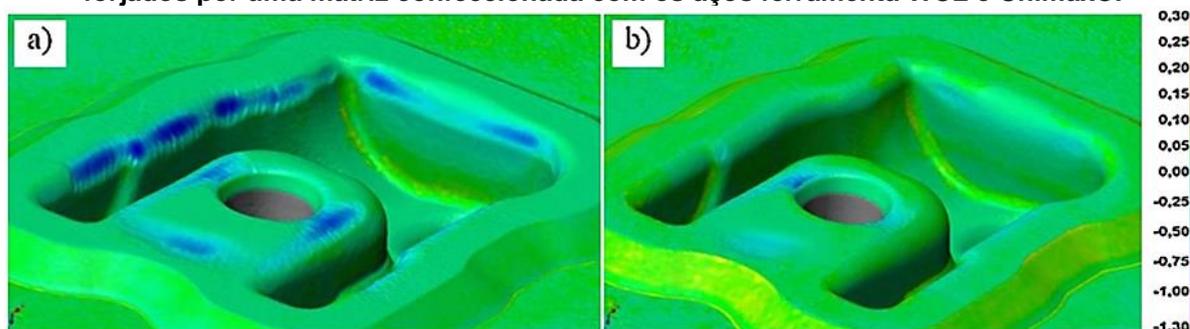
a) Matriz confeccionada em aço Unimax® após o forjamento de 8731 peças, b) Matriz confeccionada em aço Thermodur 2999® após o forjamento de 9663 peças e c) Matriz com avarias utilizada no forjamento da luva deslizante e confeccionada em aço Thermodur 2999® após o forjamento de 1040 peças.

Fonte: HAWRYLUK (2016).

Pode-se perceber por meio dos scanners presentes na Figura 2.10(a) e 2.10(b) que na condição do forjamento da carcaça da junta homocinética, a qual prevalecia o mecanismo de dano por desgaste abrasivo e fadiga termomecânica o aço Thermodur 2999®, para um número similar de peças produzidas apresentou um desgaste bem menor comparado com o aço até o momento utilizado (Unimax®) além de que não foi observado vestígios de que a matriz foi utilizada para forjar algum material (HAWRYLUK, 2016).

Embora os bons resultados apresentados pelo aço Thermodur 2999® no forjamento da carcaça da junta homocinética, este na condição do forjamento da luva deslizante apresentou um desempenho insatisfatório em contrapartida a vida média (cerca de 6.000 peças) apresentada pelo aço padrão WCL utilizado no processo. Como via alternativa ao uso do Thermodur 2999® foi utilizado o aço Unimax®, o qual para a fabricação da carcaça da junta homocinética era o aço padrão e no experimento obteve comportamento inferior ao Thermodur 2999® para analisar seu desempenho frente ao aço padrão WCL (HAWRYLUK, 2016). Os resultados constam na figura 2.11 que traz o comparativo do perfil de desgaste dos materiais WCL e Unimax®.

Figura 2.11: Resultados comparativos da medição do desgaste após a produção de 6.000 forjados por uma matriz confeccionada com os aços ferramenta WCL e Unimax®.



**a) Aço ferramenta WCL, b) Aço ferramenta Unimax®
Fonte: HAWRYLUK (2016).**

Conforme Bílik, Pompurová e Ridzoň (2012) e Lavtar (2010), geralmente são utilizados revestimentos superficiais para melhorar o desempenho e aumento da vida útil das ferramentas, sendo os principais métodos, os dispostos na tabela 2.1 (HAWRYLUK, 2016).

Tabela 2.1: Métodos utilizados para aumento da vida de ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente

Técnicas relacionadas à Seleção de Material	Técnicas relacionadas à Engenharia das superfícies	Outros métodos
<ul style="list-style-type: none"> • Tratamento térmico adequado • Tratamento Subzero (Subtêmpera Criogênica) • Formas e Construção das Ferramentas 	<ul style="list-style-type: none"> • Tratamentos Termoquímicos • Técnicas híbridas • Técnicas de Feixe • Técnicas de Soldagem • Tratamentos Mecânicos 	<ul style="list-style-type: none"> • Sistemas de ferramentas modernas para supervisão do trabalho • Soluções de construção especiais e tecnológicas

Fonte: HAWRYLUK (2016).

Das técnicas relacionadas a seleção de material o tratamento térmico é o processo que apresenta maior influência na vida útil da ferramenta, já que altamente

impacta nas características finais do material que significativamente alteram a microestrutura e propriedades dos aços utilizados no processo de forjamento a quente. Sendo o desempenho impactado pelas condições de temperatura, tempo, taxas de aquecimento e resfriamento, bem como os equipamentos utilizados (GABARDO, 2008).

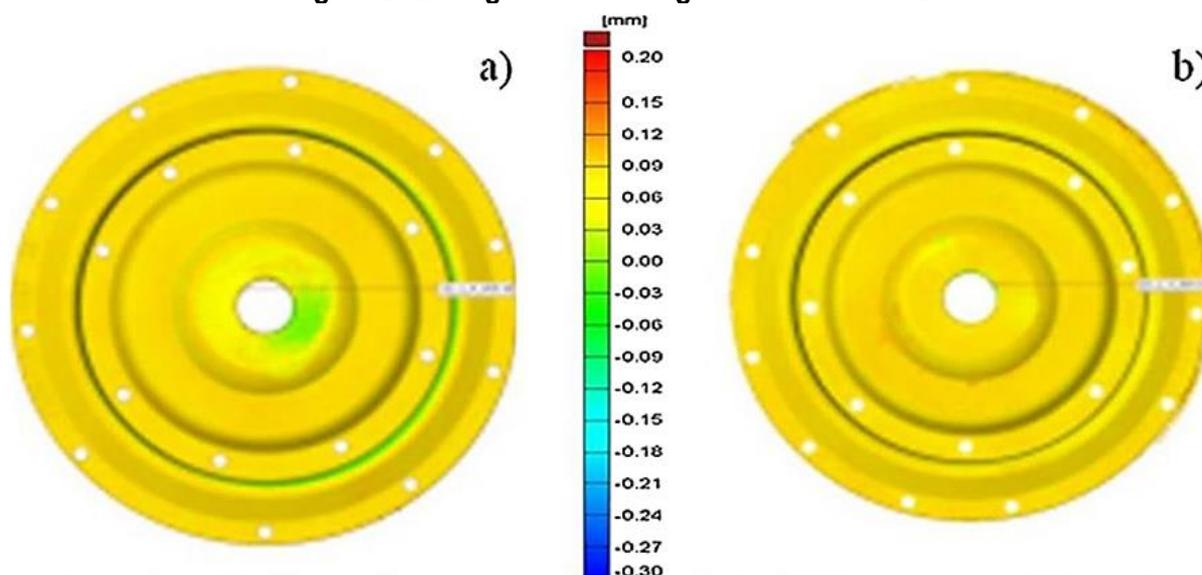
Outro detalhe inerente ao tratamento térmico se dá na utilização do forno a vácuo que influi na ausência de descarbonetação, oxidação superficial, distorção e aumento da tenacidade à fratura do aço quando comparado a um tratamento convencional, que representa um dado crítico para o processo de forjamento, visto que o material fica hábil a suportar maiores solicitações de tensão sem a propagação de trincas para falha (BERGERON, 2004; ZIEGER, 2002).

Adicionalmente ao tratamento térmico à vácuo, o uso do tratamento criogênico, o qual é dividido em duas classes: convencional a -70°C durante algumas horas e a mais moderna variante em torno de -185°C por algumas dezenas de horas, a qual é denominada de tratamento criogênico profundo que aumenta substancialmente a vida útil das ferramentas utilizadas para forjamento a quente (HAWRYLUK, 2016).

Outra opção utilizada para aumento de vida cabe no tratamento termoquímico de nitretação, que dependendo da variante utilizada, das quais a mais popular é a nitretação a gás que é frequentemente realizada diretamente nas forjarias além de opções como a nitretação a plasma a qual foi desenvolvida nos últimos anos e dispõe de resultados muito bons, e métodos menos usuais e poucos utilizados, como a nitretação em leito fluidizado, nitretação com pó e tratamento por difusão de plasma, se caracteriza como um processo relativamente viável, seja tecnicamente e financeiramente, possibilitando o prolongamento da vida das ferramentas em até algumas vezes em comparação com o aço ferramenta apenas beneficiado (AMIN, 2006; HAWRYLUK, 2016; POLAT, 2006).

A figura 2.12, retirada do trabalho de Hawryluk (2016), apresenta os resultados comparativos obtidos do escaneamento das matrizes utilizadas na segunda operação de forjamento de uma roda frontal, após a produção de um número similar de peças forjadas para avaliar o desempenho das matrizes, as quais uma recebeu o tratamento termoquímico de nitretação e outra não.

Figura 2.12: Magnitude do desgaste de uma matriz.

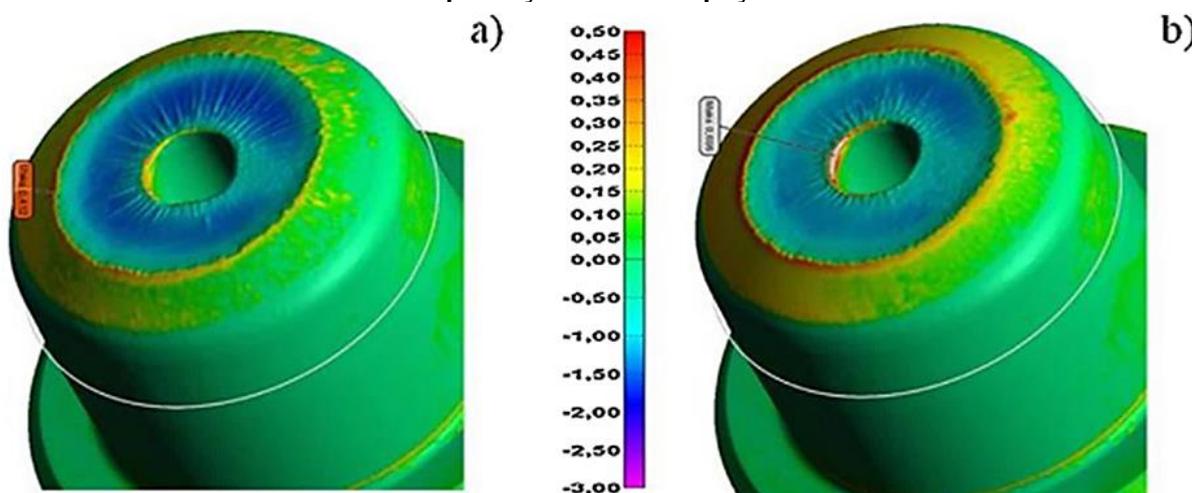


a) Matriz sem nitretação após o forjamento de 1900 peças e b) Matriz nitretada após o forjamento de 1850 peças.

Fonte: GRONOSTAJSKI et al. (2014) apud HAWRYLUK (2016).

Por meio da figura 2.12 pode ser observado que a nitretação aplicada a ferramenta resultou em aumento da resistência ao desgaste, inclusive no caso da matriz não nitretada, pode ser visto claros sinais de desgaste (Região verde) na região central e próxima a extremidade da matriz, ocorrência que não foi apresentada pela matriz nitretada. Outro exemplo também retirado do trabalho de Hawryluk (2016) retrata o impacto das variantes da técnica, no exemplo uma comparação da nitretação convencional a gás com a nitretação a plasma foi realizado, conforme pode ser visualizado por meio da figura 2.13.

Figura 2.13: Magnitude do desgaste de um punção utilizado no forjamento de uma tampa após a produção de 10.000 peças.



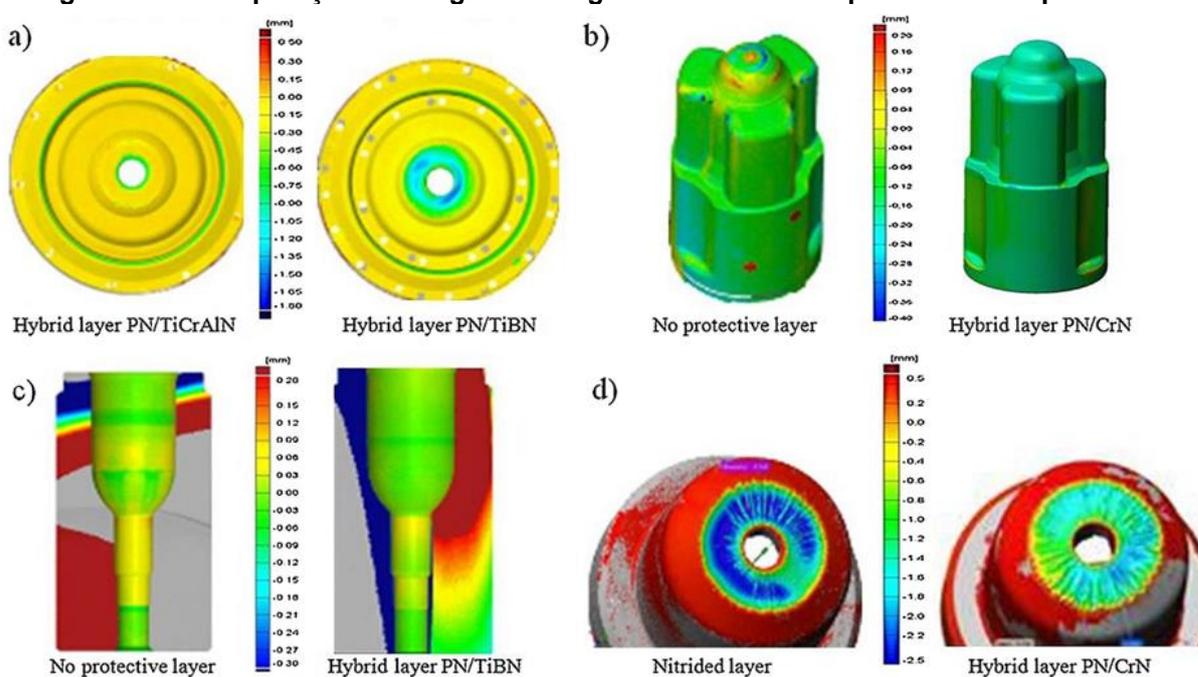
a) Punção nitretado a gás e b) Punção nitretado à plasma.

Fonte: HAWRYLUK (2016).

No exemplo contido na figura 2.13, pode ser observado que o punção nitretado a plasma apresenta menor desgaste, principalmente pela maior resistência a deformação apresentada na seção central (próxima ao furo) que a nitretração a gás.

Outras opções disponíveis para aumento da vida útil é o processo com revestimentos híbridos que apresentam um custo maior que a nitretração, porém geralmente dispõe de um resultado bem melhor no que se refere ao desempenho quando comparado com o processo de nitretração (AMIN, 2006; HAWRYLUK, 2016; POLAT, 2006). Alguns exemplos podem ser visualizados por meio da figura 2.14.

Figura 2.14: Comparação do desgaste de alguns revestimentos protetivos do tipo híbrido.



a) Revestimento duplex (camada híbrida) de nitretração à plasma e TiCrAlN e TiBN, b) Ferramenta sem revestimento e com revestimento duplex de nitretração à plasma e CrN, c) Ferramenta sem proteção superficial e com revestimento duplex de nitretração á plasma e TiBN, e d) Ferramenta com nitretração e outra com revestimento duplex de nitretração à plasma e CrN.

Fonte: HAWRYLUK (2016).

Na figura 2.14, encontra-se scanners de um par de ferramentas analisadas após o forjamento de uma quantidade similar de peças com a aplicação de diferentes camadas híbridas do tipo duplex. Nota-se que o processo é bem superior ao aço ferramenta sem proteção superficial. O viés do processo resulta do custo, que por tratar de uma mescla de técnicas, o custo total no fim apresenta-se relativamente superior quando comparado a nitretração (AMIN, 2006; POLAT, 2006).

O processo de “*shoot peening*” propicia o aumento da vida útil de matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente em até duas vezes, já que pode

decrecer a taxa e coeficiente de desgaste do material, além também de quando utilizado anterior ao tratamento térmico de beneficiamento, propiciar uma granulação fina da martensita nas camadas superficiais da matriz, como também após o tratamento térmico, aumentar a resistência à fadiga (BÍLIK; POMPUROVÁ; RIDZOŇ, 2012; CHANG, 2008).

Um exemplo interessante foi abordado por Polat (2006) que analisou o impacto de diversas técnicas possíveis para aumento da vida útil de uma ferramenta utilizada no processo de forjamento a quente em função da perda dimensional de 1,00mm em uma região crítica como parâmetro de avaliação de fim de vida, frente ao custo envolvido devidamente com a relação economicamente viável de cada processo em função do volume de produção atingido por estes. A matriz utilizada possuía uma geometria simples e as técnicas utilizadas para análise foram a nitretação a gás, revestimento duplex ou híbrido do tipo AlTiN, nitretação a plasma com multicamadas (TOKTEK®) e soldagem com consumíveis de alto custo e desempenho (Ligas de Cobalto – Stellite®6). Os resultados encontrados por Polat (2006) podem ser visualizados por meio da tabela 2.2.

Tabela 2.2: Relação da viabilidade de diversas técnicas para aumento da vida útil.

Operação	Quantidade de produtos forjados					
	H13 ISO beneficiado (45 HRC)	H13 ISO Nitretado	H13 ISO AlTiN	H13 ISO Nitretado a Plasma multicamadas (TOKTEK®)	H13 ISO revestido por soldagem (AWS A5.21 ERCoCr-E)	
					1° Forjamento	2° Forjamento
1° Polimento	1440	3920	4810	4660	8690	8330
2° Polimento	1260	2140	1980	2030	8160	8410
3° Polimento	1320	2110	1860	1750	8240	7830
4° Polimento	-	-	1720	1830	-	-
5° Polimento	-	-	-	1780	-	-
Espessura da camada	-	0.3mm	3µm ±0.3µm	12µm ±1.2µm	3mm	2mm
VTA (Pçs)	4290	9420	12280	13210	53740* (27810 + 25930)	
CT (€)	3891	6291	5888	7785	9776	
VAP (€)	0,91	0,67	0,48	0,59	0,18	
PE (Pçs)	-	10000	3954	10312	6027	

Legenda: VTA – Vida Total Acumulada; CT – Custo Total; VAP – Valor Agregado ao produto; PE – Ponto de Equilíbrio.

Fonte: Extraído de POLAT (2006).

Um detalhe interessante que encontra-se no trabalho desenvolvido por Polat (2006), cabe na utilização do processo de aumento de vida útil com revestimento

com soldagem de materiais de alto custo e desempenho (Ligas de Cobalto – Stellite® 6) que além de dispor o maior aumento de vida, se mostrou bem em conta frente as outras técnicas (VAP de €0.18), isto em tomando como consideração o custo total referente ao processo, sendo que este foi dividido em duas operações, desta forma faz com que o investimento aplicado individualmente seja bem inferior às demais técnicas avaliadas no trabalho. Além disto, fica claro que todas as técnicas utilizadas obtiveram um aumento de vida considerável, quando comparadas ao aço beneficiado, independente do mais viável, detalhe este que sugere encarar as técnicas disponíveis para aumento de vida, uma realidade e uma ferramenta para otimização do processo de forjamento.

Outro trabalho interessante e de grande importância no contexto do revestimento em ferramentas para trabalho a quente em função do aumento da vida útil e da relação financeira advém da pesquisa desenvolvida por Amin (2006) que trata do impacto do uso de diversas técnicas de proteção superficial, disponíveis em função da viabilidade financeira e técnica, cujos resultados podem ser visualizados por meio da tabela 2.3.

Tabela 2.3: Custo por peça de diversas técnicas de utilizadas para aumento de vida útil do aço AISI H13 para forjamento de conexões automotivas

Condição	Custo Total (5 matrizes) (Rs)	VTA (Peças)	VAP (Rs)
H13 beneficiado	300.000	15.000	20,00
H13 nitretado	350.000	25.000	14,00
H13 Revestimento multicamadas (35mm) por soldagem (MAG) com consumível de baixo custo	400.000	100.000	4,00
H13 Revestimento multicamadas por soldagem (MAG) e nitretação adicional	420.000	125.000	3,36

Fonte: Extraído de AMIN (2006).

No trabalho, o autor (AMIN, 2006), explorou a viabilidade técnica e financeira do processo em função da aplicação de revestimentos multicamadas por soldagem utilizando consumíveis de baixo custo e nitretação adicional, nitretação subsequente ao beneficiamento e revestimento multicamadas por soldagem apenas em comparação com o valor agregado aos produtos da matriz na condição como beneficiada, em virtude da vida útil média desta na produção de conexões automobilísticas. Um fator importante abordado pelo autor (AMIN, 2006) se dá na utilização de revestimentos multicamadas pela técnica denominada “*Flood Welding*”,

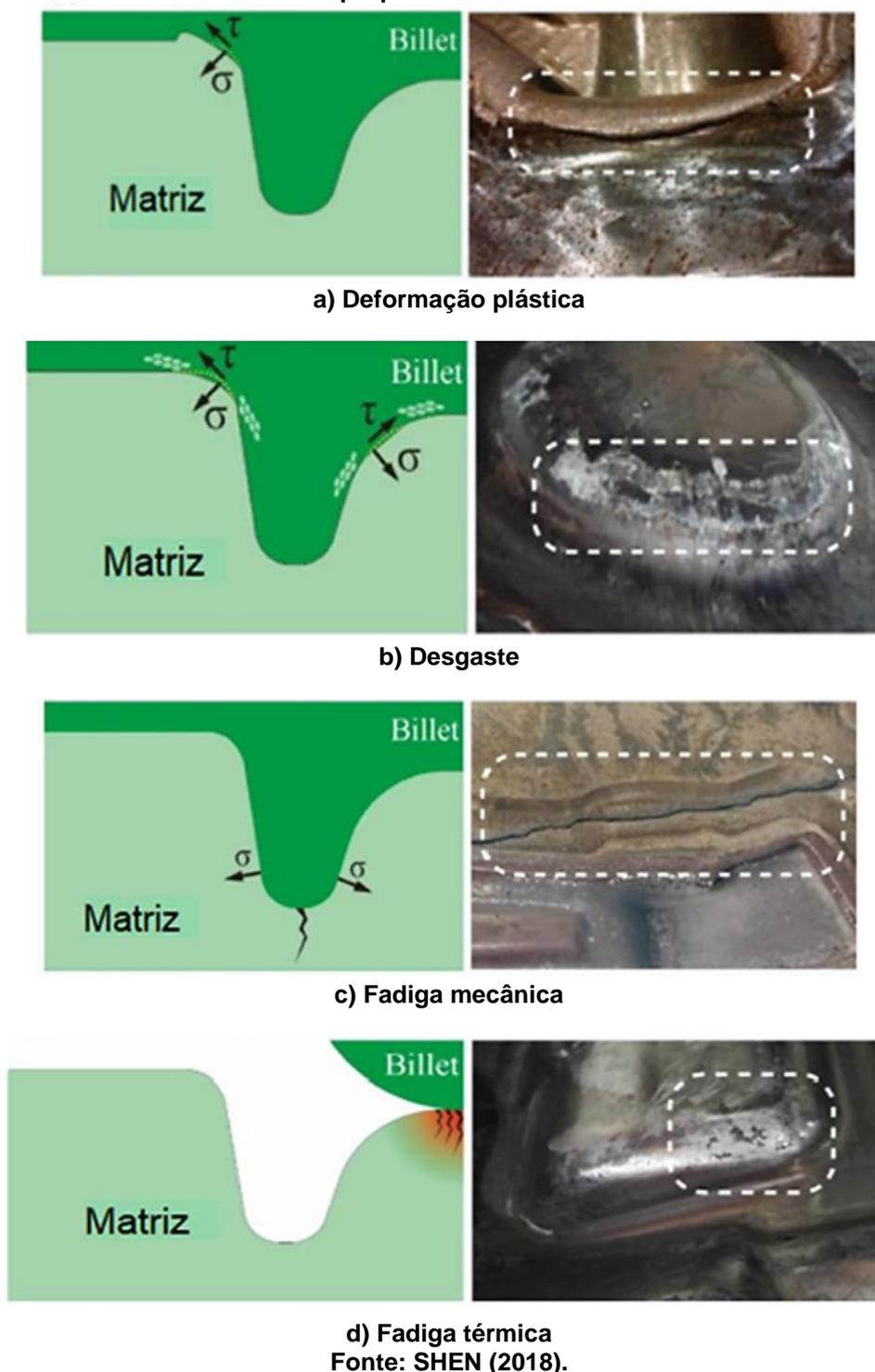
variante do revestimento duro por soldagem em função da alta taxa de deposição fornecida pelos consumíveis para este processo e pelo procedimento desenvolvido que contemplava um revestimento reconstrutivo de toda a região de gravura da matriz com uma espessura total de 35mm, sendo 10mm de um consumível e 25mm de outro consumível.

Enfim, a vida da ferramenta depende de muitos fatores como sua microestrutura que resulta da composição química e do tratamento térmico e superficial, o projeto da ferramenta e as condições operacionais desta durante o uso (CALISKANOGLU, 2002). Alguns exemplos de vida útil de ferramentas em virtude de diversos aspectos constam no apêndice C.

2.2 MECANISMOS DE DANOS ATUANTES EM FERRAMENTAS UTILIZADAS NO PROCESSO DE FORJAMENTO A QUENTE

Aços ferramentas para trabalho a quente são permissíveis para aplicação em serviços em temperatura elevadas, devido a uma extraordinária combinação de alta resistência, estabilidade térmica, resistência ao revenimento e notável tenacidade (CALISKANOGLU, 2002; VELAY, 2002). Entretanto, durante o processo de forjamento a quente, várias partes das matrizes utilizadas estão submetidas a um carregamento complexo sob a ação simultânea de cargas térmicas, mecânicas, químicas e tribológicas que resulta em diferentes tipos de danos (Ver Figuras 2.15, 2.16 e 2.17), como desgaste erosivo, desgaste abrasivo, desgaste adesivo, deformação plástica, trincamento mecânico, trincamento térmico e trincamento total/grosseiro (LAVTAR, 2010). Sendo os principais: o desgaste; deformação plástica induzida termicamente e mecanicamente; e fadiga térmica (CALISKANOGLU, 2002).

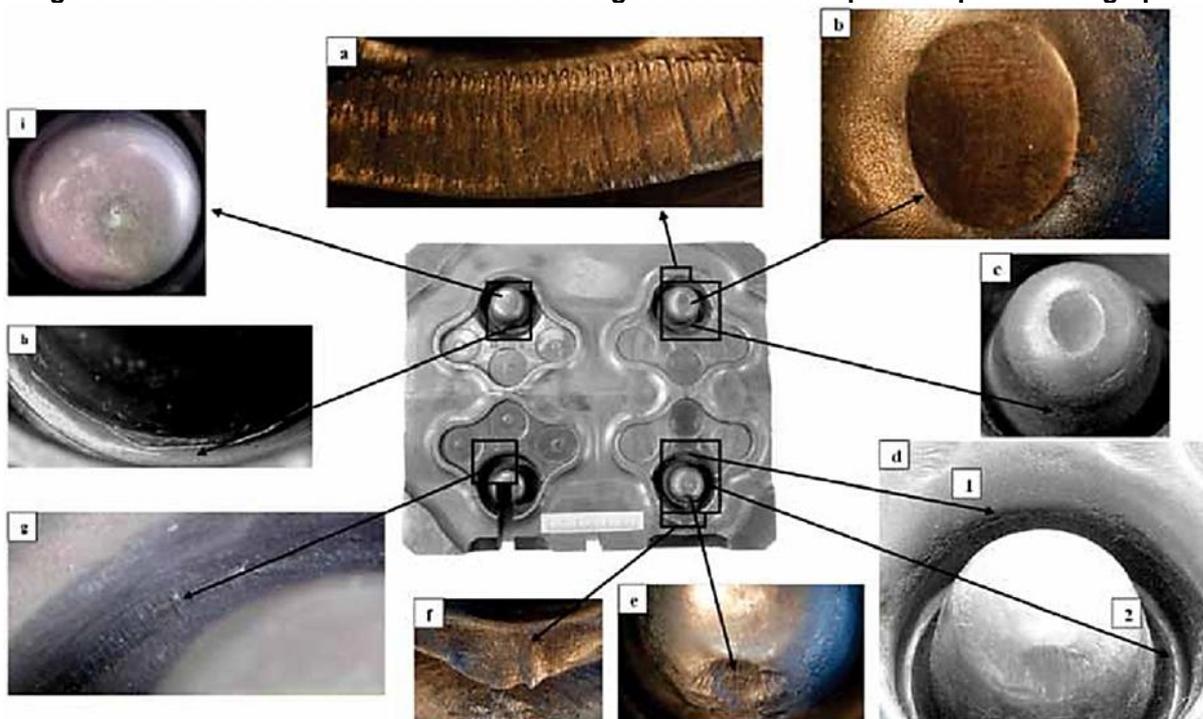
Figura 2.15: Principais falhas em matrizes de grande porte e localização onde cada falha é propícia a ocorrer.



Vários trabalhos foram relatados na literatura cujo propósito a caracterização e modelagem do desgaste de uma matriz de forjamento a quente tanto experimentalmente quanto numericamente (BIGLARI; ZAMANI, 2008), sendo que por vias gerais, o desgaste depender da resistência da camada superficial da matriz/molde nas temperaturas de forjamento (VIRTANEN; TYNE; LEVY, 2009).

Tendo como fatores determinantes no comportamento do material durante os ciclos de trabalho a complexa interação entre o ciclo térmico, condições mecânicas do material e suas propriedades (VELAY, 2002).

Figura 2.16: Danos em uma matriz nitretada a gás e utilizada em prensa após 45.766 golpes.

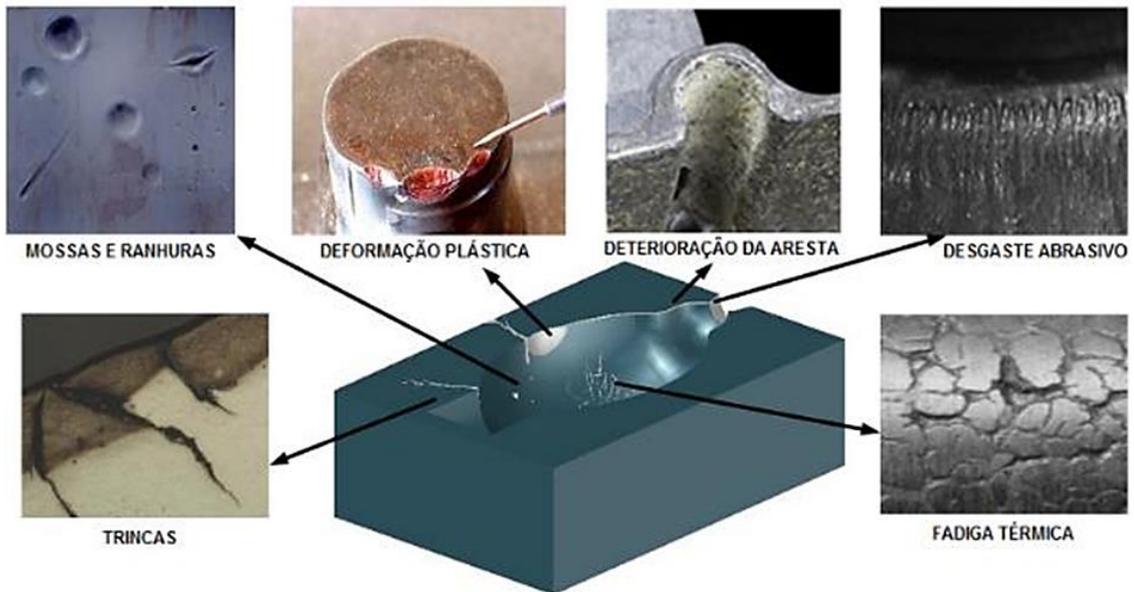


Deformação plástica (a, f); Deformação mecânica (b, c, d, e, g); lascamento (d, e); Trincas (d, h) e desgaste (i).

Fonte: LAVTAR (2010).

Geralmente, as temperaturas utilizadas no forjamento para aquecimento dos *billets*, situam-se acima de 1000°C que em virtude do processo ocasionam picos de temperaturas serem atingidos na superfície das ferramentas que podem exceder 550°C que por sinal acarreta em revenimento adicional da região, conseqüentemente reduzindo a dureza superficial local e juntamente com a ação dos impactos mecânicos durante as operações subsequentes, podendo causar deformação plástica como também, abrasão do material da ferramenta (POLAT, 2006; FLAUSINO, 2010). Um exemplo e constatação desta ocorrência provém da mudança no perfil da gravura de uma matriz utilizada em martelo que após o forjamento de 1000 produtos que necessitam de uma quantidade média de 4 a 6 golpes para serem produzidos, a profundidade da gravura se altera de 0,8mm a 1,1mm em sua dimensão (BILIK, 2012).

Figura 2.17: Tipos de defeitos em matrizes e moldes e regiões propícias a ocorrer.



Fonte: JHAVAR (2013).

O carregamento térmico cíclico durante o processo de forjamento a quente pode induzir altas tensões suficientes para impor deformação plástica na superfície da ferramenta e, eventualmente causar trincas térmicas (Choque térmico) e mudanças microestruturais que conseqüentemente alteram suas propriedades devido ao intermitente endurecimento e/ou amolecimento superficial resultante. Este dano muitas vezes se apresenta como uma ramificação de trincas finas na superfície (Figura 2.18) e é um importante mecanismo de falha que limita a vida útil (CALISKANOGLU, 2002; VELAY, 2002).

Figura 2.18: Fadiga térmica em uma matriz utilizada no forjamento de uma biela automotiva após a produção de 25000 peças.

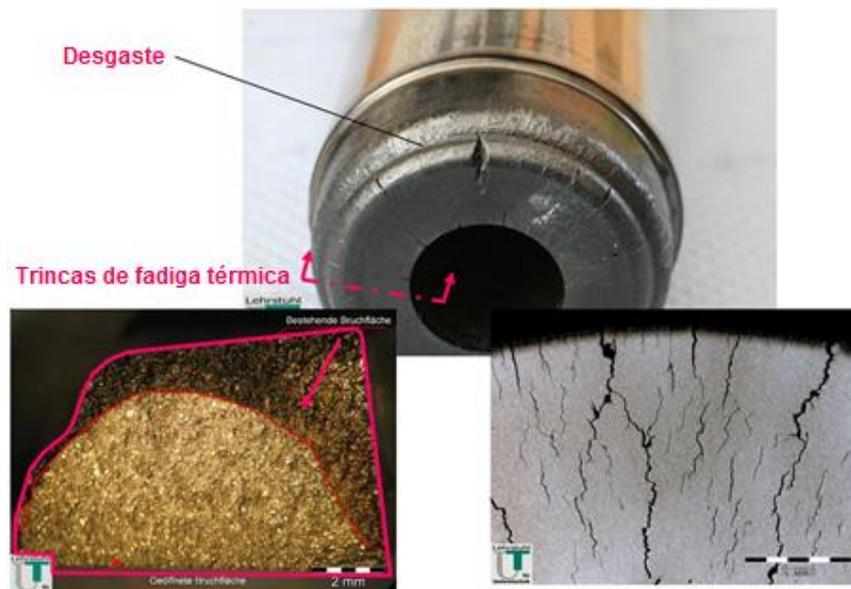


Superfície revestida por soldagem com multicamadas e nitretada.
Fonte: AMIN (2006).

A fadiga térmica é um dano que surge como resultado do grande gradiente de temperatura presente no material da ferramenta devido ao contato em mudança com a peça pré-aquecida a ser forjada, e que em virtude da condutividade térmica limitada da matriz, faz com que se estabeleça uma desproporção na temperatura da superfície e do núcleo ocasionando a geração de tensões elevadas especialmente na camada superficial que em consequência da variação cíclica de temperatura, a superfície da matriz é alternadamente tensionada e comprimida (GRONOSTAJSKI, 2013).

Como resultado, trincas na forma de rede e um filme de óxido surgem e à medida que o número de forjados aumenta, uma rede secundária se desenvolve e os óxidos separam-se da superfície, atuando como abrasivos que contribuem para o desgaste abrasivo da ferramenta (Ver exemplo na figura 2.19). A rede de trincas tem um efeito adverso na qualidade do produto acabado, imprimindo-se na sua superfície, também podendo se tornar o foco de uma fratura frágil, resultando na falha total da ferramenta (GRONOSTAJSKI, 2013).

Figura 2.19: Ejetor danificado com as seções transversais de trincas de campo e área de fratura remanescente.



Fonte: BUCHMAYR (2017).

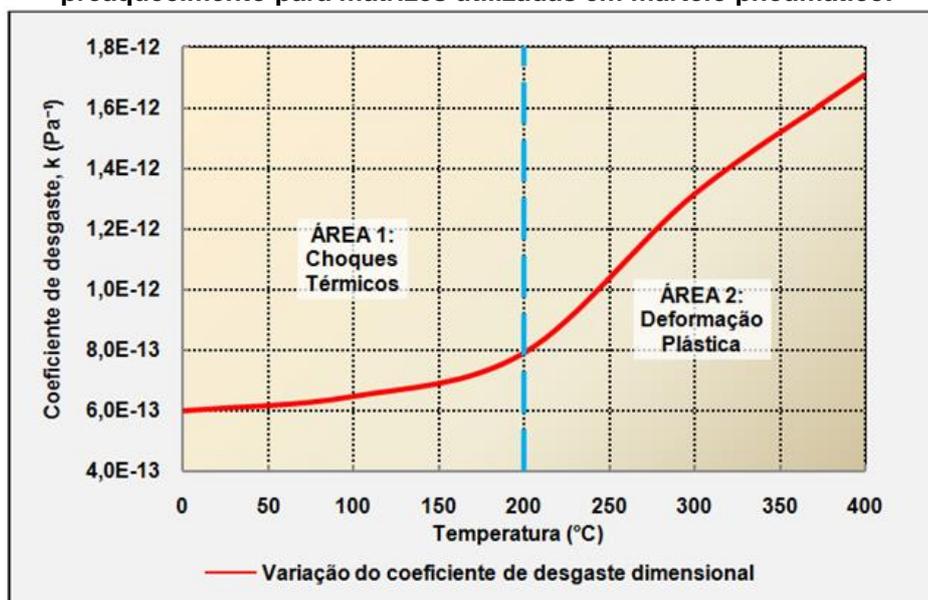
Além disto, cargas dinâmicas exercem um impacto considerável, introduzindo tensões adicionais, que combinadas com as tensões térmicas intensificam a fadiga, levando ao trincamento da superfície da ferramenta (GRONOSTAJSKI, 2013). As trincas desenvolvem-se geralmente no intervalo de alguns milhares de ciclos (10^3 a 10^4 ciclos) ou até mesmo antes sendo que a oxidação e fluência podem contribuir

significativamente (YEH, 2013). O processo de fadiga térmica pode ser dividido em 3 estágios parcialmente sobrepostos (CALISKANOGLU, 2002):

- Endurecimento cíclico e/ou amolecimento;
- Nucleação de trincas de fadiga, e;
- Propagação de trincas de fadiga.

A temperatura de preaquecimento também é fator relevante, pois este influi no desempenho da matriz. Temperaturas acima de 200°C aumentam o coeficiente de desgaste para matrizes utilizadas em martelo, além de propiciar deformação plástica e abaixo desta influi em choques térmicos na matriz superior (PANESAR, 2008), conforme pode ser visualizado por meio da figura 2.20.

Figura 2.20: Variação do coeficiente de desgaste dimensional com a temperatura de preaquecimento para matrizes utilizadas em martelo pneumático.



Fonte: Adaptado de PANESAR (2008).

O desgaste abrasivo (Figura 2.21 e 2.22) é uma das principais causas de falha em matrizes de forjamento a quente e se caracteriza como um fator dominante para substituição da ferramenta em serviço e é resultante do aumento rápido do desgaste que faz com que a gravura de forjamento cresça além das tolerâncias especificadas, o que efetivamente impacta na vida útil e pode causar defeitos nos produtos forjados além destes ficarem fora das tolerâncias dimensionais especificadas (BIGLARI; ZAMANI, 2008; VIRTANEN; TYNE; LEVY, 2009).

Figura 2.21: Evolução do desgaste em um inserto de matriz de forjamento a quente em função da quantidade de produtos produzida.



Fonte: GRONOSTAJSKI (2013).

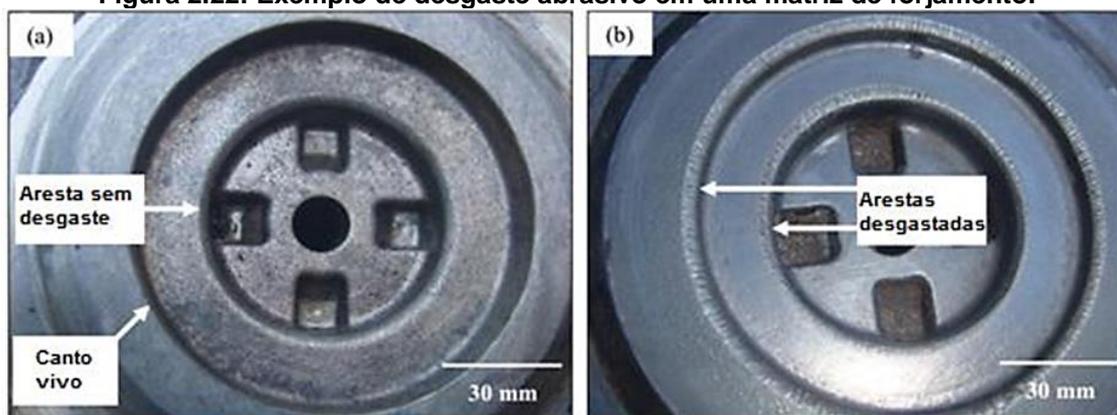
Assimilar como este mecanismo de dano ocorre, requer uma compreensão aprimorada das mudanças que acontecem na camada superficial das matrizes durante o uso, devido à sua natureza complexa e em virtude de algumas condições causarem alterações na microestrutura e propriedades da camada superficial da matriz e que respectivamente são (BIGLARI; ZAMANI, 2008; VIRTANEN; TYNE; LEVY, 2009):

- a) Tempo a altas temperaturas devido ao contato com a peça a quente;
- b) Tensões de cisalhamento associadas ao fluxo e fricção do metal, e;
- c) Pressão de contato, que depende das propriedades do material de trabalho, forma de peça e projeto de molde.

É possível que o desgaste seja o resultado do excesso de revenimento da camada superficial do aço da matriz, sendo a temperatura absoluta e a faixa desta na superfície da ferramenta a mais importante via no que diz respeito ao dano (CALISKANOGLU, 2002; VIRTANEN; TYNE; LEVY, 2009). Na hipótese da diminuição da resistência à temperatura estiver relacionada ao excesso desta na camada superficial de uma matriz de forjamento, este efeito pode ser observado à temperatura ambiente por análise metalográfica ou teste de dureza, apesar da observação metalográfica detalhada da martensita revenida ser muito dispendiosa para ser prática, contudo as mudanças na dureza podem ser utilizadas para avaliar o revenimento (VIRTANEN; TYNE; LEVY, 2009).

Notavelmente o projeto da geometria da ferramenta, opções de material e o tipo de lubrificante utilizado impactam no comportamento em desgaste da ferramenta e que reflete no preenchimento da cavidade da matriz malsucedido (BIGLARI; ZAMANI, 2008).

Figura 2.22: Exemplo de desgaste abrasivo em uma matriz de forjamento.



(a) Matriz com gravura sem desgaste nos cantos antes da produção. (b) Matriz com desgaste nos cantos após a produção de 12.000 peças.

Fonte: AMIN (2006).

No processo de forjamento a quente, as partículas abrasivas são a principal causa do desgaste que é desenvolvido pela fricção mecânica entre a superfície da matriz e a peça de trabalho resultando na remoção de material. Estas partículas podem danificar a superfície da ferramenta progressivamente durante cada golpe e geralmente podem ser óxidos ou carepas duras, contaminantes externos ou outros carbonetos duros desalojados da superfície da matriz (BIGLARI; ZAMANI, 2008). Um exemplo pode ser visto por meio da figura 2.23.

Figura 2.23: Aparência de duas matrizes fechadas após cerca de 10.000 ciclos de forjamento.

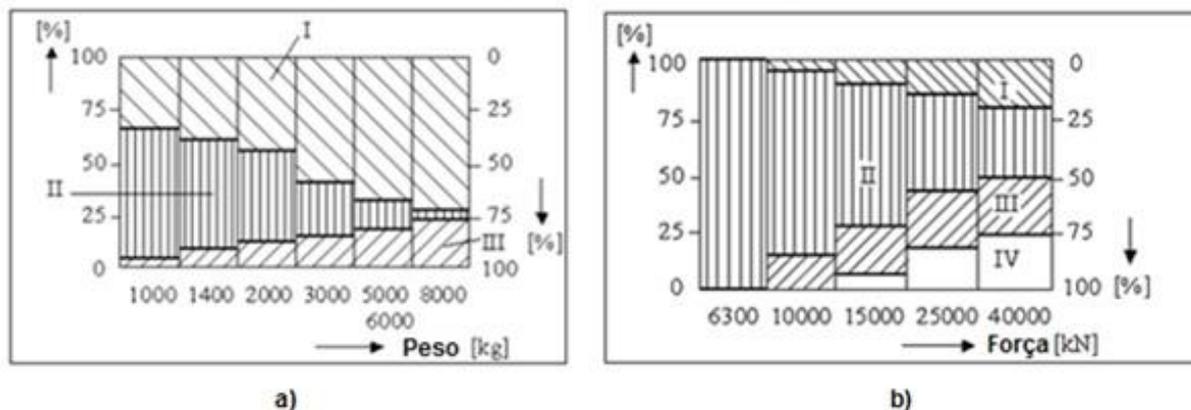


Fonte: BUCHMAYR (2017).

Devido à sua natureza complexa, é difícil formular relacionamentos entre parâmetros e a quantidade de desgaste da matriz em virtude da dependência de vários parâmetros, tais como: temperatura, rugosidade da superfície, comprimento de deslizamento, velocidade relativa, material, pressão de contato e lubrificação (BIGLARI; ZAMANI, 2008). Porém, a efeito de compreensão do comportamento das matrizes nos processos de forjamento a quente por martelamento e por prensagem,

Bilik (2012) desenvolveu um trabalho que traz dados de grande relevância para assimilação dos danos potenciais a ocorrer em função dos parâmetros de peso do produto forjado para o processo por martelamento e capacidade do equipamento para o processo por prensagem, que inclusive os resultados podem ser vistos por meio da figura 2.24.

Figura 2.24: Tipo de desgaste predominante em matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente em função de parâmetros de processo.



a) Matriz utilizada em martelo em função do peso do produto forjado. b) Matriz utilizada em prensa em função da força do equipamento.

1 – Esmagamento, 2 – Abrasão, 3 – Queima e 4 – Trincas

Fonte: BILIK (2012).

2.3 REVESTIMENTO DURO POR SOLDAGEM

Revestimento duro por soldagem é uma técnica cuja finalidade trata do depósito de ligas especiais com características específicas em uma superfície, aresta ou simplesmente uma parte de uma peça ou componente sujeito ao desgaste, para deter ou contornar os danos que em função do serviço possam ocorrer, dispendo ao componente, propriedades tais como: dureza superficial, resistência a abrasão, resistência a erosão, resistência ao impacto, resistência a altas temperaturas, resistência a adesão de metal-metal, resistência a corrosão ou qualquer combinação destes fatores, sendo por este motivo comumente utilizado nas indústrias para recuperação e restabelecimento das propriedades de componentes que operam sob condições severas, a fim de aumentar a vida útil destes (AFROX WELDING, 2012; ASME Sec. IX, 2013; DAVIS, 1995; DIGAMBAR; CHOUDHARY, 2014; JEFFUS, 2011; VENKATESH; STRIKER; PRABHAKAR, 2015).

Vários processos de soldagem podem ser utilizados para o revestimento das superfícies com o fim de proteção, sendo que a seleção depende intrinsecamente do tipo de trabalho a ser realizado, das ligas disponíveis para revestimento, da composição do metal de substrato, do tamanho e perfil do componente, da acessibilidade do equipamento de soldagem entre outros aspectos. Os processos de soldagem disponíveis para utilização da técnica são os seguintes (ASME Sec. IX, 2013; DENG, SHI; TSURUOKA, 2010; VENKATESH; STRIKER; PRABHAKAR, 2015):

- Soldagem com Oxi-gás (OFW – *Oxy Fuel Welding*);
- Soldagem com Eletrodo Revestido (SMAW – *Shielded Metal Arc Welding*);
- Soldagem com Atmosfera Gasosa (GMAW – *Gas Metal Arc Welding*);
- Soldagem com Arame Tubular (FCAW – *Fluxed Cored Arc Welding*);
- Soldagem com Eletrodo de Tungstênio (GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding*);
- Soldagem com Arco Plasma (PAW – *Plasma Arc Welding*);
- Soldagem com Arco Submerso (SAW – *Submerged Arc Welding*);
- Soldagem com Feixe de Laser (LBW – *Laser Beam Welding*);
- Soldagem com Eletro Escória (ESW – *Eletro Slag Welding*).

As mais importantes diferenças entre estas técnicas estão na produtividade, diluição com o material de base ou substrato e o custo de produção, embora sendo o método mais comum utilizado para reparação de matrizes, os processos que utilizam o arco elétrico como fonte de calor (DENG; SHI; TSURUOKA, 2010). Contudo, conforme Hashimoto, Terasaki e Komizo (2008) a soldagem por pulso laser com metal de adição na forma de arame ser bastante utilizada em reparos de partes críticas que requeiram precisão.

Relativo a algumas diferenças referentes que impactam na seleção, tem-se o uso do processo de soldagem por arco plasma que representa uma alternativa muito boa frente aos outros, em razão da alta qualidade, resistência ao desgaste competitiva e alta estabilidade de propriedades a altas temperaturas apresentada pelo revestimento depositado com a técnica (DENG; SHI; TSURUOKA, 2010).

Alguns exemplos das principais diferenças entre os processos de soldagem permissíveis para uso do revestimento duro podem ser visualizados por meio da tabela 2.4.

Tabela 2.4: Principais detalhes dos processos de soldagem utilizados para aplicação do revestimento duro.

Processo	Vantagem	Desvantagem	Diluição	η (Rendimento)
SMAW	Maior disponibilidade de ligas. Pode ser utilizado em todas as posições	Alta diluição, necessário depósito de 2 a 3 camadas para obtenção das propriedades do consumível. Baixa eficiência (perda da ponta) e baixa deposição (0,5 a 3kg/h).	20 a 45%	65 a 85%
GTAW	Controle da geometria do depósito. Baixa diluição. Baixo choque térmico em virtude do lento aquecimento e resfriamento.	Aporte de calor alto e baixa taxa de deposição.	5 a 15%	20 a 80% (CC- 40 a 80%)
OGW	Baixa diluição, controle do perfil do depósito.	Baixa taxa de deposição, elevado aporte térmico.	0 a 5%	25 a 80% (Acetileno 50 a 80%)
FCAW	Boa disponibilidade de ligas. Possibilita a personalização de ligas caso a demanda exija. Alta taxa de deposição (1,8 a 11,3kg/h)	Alta diluição, necessário o depósito de 2 a 3 camadas para obtenção das propriedades do consumível.	20 a 45%	65 a 85%
SAW	Alta deposição. Permissível para reconstruir grandes partes desgastadas.	Diluição extremamente alta, necessitando de múltiplas camadas para obtenção das propriedades do consumível. Elevado aporte térmico.	25 a 50%	85 a 99%
PAW	Controle da espessura do depósito. Ampla disponibilidade de ligas. Materiais com alto ponto de fusão podem ser utilizados.	Elevado aporte térmico quando utilizado revestimentos fundidos.	Desprezível	70 a 95%

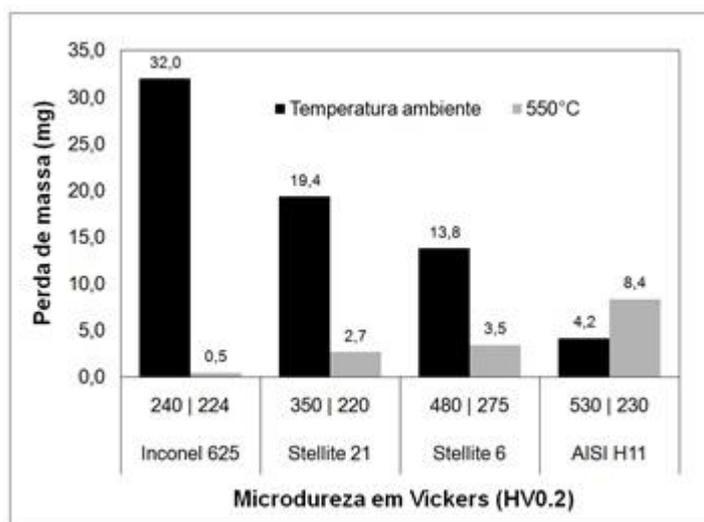
Fonte: Adaptado de AFROX WELDING (2012); KOU (2003); MESSLER JR (2008).

No âmbito da utilização em moldes e matrizes, a técnica é aplicada para reparo, restauração dimensional e manutenção, como por exemplo: montagem de componentes em uma ferramenta simples ou matriz; fabricação de ferramentas compostas por um depósito de um revestimento do tipo aço ferramenta sobre uma área específica de um aço carbono ou aço de baixo teor de liga (Facas utilizadas no processo de corte de rebarba – rebarbação); reconstrução de superfícies e arestas desgastadas; alteração de uma ferramenta ou matriz para atender diferentes requisitos de aplicação; e reparo de matrizes, ferramentas ou outros componentes danificados por fratura, trincas ou outros danos e que conforme Stefanović (2013), do ponto de vista da economia do processo de forjamento, é a melhor maneira de

obter aumento de vida das ferramentas. A técnica pode ser utilizada na produção de uma ferramenta nova ou em uma ferramenta velha, já em uso devendo aos seguintes propósitos (DAVIS, 1995; SIGNES, 1982; VASILESCU; DOBRESCU, 2015):

- Depósitos de material idêntico ao metal de substrato em blocos/matrizes para reparação ou permitir o restabelecimento dimensional;
- Depósitos de aços de alta liga (Aços Ferramentas para Trabalho a quente do tipo AISI H) sobre a superfície de matrizes cujo aço é de baixa liga para aumento do desempenho em serviço;
- Depósitos de materiais duros e resistentes a altas temperaturas (Ligas a base de Ni e Co) sobre a superfície de aços de baixa liga ou aços ferramentas para trabalho a quente do tipo AISI H para aumento do desempenho destas em serviço, conforme pode ser visto por meio da figura 2.25.

Figura 2.25: Perda de massa de amostras a temperatura ambiente e a 550°C em relação as suas microdurezas.



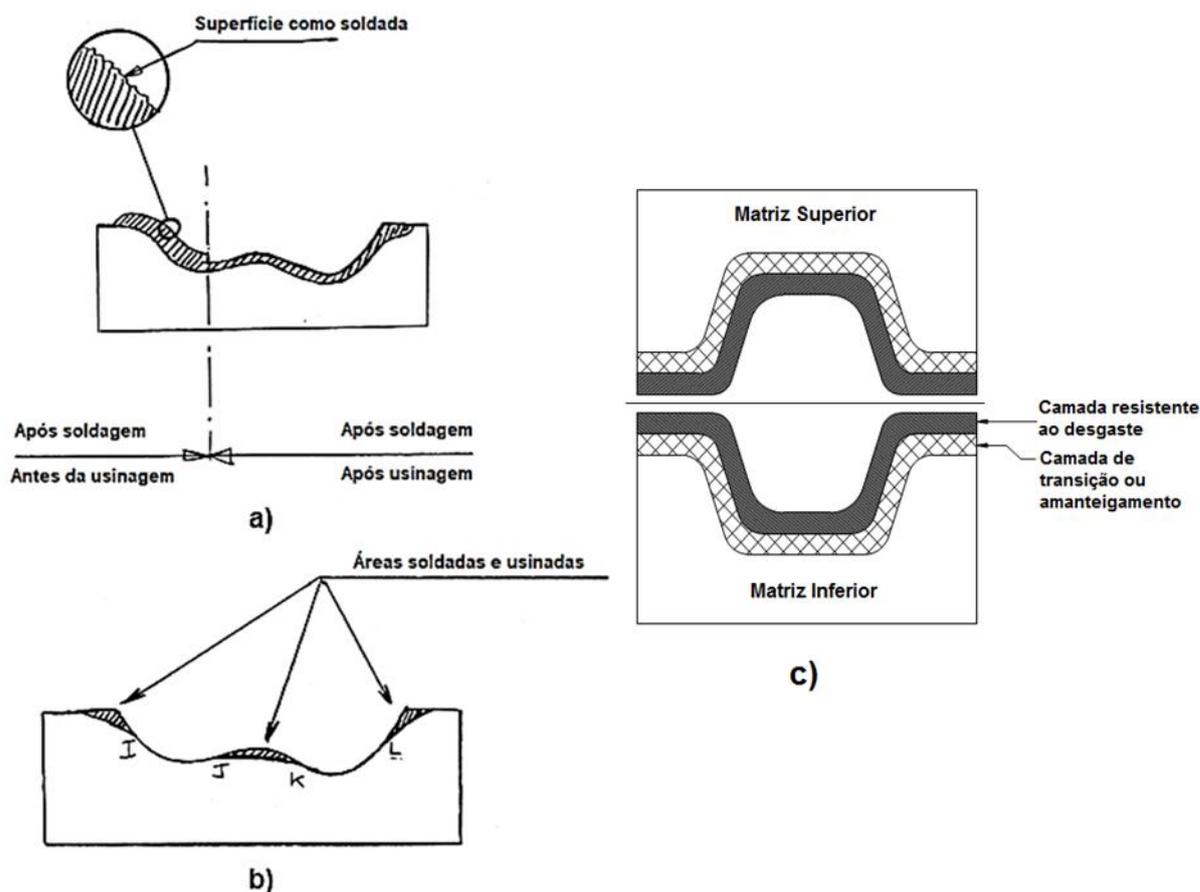
Carga normal de 48N, velocidade de deslizamento de 0,4m/s para distância deslizante de 1000m.

Fonte: KASHANI (2007).

Os principais motivos do uso do revestimento duro nas ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente são os benefícios dispostos pela técnica: possibilidade do aumento da vida útil de no mínimo 50% e redução dos custos referentes a reposição das matrizes desgastadas. Isto é claro se cuidados necessários ao sucesso da utilização da técnica forem tomados, tais como os requisitos, conhecimento da aplicação do componente a ser revestido e o tipo de

desgaste esperado por este. Exigências inclusive fundamentais para seleção do material apropriado para execução do revestimento (AMIN; ALI, 2013; JEFFUS, 2011). Exemplos de aplicações de revestimento podem ser vistos por meio da figura 2.26.

Figura 2.26: Exemplos de tipos de revestimentos aplicados em uma matriz de forjamento a quente.



a) Total, b) Parcial, e c) Multicamadas
Fonte: BONIN (2002); AMIN e ALI (2013).

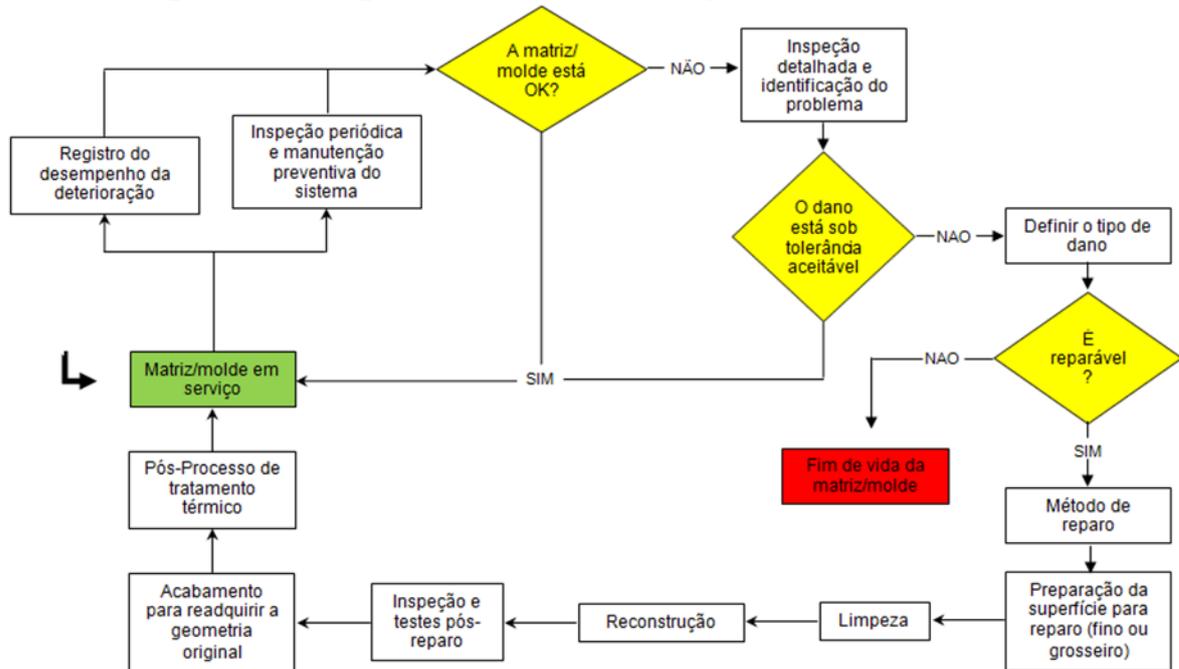
Outros detalhes relacionados e bastante importantes resultam da infraestrutura da instalação as quais respectivamente são (UDDEHOLM, 2015):

- Dispositivo para preaquecimento (Forno, caixa isolada com dispositivos de resistência elétrica, bico de gás propano/gás natural para pequenos reparos);
- Discos de desbaste com no mínimo $\varnothing 180.0\text{mm}$ e espessura de 6.0mm para preparação da junta e desbaste de qualquer defeito que venha a ocorrer durante a soldagem;
- Retífica manual com capacidade $\geq 25.000\text{RPM}$ para desbaste de pequenos defeitos e dar acabamento na solda;

- Escova de aço, martelo picador, lixas em diferentes granulometrias e limas rotativas de metal duro em diferentes tamanhos e perfis;

Estufa para manutenção e ressecagem de consumíveis (Necessário controle de temperatura e faixa de aplicabilidade até 400°C).

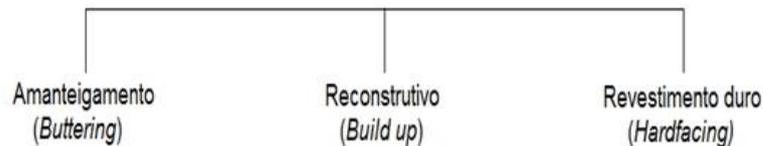
Figura 2.27: Estágios relacionados com o reparo de matrizes e moldes.



Fonte: JHAVAR (2013).

Associado ao processo de revestimento se tem as suas variantes que em função do tipo de liga utilizada e objetivo do revestimento realizado, para fins de aplicação se distinguem conforme a figura 2.28 (DAVIS, 1995).

Figura 2.28: Principais tipos de revestimentos por soldagem utilizados para recuperação de matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente.



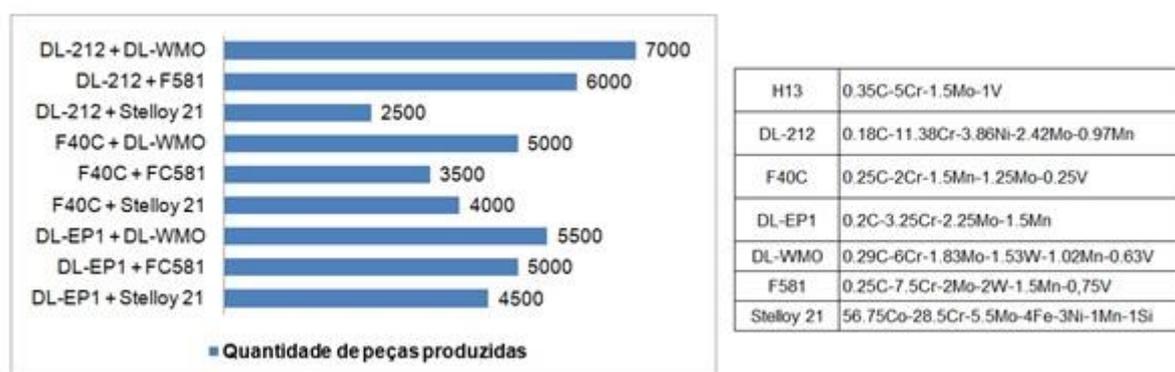
Fonte: Adaptado de DAVIS (1996).

O revestimento do tipo amanteigamento ou de transição envolve a aplicação de uma ou mais camadas na superfície da junta ou material com intuito de satisfazer algumas condições metalúrgicas como: criação de uma barreira para impedir ou diminuir a migração de elementos indesejáveis do metal de substrato para a solda, diluindo uma quantidade do teor carbono e elementos de liga do metal de base

(MB); fornecimento de uma transição entre materiais que se tenha grande diferença de coeficiente de expansão térmica; entre outros aspectos. É utilizado principalmente para junção de materiais dissimilares (AMIN, 2006, 2013; DAVIS, 1996, 2006; LAZIC, 2013; LINCOLN ELETRIC, 2014).

Um exemplo de grande relevância que retrata a influência do revestimento do tipo amanteigamento ou de transição no comportamento do revestimento do tipo resistente ao desgaste quando associados, é encontrado no trabalho desenvolvido por Amin (2006) que utiliza configurações para determinar qual melhor opção de revestimento em virtude do desempenho em serviço de matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente por prensagem. Por meio da figura 2.29, podem ser verificados os resultados obtidos pelo autor que utilizou: Aço ferramenta AISI H13 como material de substrato; FCAW-G (Processo de soldagem com arame tubular e proteção gasosa) com o gás de proteção 75/25 ArCO₂ (75% de Ar e 25% de CO₂) para depósito dos revestimentos; Vazão do gás de 16-18l/min; Consumíveis de diâmetro de Ø2.0mm; Velocidade de alimentação do arame de 5m/min; Intensidade de corrente de soldagem de 475-500A (Ampères); Tensão de soldagem de 30-32V (Volts); Espessura dos revestimentos para as camadas de amanteigamento ou transição e camada resistente ao desgaste de 5 e 10mm respectivamente, e; Tratamento térmico pós-revestimento em dois estágios, 565°C e ≈575°C por 1h para cada 25mm de seção governante do material de substrato (Similar ao revenido anterior do metal de substrato).

Figura 2.29: Influência da camada de amanteigamento ou de transição nas propriedades da camada do revestimento resistente ao desgaste.



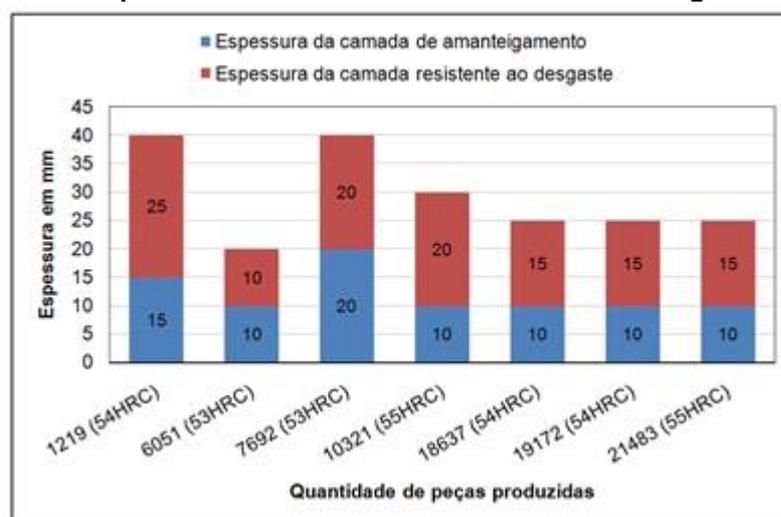
Fonte: AMIN (2006).

Por meio da figura 2.29 pode-se perceber o impacto do tipo de liga utilizada como revestimento do tipo amanteigamento ou de transição nas propriedades do revestimento resistente ao desgaste, sendo claramente evidenciada a influência em

virtude do baixo desempenho obtido das matrizes com o uso do consumível F40C, que em comparação com o metal de substrato AISI H13 é uma liga bem inferior. Outro detalhe importante e notável, cabe no teor de C, as ligas que propiciaram maior desempenho, o teor deste elemento foi bem baixo, além de que para o consumível DL-212 (Melhor desempenho) cujo teor dos principais elementos químicos do metal de substrato (Cr e Mo) apresentam-se superiores.

Outro ponto referente ao revestimento do tipo amanteigamento ou de transição advém da espessura necessária para dispor o efeito desejado, questão também abordada por Amin (2006 e 2013) e que os resultados podem ser verificados por meio da figura 2.30 que traz a influência da espessura da camada de transição ou amanteigamento no desempenho da camada de material resistente ao desgaste e que teve como material de substrato o aço ferramenta AISI H13 e materiais de revestimento para camada de transição ou de amanteigamento o material DL-212 que a composição química é constituída de 0.18% de C, 11.38% de Cr, 3.86% de Ni, 2.42% de Mo e 0.97% de Mn, e para camada resistente ao desgaste o material DL-WMO que tem como composição química 0.29% de C, 6% de Cr, 1.83% de Mo, 1.53% de W, 1.02% de Mn, e 0.63% de V.

Figura 2.30: Influência da espessura da camada de amanteigamento ou de transição no desempenho da camada de metal resistente ao desgaste.

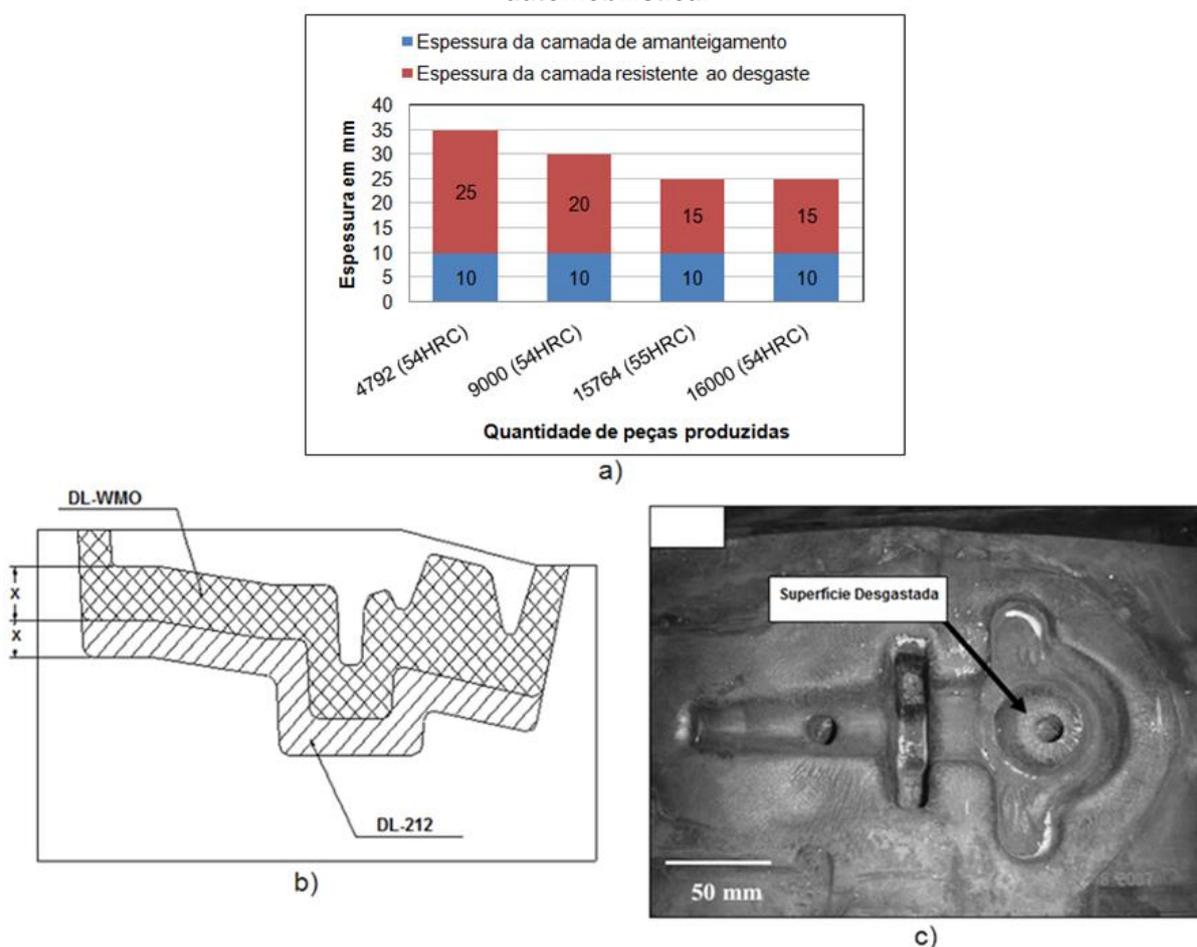


Fonte: AMIN (2006).

Pela análise dos resultados apresentados na figura 2.30, percebe-se que a dureza superficial não se representou como fator preponderante para caracterizar um maior desempenho nas ferramentas utilizadas no experimento desenvolvido por Amin (2006, 2013) e sim a espessura e configuração das camadas de revestimento

que conforme os resultados obtidos pode se verificar que a espessura apropriada destas é uma regra vital na vida útil da matriz revestida e a combinação destas espessuras varia de componente a componente dependendo intrinsecamente da complexidade do perfil e a profundidade da gravura da matriz (AMIN, 2006), alguns exemplos inclusive podem ser vistos por meio das figuras 2.31 e 2.32 que ilustram o uso dos materiais de revestimento duro DL-212 e DL-WMO novamente sobre o material de substrato o aço ferramenta AISI H13.

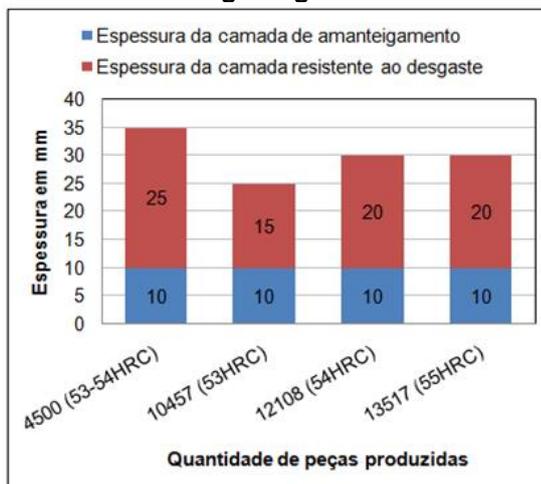
Figura 2.31: Influência da espessura do revestimento resistente ao desgaste no comportamento de uma ferramenta utilizada para o forjamento de uma junta de direção automobilística.



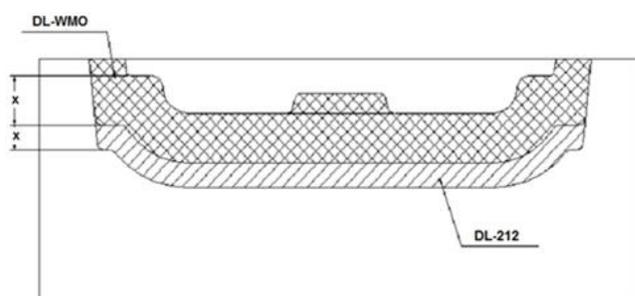
a) Comportamento em função da espessura do revestimento, b) Configuração do revestimento e c) Perfil do desgaste da peça após 16302 peças.

Fonte: AMIN (2006).

Figura 2.32: Influência da espessura do revestimento resistente ao desgaste no comportamento de uma ferramenta utilizada para o forjamento de um suporte de anel de engrenagem.



a)



b)



c)

a) Comportamento em função da espessura do revestimento, b) Configuração do revestimento e c) Detalhe do anel do suporte de anel de engrenagem.

Fonte: AMIN (2006).

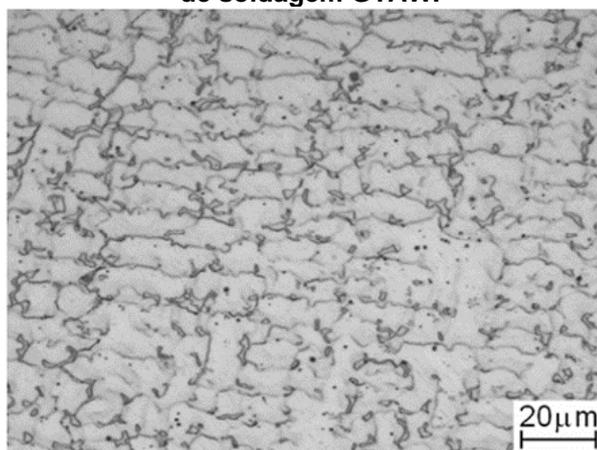
O revestimento do tipo reconstrutivo é utilizado para restauração de componentes e/ou peças para sua dimensão original, sendo um depósito essencialmente tenaz, resistente a trincas que geralmente não são projetados para serem resistentes ao desgaste, podendo ser depositado por um número ilimitado de camadas (DAVIS, 1996; LINCOLN ELETRIC, 2014; VASILESCU; DOBRESCU, 2015).

O revestimento do tipo revestimento duro é utilizado para dispor adicional resistência ao desgaste, podendo ser depositado diretamente sobre o metal de substrato ou revestimento reconstrutivo ou ainda do revestimento do tipo amanteigamento ou transição, sendo que, usualmente é limitado à aplicação de uma, duas ou três camadas (DAVIS, 1995, 1996; LINCOLN ELETRIC, 2014).

Materiais de alto desempenho tal como as superligas de Cobalto, são convenientes e práticos, dispondo neste grupo as ligas Stellite® (Delloro Steel) que são comumente utilizadas devido a sua elevada resistência ao desgaste e estabilidade de propriedades a altas temperaturas (DENG; SHI; TSURUOKA, 2010). Além das superligas de Co, existem superligas ferríticas e à base de Ni. Em relação a aplicabilidade, as ligas ferríticas podem ser usadas até a temperatura máxima de 550°C, para temperatura superiores a esta e para uma penetração térmica que exceda 1 mm, são necessárias ligas à base de níquel ou cobalto para revestimento duro. O uso de tais materiais, no entanto, apresenta uma dificuldade devido à sua má usinabilidade (MANSORI; NOUARI, 2007).

O grupo típico de ligas de cobalto destinadas ao revestimento são conhecidas comercialmente com “Stellite”. Ligas que o Cr propicia resistência a oxidação e a corrosão a altas temperaturas. Um exemplo é o Stellite 6 que tem dendritas de α -Co (Ferrita) com uma estrutura cristalina cúbica e carbonetos (M_7C_3 e $M_{23}C_6$) resultantes da reação eutética que ocorre durante a solidificação (VENKATESH, 2015). Um exemplo da característica microestrutural das superligas de Co pode ser vista por meio da figura a 2.33.

Figura 2.33: Microestrutura da liga Stellite 21 (AWS A5.21ERCoCr-E) depositada pelo processo de soldagem GTAW.

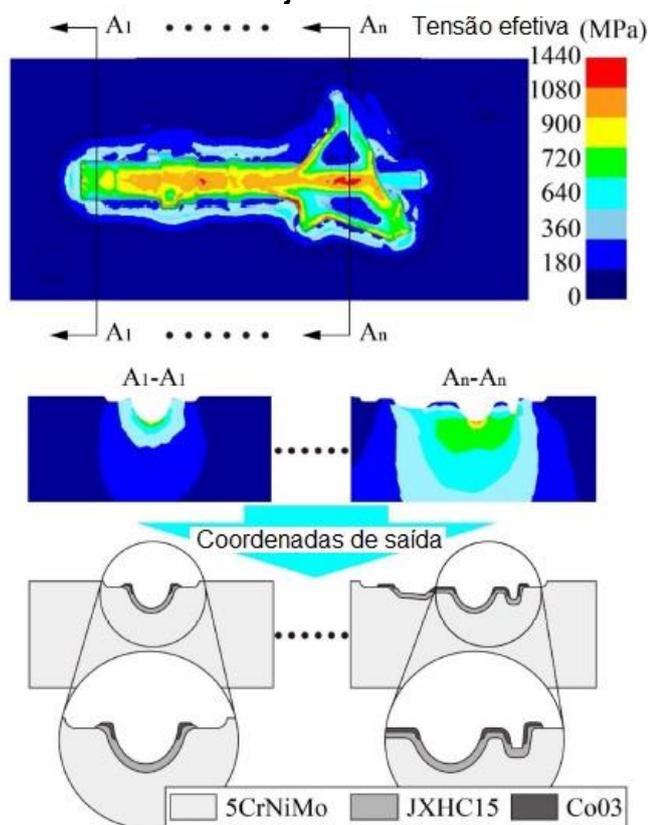


Fonte: FARHANI (2006).

O principal problema na seleção da liga a ser utilizada no revestimento, cabe na escolha adequada da composição química dos materiais utilizados para a deposição devido às diferentes condições de operação das matrizes e a vasta variedade de mecanismos de desgaste que para a aplicação do mesmo material do revestimento não seria uma opção correta ou recomendável (PYTEL, 2010). Um exemplo de uma análise realizada com auxílio de FEM (Análise por Elementos

Finitos) para auxiliar na seleção do material em função da análise da solicitação de uma matriz em processo pode ser vista por meio da figura 2.34 que ilustra o uso do revestimento duro por soldagem em uma matriz cujo material de substrato 5NiCrMo de composição 0.54% de C, 1.62% de Ni, 0.71% de Cr, 0.25% de Mo e restante Fe e material utilizados no depósitos: Co3 – 0.12% de C, 28.1% de Cr, 8.67% de Mo, 3.31% de Ni, 3.1% de W, 1.14% de Si e restante Co; JXCH15 – 0.25% de C, 9.7% de Cr, 3.23% de Mo, 2.46% de Ni, 1.19% de Mn, 1% de W, 0.4% de Co, 0.17% de V e restante Fe.

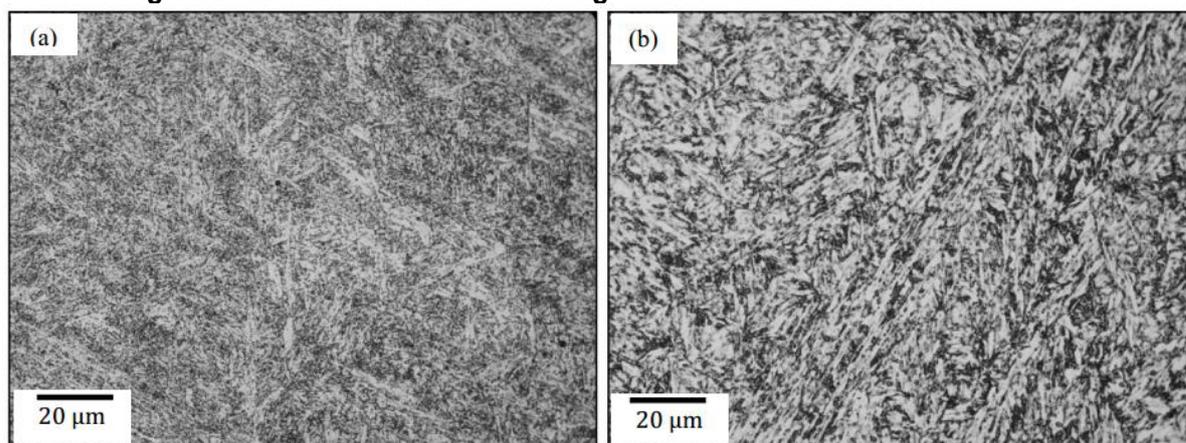
Figura 2.34: Exemplo de seleção de consumíveis de soldagem nas seções de uma matriz de forjamento.



Fonte: SHEN (2018).

O revestimento deve oferecer uma ampla gama de propriedades específicas como propriedades plásticas, e resistência à fadiga térmica e mecânica em depósitos que a dureza e resistência ao desgaste são os principais requisitos. Essa categoria de propriedades pode ser conseguida através da seleção adequada de materiais, isto é, materiais com a presença de elementos químicos como o C, Cr, Mo, Mn, Si, W, Ni, Co e V (PYTEL, 2010). Um exemplo da microestrutura de um revestimento depositado com uma liga que contém 0.25% de C, 1.02% de Mn, 6% de Cr, 1.83% de Mo, 0.63% de V e 1.53% de W consta na figura 2.35.

Figura 2.35: Microestrutura de uma liga de revestimento duro martensítica.



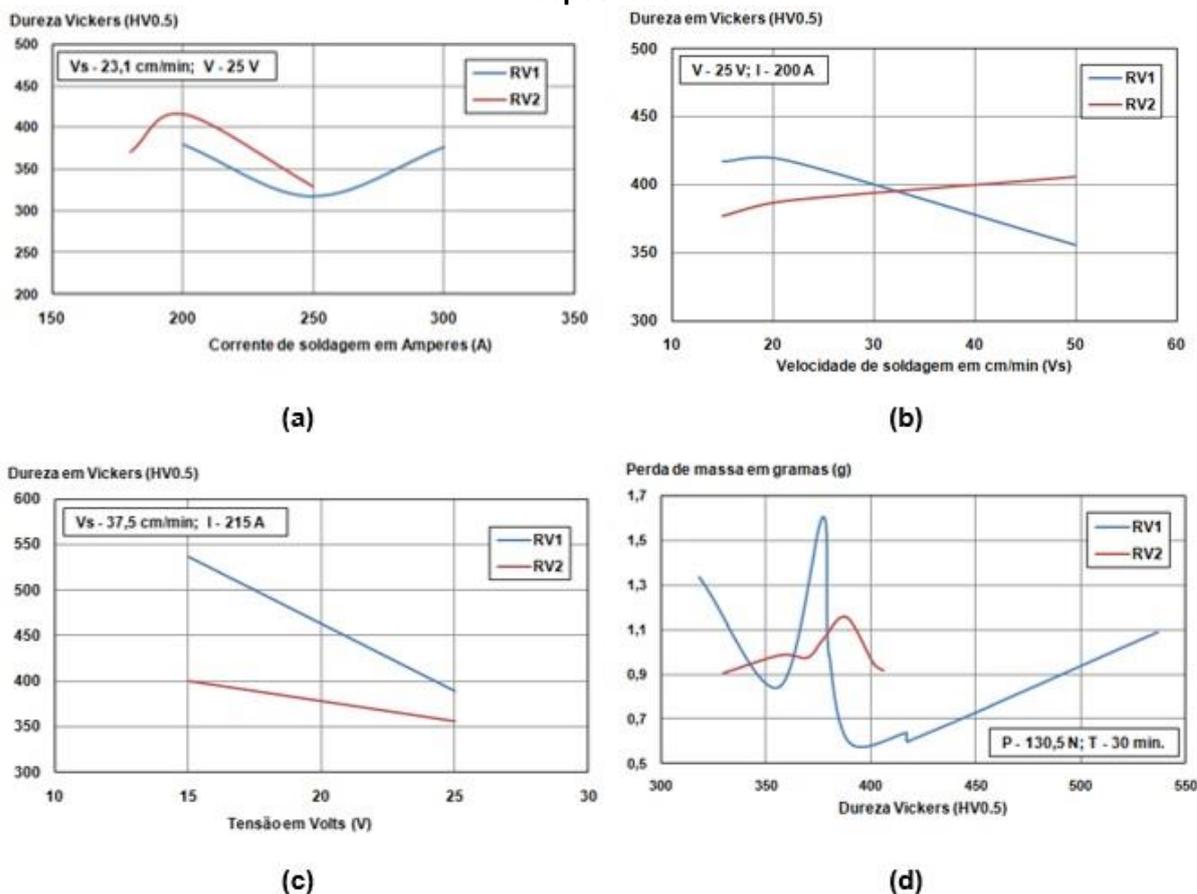
a) Antes do forjamento – Martensita revenida fina e b) Após a produção de 20000 produtos – Martensita revenida grosseira.

Fonte: AMIN (2006).

Outro fator relevante na seleção da liga utilizada para revestimento advém do processo de soldagem a ser utilizado que influencia consideravelmente no comportamento da liga, como por exemplo a microestrutura e propriedades dos depósitos da liga Stellite 6 modificado com Mo realizado com o processo PTAW após a exposição a altas temperaturas, exibe melhor estabilidade microestrutural e de dureza, embora revestimentos depositados com o processo a laser exibe uma melhor estrutura de solidificação mais fina e com maior dureza (DENG; SHI; TSURUOKA, 2010).

Outros fatores que são diretamente impactantes nas propriedades do revestimento depositado, mesmo que independente do processo de soldagem resulta dos parâmetros de soldagem utilizados (KENCHIREDDY, 2014; NEMATZADEH, 2012). Um exemplo dos impactos dos parâmetros na dureza do revestimento depositado pode ser visto por meio da figura 2.36 que traz resultados obtidos com o uso do processo de SMAW e a composição química dos revestimentos utilizados e do metal de substrato são respectivamente: Revestimento 1 (RV1) – 0.33% de C, 2.22% de Cr, 1.15% de Mn, 0.28% de Si; Revestimento 2 (RV2) – 0.10% de C, 2.15% de Cr, 1.51% de Mn, 1.09% de Ni, 0.745% de Mo, 0.38% de Si e 0.103% de V, e; Metal de Substrato (MS) – 0.18% de C, 1.47% de Mn e 0.32% de Si.

Figura 2.36: Influência dos parâmetros de soldagem nas propriedades do revestimento depositado.



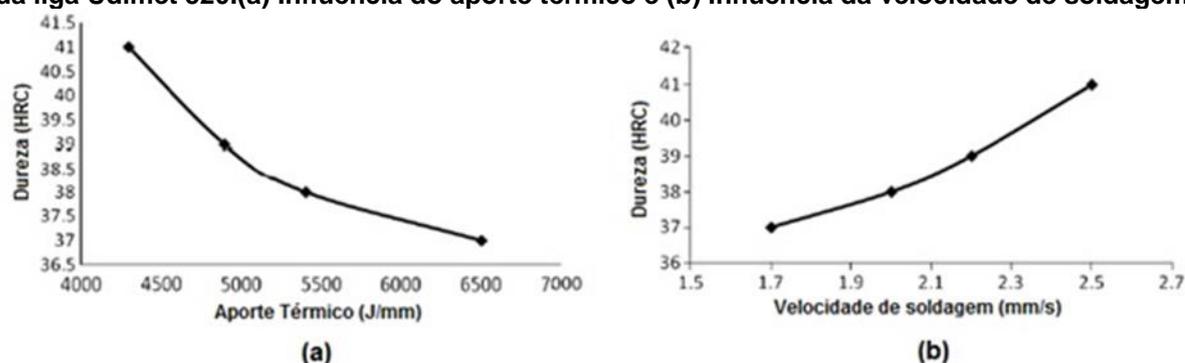
Fonte: KENCHIREDDY (2014).

Conforme a figura 2.36 os parâmetros que mais impactam na dureza do revestimento depositado são a velocidade de soldagem e tensão de soldagem que consequentemente influenciam no aporte térmico¹ utilizado que foi abordado a influência no trabalho desenvolvido por Nematzadeh (2012) que os resultados podem ser vistos por meio da figura 2.37 que refere-se a um experimento de revestimento duro por soldagem estabelecido com o material de substrato Wnr 1.2714 cuja composição química 0.6% de C, 1.51% de Ni, 1.10% de Cr, 0.52% de Mo e restante Fe, no qual utilizou-se para depósito os processos: SMAW para depósito da camada de amantecimento com o material Fox saca cuja composição 56% de Ni, 17% de Cr, 17% de Mo, 5% de W e 5% de Fe, e; GTAW para depósito

¹Aporte térmico, mesmo que aporte de calor ou calor aportado. Termo que geralmente é referenciado como aporte térmico por unidade de comprimento de solda e é representado pela energia de soldagem, na qual é representado pela equação $Q_T = (I \times V) / V_s$ e $Q_L = (Q_T \times \eta)$. Onde I representa a intensidade de corrente de soldagem em Amperes (A), V representa a tensão de soldagem em Volts (V), V_s representa a velocidade de soldagem em mm/s e η representa a eficiência da fonte de calor ou rendimento térmico do processo de soldagem (KOU, 2003).

da camada resistente ao desgaste com o material Udimet 520 cuja composição 55.5% de Ni, 19,1 % de Cr, 12.07% de Co, 5.01% de Mo, 3.04% de Ti, 2% de Al e 1.03% de W.

Figura 2.37: Influência do aporte térmico e da velocidade de soldagem na dureza do depósito da liga Udimet 520.(a) Influência do aporte térmico e (b) Influência da velocidade de soldagem.



Fonte: NEMATZADEH (2012).

Além de se ter o devido controle dos fatores determinados como críticos em função dos impactos nas propriedades do revestimento depositado, a qualidade do revestimento que em alguns casos é determinada por inspeção visual e inspeção com líquidos penetrantes na superfície da solda deve ser verificada (KASHANI, 2007) como a determinação da adequada sequência de operação e procedimento de soldagem devem ser enfatizadas, visto que o sucesso do reparo depende das condições propriamente apropriadas executadas e sua correta sequência, conforme o seguinte (SIGNES, 1982):

- a) Determinar o tipo de aço a ser reparado e sua condição de tratamento térmico;
- b) Selecionar um consumível de soldagem o qual o metal depositado forneça as propriedades desejadas na condição, como soldado ou pós-tratamento térmico;
- c) Realizar qualquer condição de tratamento térmico adequado necessário para condicionar o aço para a soldagem;
- d) Preparar a superfície a ser soldada;
- e) Pré-aquecer a ferramenta para uma temperatura apropriada;
- f) Executar a soldagem com parâmetros de soldagem apropriados;
- g) Executar um tratamento térmico pós-soldagem na ferramenta para aliviar as tensões de soldagem ou produzir propriedades desejadas.

A sequência de operações para reparo por soldagem de aço ferramentas depende do histórico de tratamento térmico anterior e a localização do reparo, em virtude deste detalhe, a sequência sugerida pode ser realizada com auxílio da figura 2.38 (SIGNES, 1982).

Figura 2.38: Sequência sugerida para reparo por soldagem de um aço ferramenta em virtude da condição de tratamento térmico anterior.



Fonte: SIGNES (1982).

Outras fontes relevantes que tratam de revestimento em matrizes podem ser vistas por meio da tabela 2.5. Normas de especificação de consumíveis e de procedimentos para revestimento duro por soldagem constam no apêndice B.

Tabela 2.5: Sites que tratam de informações relevantes sobre o revestimento por soldagem de matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente.

Sites de interesse	
1	www.absolutewelding.com/services/die-and-component-welding/ram-and-sow-block/
2	autospecmach.ru/en/products/
3	www.campbellpress.com/Hammer-repair-rebuilding
4	www.carverwelding.com/technical
5	www.castolin.com/article/new-product/new-die-repair-welding-electrodes-offers-unequaled-benefits
6	www.forgemag.com/articles/84387-making-cents-out-of-welding-die-blocks
7	www.forgeprecision.com/welding.html
8	www.forgeweld.co.uk/products_mma_e531.php
9	forgingmagazine.com/diesdie-materials/robotized-optimized-forging-die-welding#slide-0-field_images-11271

10	www.imcoalloys.com/Forging.aspx
11	www.metalcraftdie.com/welding.html
12	www.millerwelds.com/resources/article-library/conventional-and-microtig-welding-for-tool-die-and-mold-repair
13	www.mpdwelding.com/wyoming-mi-flood-welding.htm
14	www.practicalmachinist.com/vb/general/ot-sort-repairing-forging-hammer-bases-301346/
15	weldingproductivity.com/article/up-for-the-challenge/
16	www.weldmold.com/industries-served/
17	www.weldmoldchina.com/en/%E6%9C%8D%E5%8A%A1%E9%A2%86%E5%9F%9F/flood-welding/
18	www.whitfieldwelding.com/Service/Forge-Welding

2.4 METALURGIA DA SOLDAGEM DE AÇOS FERRAMENTAS PARA TRABALHO A QUENTE

A soldagem de aços que podem ser endurecidos, como o caso dos aços ferramenta para trabalho a quente utilizados no processo de forjamento e que tipicamente possuem um teor de carbono superior a 0.35% além de outros elementos de liga como o Cr, Mo, W, V, Ni e Co (Tabela 2.6) que são adicionados para fornecer propriedades referentes ao aumento da resistência ao amolecimento em temperaturas elevadas, tenacidade e refinamento de grão, exigem cuidados básicos cujos propósitos cabem em evitar a fragilização pelo hidrogênio e formação de trincas provenientes da grande tendência da formação de austenita retida e martensita no resfriamento da região soldada (BS EN ISO 4957, 2000; ROBERTS; KENNEDY; KRAUSS, 1998; SIGNES, 1982; SUAREZ; SUAREZ; PRECIADO, 2015).

Tabela 2.6: Principais aços ferramentas para trabalho a quente conforme especificação BS EN ISO 4957 e ASTM A681.

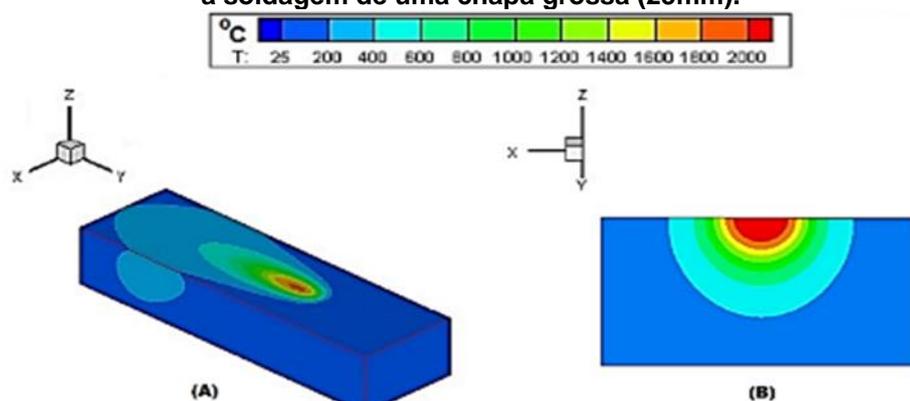
Designação EN ISO (ASTM)	Nº Wnr (UNS)	Composição Química Típica em %									
		C	Mn	P	S	Si	Cr	V	W	Mo	Outros
(L2)	(T61202)	0,73	0,50	0,03	0,03	0,3	1,0	0,2	-	0,3	-
55NiCrMoV7	1.2714	0,55	0,75	0,03	0,02	0,3	1,0	0,1	-	0,5	Ni= 1,7
(L6)	(T61206)	0,68	0,53	0,03	0,03	0,3	0,9	-	-	0,5	Ni= 1,6
32CrMoV12-28	1.2365	0,32	0,30	0,03	0,02	0,3	3,0	0,6	-	2,8	-
(H10)	(T20810)	0,40	0,45	0,03	0,03	1,0	3,4	0,5	-	2,5	-
X37CrMoV5-1 (H11)	1.2343 (T20811)	0,37	0,38	0,03	0,02	1,0	5,2	0,4	-	1,3	-
X38CrMoV5-3	1.2367	0,38	0,40	0,03	0,02	0,4	5,0	0,5	-	3,0	-

X40CrMoV5-1 (H13)	1.2344 (T20813)	0,39	0,38	0,03	0,02	1,0	5,2	1,0	-	1,4	-
50CrMoV13-15	1.2355	0,50	0,70	0,03	0,02	0,5	3,3	0,3	-	1,5	-
X30WCrV9-3	1.2581	0,30	0,30	0,03	0,02	0,3	2,9	0,4	9,0	-	-
X35CrWMoV5 (H12)	1.2605 (T20812)	0,36	0,35	0,03	0,02	1,0	5,1	0,4	1,4	1,4	-
38CrCoWV18-17-17	1.2651	0,40	0,35	0,03	0,02	0,3	4,4	1,9	4,2	0,4	Co= 4,3

Fonte: Adaptado de BS EN ISO 4957 (2000) e ASTM A681(2008).

Estes cuidados se devem ao motivo que durante a soldagem a região do metal de base adjacente a zona de fusão (região que o metal de adição é depositado) experimenta complexas alterações térmicas (Figura 2.39), e influem na microestrutura do material que em função dos parâmetros e condição de soldagem utilizada, podem acarretar em tensões residuais elevadas que podem acelerar muitos mecanismos de degradação, e alterações metalúrgicas decorrentes do ciclo térmico de soldagem (ARAÚJO, 2013; BLONDEAU, 2013).

Figura 2.39: Representação esquemática da distribuição do transiente de temperatura durante a soldagem de uma chapa grossa (25mm).



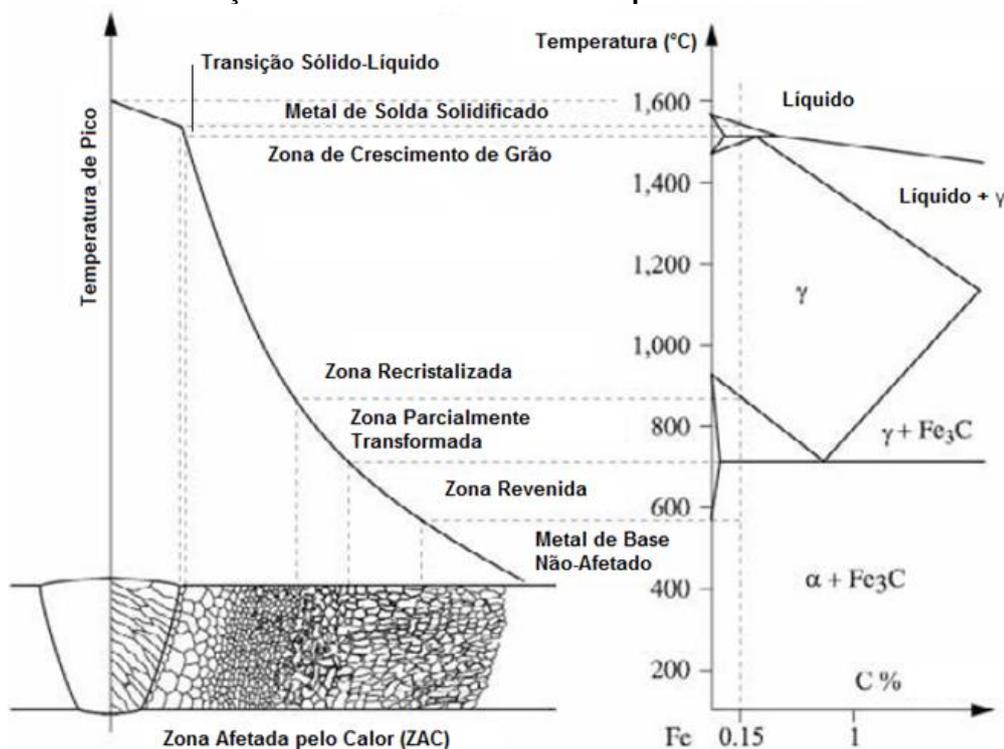
(A) Vista Superior e (B) Vista transversal.

Fonte: Adaptado de XAVIER (2016).

Em virtude disto, é requerido cautela na seleção e controle das condições de soldagem para evitar que em função dos parâmetros definidos, tensões residuais elevadas sejam produzidas. Tensões estas que podem ser de origem puramente térmica, sendo decorrente da expansão e contração volumétrica proveniente e que acarreta em distorções dimensionais; e tensões cuja origem está associada com as transformações alotrópicas ocorridas no resfriamento, e, que acarreta em transformações metalúrgicas de microconstituintes como a martensita e austenita retida que o nível de estabilização é um dos fatores mais importantes no processo de trincamento do aço (BLONDEAU, 2013; KOKOSZA; PACYNA, 2008; SUAREZ; SUAREZ; PRECIADO, 2015).

Neste caso métodos como a aplicação de preaquecimento, controle da temperatura de interpasse e tratamento térmico posterior a soldagem, auxiliam na minimização da fragilização, portanto melhorando a resposta em serviço da região soldada, principalmente para aços que podem ser endurecidos e estejam na condição como temperado ou temperado e revenido antes da execução da soldagem. Um exemplo da morfologia da região soldada de um aço conforme as transformações propícias a ocorrer, pode ser visualizado por meio da figura 2.40 (BLONDEAU, 2013; SUAREZ; SUAREZ; PRECIADO, 2015).

Figura 2.40: Representação das várias regiões constituintes de uma junta soldada. Condição do metal de base como temperado e revenido.

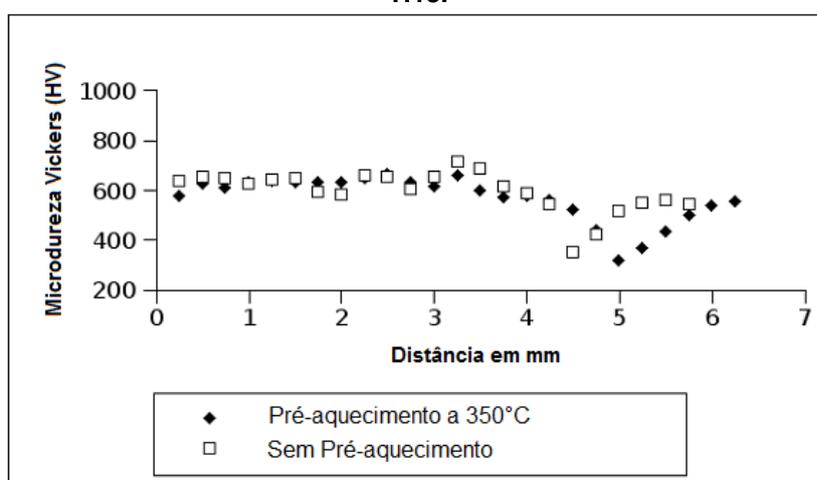


Fonte: EASTERLING (1983) apud BLONDEAU (2013).

O preaquecimento é usual para redução da taxa de resfriamento que em função dos parâmetros de soldagem utilizados impactam na temperatura de pico alcançada, taxa de aquecimento, e de resfriamento que são funções decrescentes da distância da fonte de calor e que conseqüentemente dão origem a um gradiente na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) ou Zona Termicamente Afetada (ZTA) de tamanho de grão, que para uma junta soldada a cinética da transformação da austenita no resfriamento é sensível ao tamanho de grão austenítico anterior, que quando grosseiro (grande) resulta na deterioração das propriedades da junta soldada e quando ultrafino (pequeno $<10\mu m$) resulta em boas propriedades

mecânicas, contribuindo para resistência, ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão da região (BLONDEAU, 2013; CHEN, 2003; SRIVASTAVA; TEWARI; PRAKASH, 2010). Um exemplo do impacto no perfil de dureza da região soldada em função do uso do preaquecimento pode ser visto por meio da figura 2.41 que o experimento foi realizado com o processo GTAW com passe único e material de substrato o aço ferramenta para trabalho a quente AISI H13 na condição como temperado e revenido.

Figura 2.41: Perfil de dureza média em função do uso do preaquecimento na soldagem do AISI H13.



*5.56 kJ/cm (120 A, 7 cm/min.)

Fonte: SILVA (2008).

Formas de se determinar a temperatura necessária para o preaquecimento e temperatura de interpasse máxima são diversas, sendo muitos métodos são permissíveis, alguns inclusive de forma qualitativa que são referentes ao teor de carbono do aço e em virtude de recomendações/orientações de boas práticas em soldagem como pode ser visto em catálogos técnicos de fornecedores de consumíveis de soldagem e de fabricantes de aços ferramentas para trabalho a quente, porém métodos precisos para este fim cabem na utilização de modelos matemáticos (BLONDEAU, 2013; SUAREZ; SUAREZ; PRECIADO, 2015; TRZASKA, 2016).

Outros métodos são especificamente quantitativos e mais seguros precisamente. Desenvolvidos com base em equacionamento específico ou em função de outro dado (aspecto termodinâmico). Equações que geralmente limitam-se a uma faixa específica de composição química, mas os limites de aplicabilidade podem não ter sido determinados ou declarados, que muitas vezes é uma tentativa

utilizá-las fora do intervalo de composições usadas para determinar os parâmetros (PEET, 2015). Exemplos de equações usuais para definição temperaturas críticas dos aços podem ser vistas por meio da tabela 2.7.

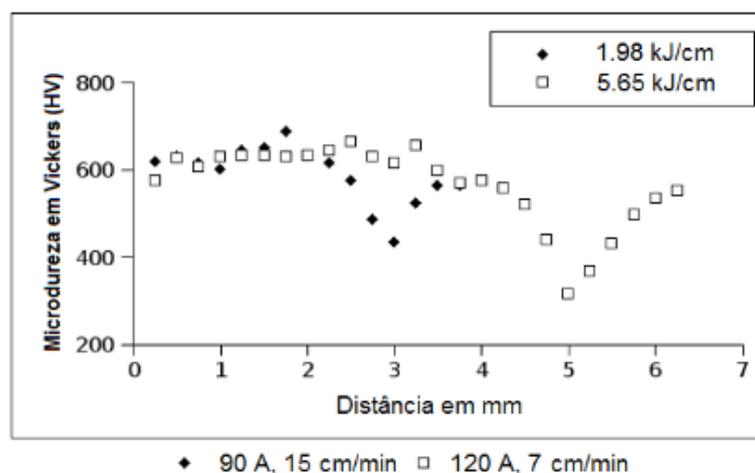
Tabela 2.7: Equações empíricas utilizadas para determinação de temperaturas críticas dos aços

Método	Descrição	Faixa de aplicação	Fonte
Andrews Ms Linear (°C)	539-423C-30,4Mn-17,7Ni-12,1Cr-7,5Mo ± 25°C	1	VERMEULEN (1996) e PEET (2015).
Andrews Ms Product (°C)	512-453C-16,9Ni+15Cr-9,5Mo+217C ² -71,5MnC-67,6CrC ± 25°C		
Capdevila Ms (K)	764,2-302,6C-30,6Mn-16,6Ni-8,9Cr+2,4Mo-11,3Cu+8,58Co+7,4W-14,5Si	2	CAPDEVILA; CABALLERO; ANDRÉS (2002).
Trzaska Ms (°C)	541-401C-36Mn-10.5Si-14Cr-18Ni-17Mo ± 14.8	3	TRZASKA (2016).
Trzaska Bs (°C)	771-231C-69Mn-58,5Cr-31Ni-55Mo-41V± 21.2		
1 – 0.11 a 0.6C, 0.04 a 4.87Mn, 4.61Cr máximo, 5.04Ni máximo, 5.4Mo máximo; 2 – 0.001 a 1.62C, 3.76Mn máximo, 3.40Si máximo, 17.9Cr máximo, 27.2Ni máximo, 5.1Mo máximo, 4.55V máximo, 30.0Co máximo, 1.10Al máximo, 12.9W máximo, 0.98Cu máximo, 0.23Nb máximo, 0.01B máximo, 0.0001 a 0.06N; 3 – 0.06 a 0.68C, 0.13 a 2.04Mn, 0.12 a 1.75Si, 0 a 2.30Cr, 0 a 3.85Ni, 0 a 1.05Mo, 0 a 0.38V, 0 a 0.38Cu, Mn + Cr máximo de 3.6, Mn + Cr + Ni máximo de 5.6, Cr + Ni máximo de 5.3 e Mn + Ni máximo de 4.5.			

Fonte: CAPDEVILA, CABALLERO e ANDRÉS (2002); PEET (2015); TRZASKA (2016) e VERMEULEN (1996).

O aporte térmico influi forte impacto no tamanho de grão da ZAC de forma linear, quanto maior o aporte térmico utilizado maior é o tamanho de grão resultante na ZAC e maior a influência na distância a partir da linha de fusão, sendo que o tamanho de grão e sua distribuição afetam as propriedades mecânicas da ZAC (CHEN, 2003). Um exemplo que ressalta a influência do aporte térmico na distância na qual a energia de soldagem afeta as propriedades do metal pode ser visualizado por meio da figura 2.42 que o experimento foi desenvolvido com o processo GTAW com passe único e material de substrato o aço ferramenta pra trabalho a quente AISI H13 na condição como temperado e revenido.

Figura 2.42: Perfil de dureza média na soldagem do AISI H13 em função do aporte térmico utilizado.



Fonte: SILVA (2008).

Além disto, a mudança no aporte térmico tem uma clara influência na distorção, penetração e distribuição das tensões residuais que são geradas devido a distribuição de temperatura não uniforme produzida pela soldagem. Contudo não tem influência considerável na magnitude da tensão residual induzida que tem uma influência significativa sobre o comportamento do fator de intensidade de tensão e a propagação de trincas de fadiga que impacta em uma redução percentual de 36 a 40% na vida em fadiga quando se compara com a condição com alívio de tensão (GADALLAH, 2018). Consta na tabela 2.8, a influência do gradiente de magnitude de tensão residual no comportamento da propagação de trincas por fadiga.

Tabela 2.8: Influência da tensão residual induzida por soldagem no comportamento da propagação de trincas por fadiga.

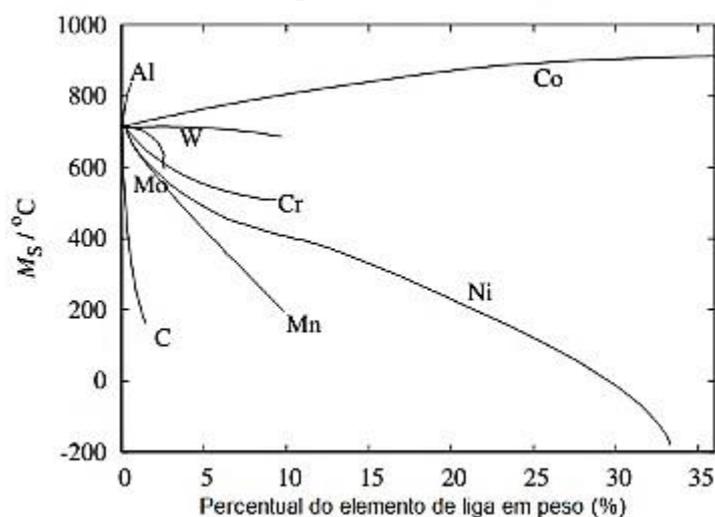
Gradiente de magnitude de tensão residual	Influência no comportamento da propagação de trincas por fadiga
Pequeno	Baixa
Grande	Alta

Fonte: GADALLAH (2018).

Em virtude de muitas estruturas soldadas estarem sujeitas em serviço por cargas externas cíclicas, em vista disso a presença destas tensões residuais pode influenciar consideravelmente a vida em fadiga do componente que como resultado da sobreposição da carga cíclica de tração externa com a tensão residual presente, uma redução na carga máxima suportável da estrutura ocorre, detalhe este que reforça que a soldagem com tensão residual é geralmente prejudicial para a vida em fadiga, já que aumenta a taxa de propagação de trincas por fadiga (GADALLAH, 2018).

Os elementos de liga nos aços geralmente afetam a cinética da transformação de fase e fortemente influenciam a temperatura na qual a austenita super-resfriada transforma-se em martensita, a qual inclusive é denominada como M_s (*martensite start*) e é definida como a temperatura mais alta na qual ocorre a transformação da austenita para martensita. Transformação que ocorre sem difusão e que é relativamente insensível a história térmica anterior durante o resfriamento, ou ao tamanho de grão austenítico, desde que a taxa de resfriamento seja alta o suficiente para suprimir a formação de outro componente microestrutural como a ferrita, perlita ou bainita. (VERMEULEN, 1996; SOURMAIL; GARCIA-MATEO, 2005). O efeito dos elementos de liga na temperatura M_s pode ser visualizado por meio da figura 2.43.

Figura 2.43: Efeitos dos elementos de liga na temperatura de transformação martensítica das ligas ferríticas.



Fonte: IZUMIYAMI et al. (1970) apud PEET (2015).

Obviamente, a composição química é o principal fator que afeta a M_s , podendo esta ser predita com bastante precisão apenas a partir da composição química do aço com auxílio de formulações que indicam relações lineares entre a concentração do elemento e a M_s (CAPDEVILA; CABALLERO; ANDRÉS, 2002; VERMEULEN, 1996). Embora que o estado da austenitização, tensões externas e a energia de deformação armazenada possam, às vezes, desempenhar um papel importante também (CAPDEVILA; CABALLERO; ANDRÉS, 2002).

A utilização do tratamento térmico posterior a soldagem, tem a função de pós-aquecimento para permitir a difusão do hidrogênio da região soldada e reduzir o nível de dureza da ZAC que conseqüentemente minimiza o risco de trincas a frio, e conforme Ahmed, Agarwal e Daniel (2015), aumenta a resistência ao impacto. O

procedimento requer um lento aquecimento (Geralmente \leq a 50°C/h e nunca $>$ que 150°C/h) para a temperatura na qual o alívio for significativo, uma manutenção nesta temperatura e um resfriamento lento (Forno) a fim de não introduzir novas tensões residuais. A escolha precisa das condições do tratamento depende de fatores que são referentes ao tipo de material, espessura e normas vigentes (BLONDEAU, 2013; GRUPPO LUCEFIN, 2010; SRIVASTAVA; TEWARI; PRAKASH, 2010; SUAREZ; SUAREZ; PRECIADO, 2015).

2.4.1 Transformação de Fases e Modos de Solidificação

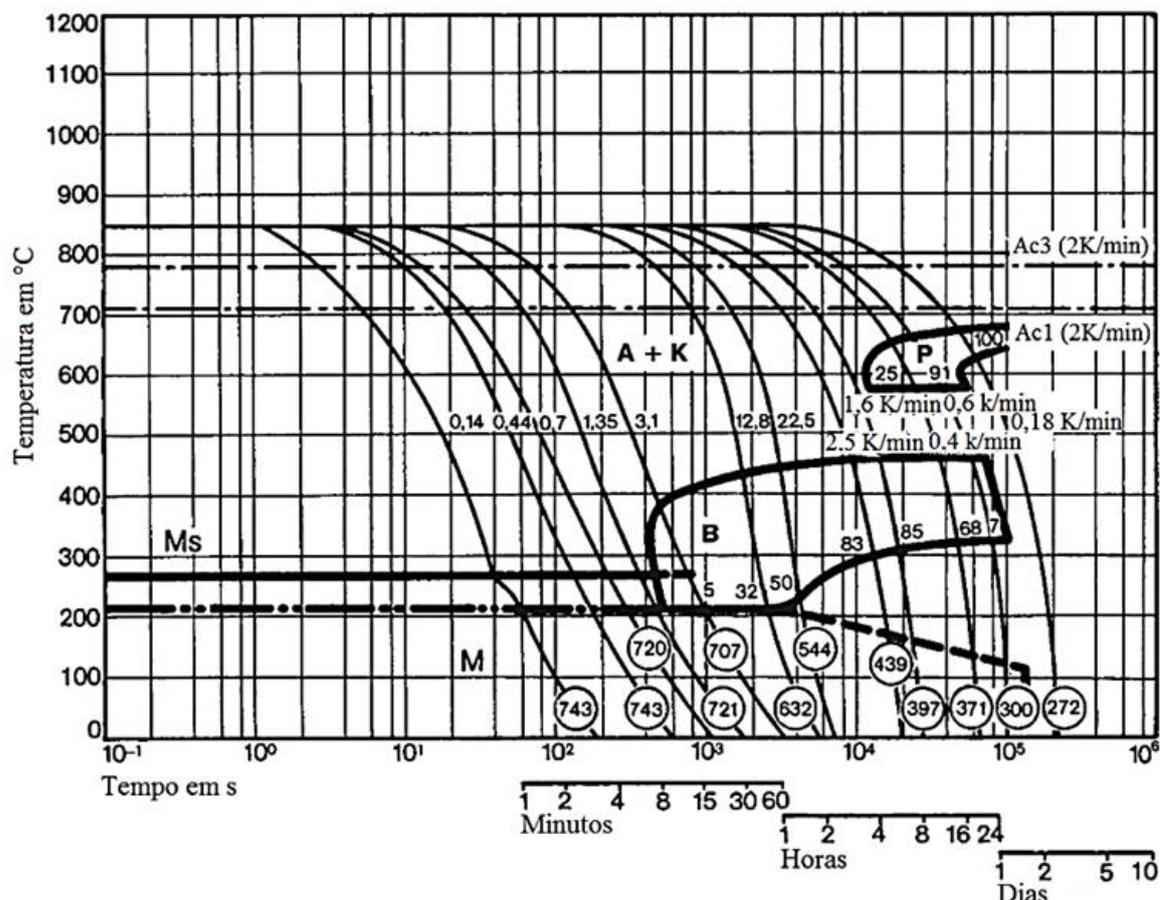
A parte transformação de fases e modos de solidificação foi dividida nos seguintes subcapítulos: Diagramas de transformação de resfriamento contínuo; Austenita retida e suas características, e; influência dos parâmetros de soldagem nos aspectos metalúrgicos do ZF (Zona Fundida) e ZTA (Zona Termicamente Afetada). A seguir, cada um destes subcapítulos será descrito.

2.4.1.1 Diagramas de Transformação de Resfriamento Contínuo

A cinética global das transformações de fases no resfriamento contínuo, assim como ocorre na soldagem, pode ser facilmente descrita pelo diagrama de resfriamento contínuo (CCT – *Continuous Cooling Transformation*), o qual é constituído de uma série de curvas de resfriamento em função da temperatura e do tempo, constando o início e o término da transformação de fase resultante (TRZASKA; JAGIEŁŁO; DOBRZAŃSKI, 2009; TRZASKA, 2016).

O diagrama contém dados quantitativos relativos à dependência da microestrutura do aço e dureza sobre a temperatura e tempo necessários para ocorrer às transformações da austenita super-resfriada (Figura 2.44), desta forma sendo bastante utilizado para a determinação da microestrutura e dureza dos aços sob o resfriamento contínuo (TRZASKA; JAGIEŁŁO; DOBRZAŃSKI, 2009; TRZASKA, 2016).

Figura 2.44: Diagrama CCT para um aço ferramenta de composição química 0.55C, 1.1Cr, 1.7Ni, 0.5Mo e 0.1V austenizado a 850°C durante 15min.



○ – Dureza em Vickers; 5...91 – percentual de fases; 0.14...22.5 – parâmetro de resfriamento (λ), por exemplo a duração do resfriamento de 800 a 500°C em $s \times 10^{-2}$; 2.5...0.18K/min – taxa de resfriamento em K/min na faixa de 800 a 500°C.

Fonte: BÖHLER (2006).

As localizações e as formas das curvas das transformações da austenita super-resfriada plotadas no diagrama contido na figura 2.44, dependem principalmente da composição química do aço, da homogeneização da austenita, do tamanho de grão austenítico, bem como da temperatura e do tempo de austenitização (TRZASKA; JAGIEŁŁO; DOBRZAŃSKI, 2009; TRZASKA, 2016).

2.4.1.2 Austenita retida e suas Características

A instabilidade desta fase como sua consequência, a fácil desintegração para a fase ferrita e carbonetos durante o revenimento podem levar à criação de uma camada de cementita sob os contornos entre a austenita e as ripas de martensita, tornando mais fácil o processo de trincamento frágil, também não podendo descartar

a existência, devido ao aumento da intensidade de tensão aplicada, uma desestabilização mecânica que adicionalmente favorece a sua transição para martensita inicial e provavelmente frágil levando ao decréscimo da tenacidade à fratura nessas áreas, por este motivo o nível de austenita retida é assumido como um dos fatores mais importantes no trincamento dos aços (KOKOSZA; PACYNA, 2008).

2.4.1.3 Influência dos parâmetros de soldagem nos aspectos metalúrgicos do ZF (Zona Fundida) e ZTA (Zona Termicamente Afetada)

Cândeia (2013) desenvolveu um trabalho cujo objetivo tratava do estudo da influência dos ciclos térmicos sobre a ZTA dos aços ferramentas para trabalho a quente X30WCrV9-3 (AISI H13) e 55NiCrMoV6 utilizando os processos de soldagem SMAW, GTAW e GMAW em função do emprego de aportes térmicos situados próximos de 500J/mm, ensaios mecânicos de tração, impacto charpy e avaliação microestrutural. Como resultado foi verificado que estes aços sofrem influência da configuração do ciclo térmico que são submetidos, e o processo de soldagem GMAW é menos apropriado para soldagem destes aços, sendo mais adequados os processos SMAW e GTAW. Os resultados obtidos podem ser vistos na tabela 2.9.

Tabela 2.9: Ciclos térmicos e suas influências nos aços 55NiCrMoV6 e X30WCrV9-3 (AISI H13)

Taxa de aquecimento	Taxa de resfriamento	Influência na microestrutura e propriedades mecânicas
>65°C/s (alta)	<20°C/s (baixa)	Alta (Negativa)
<25°C/s (baixa)	>50°C/s (alta)	Baixa (Positiva)

Fonte: CÂNDEA (2013).

Como pode ser visto por meio da tabela 2.16 o ciclo térmico que obteve menor influência na microestrutura e propriedades mecânicas dos aços foram os que apresentaram taxa de aquecimento baixa (<25°C/s) e velocidade de resfriamento alta (>50°C/s), mesmo que inclusive altas taxas de resfriamento não sendo adequadas para os aços mencionados por causa das tensões internas que estas podem causar, apesar de apresentar certas vantagens como para o acabamento da granulação (fina) sendo recomendado para contornar o problema relatado, sugerido reduzir a dimensão do consumível utilizado, assim como a intensidade de corrente

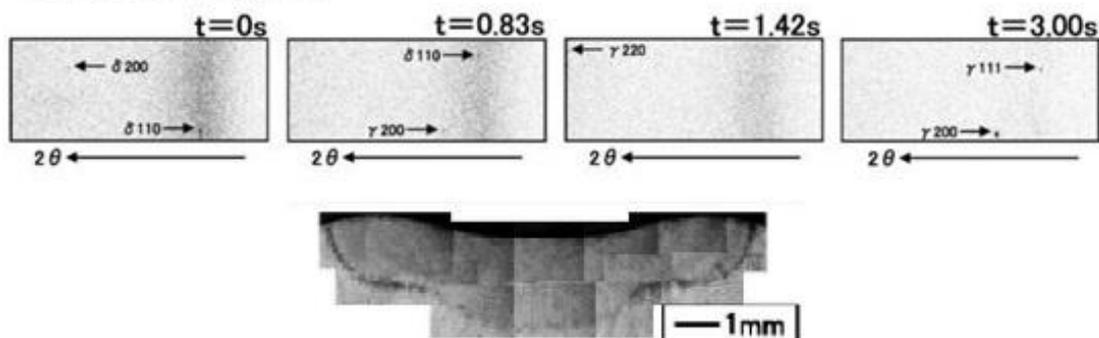
de soldagem (redução do aporte térmico) (CÂNDEA, 2013).

Durante a soldagem com multicamadas e multipasses, cada passe seria afetado pelo preaquecimento e reaquecimento do passe subsequente, e a condição da dissipação de calor se deteriora com o acúmulo de energia de soldagem. A mudança de temperatura afetada pelos passes de soldagem no entorno aumenta com a diminuição da distância entre si e o impacto entre as camadas adjacentes é maior do que na mesma camada, que se tornaria pequena após a deposição de três camadas (HU; QIN; SHAO, 2017).

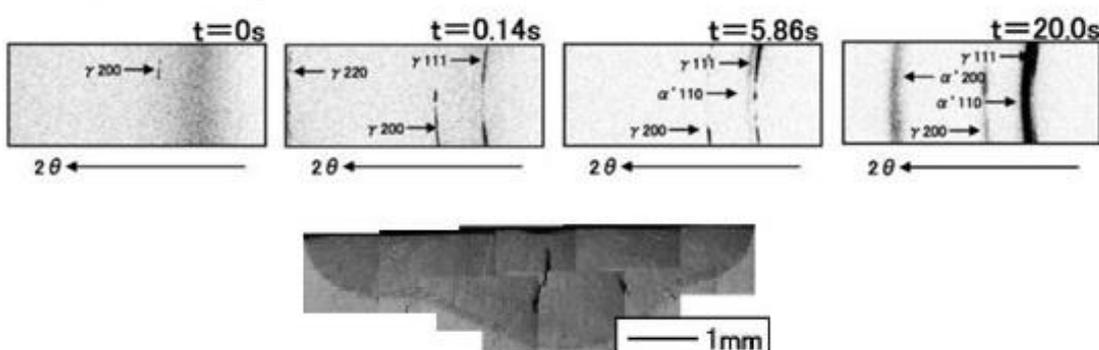
A microestrutura na primeira camada é de fases endurecidas finas com elevada dureza devido ao reaquecimento repetido e à velocidade inicial de resfriamento rápido. No entanto a microestrutura na segunda camada e demais camadas subsequentes é grosseira e com menor dureza, que foi causada pelo acúmulo de calor e a fração reduzida das fases de endurecidas. Além disso, a ZTA no metal de substrato também é revenida pelo repetido reaquecimento pela deposição, e a dureza é menor do que a da deposição de uma única camada (HU; QIN; SHAO, 2017).

Aporte de calor baixo é atribuído ao refinamento da estrutura dendrítica colunar e ao endurecimento por solução sólida (NEMATZADEH, 2012), além de impactar no modo de solidificação, isto é claro em função do aumento da velocidade de soldagem utilizada a taxa de resfriamento e de crescimento aumenta (BLONDEAU, 2013; KOU, 2003). Um exemplo pode ser visualizado por meio da figura 2.45.

Figura 2.45: Influência da velocidade de solidificação no aço ferramenta AISI H13.
Condição de Soldagem 1



Condição de Soldagem 2



Condição de soldagem 1 – baixa velocidade de solidificação (Condição normal);
 Condição de soldagem 2 – elevada taxa de solidificação (Velocidade de soldagem elevada).
 Fonte: HASHIMOTO, TERASAKI e KOMIZO (2008).

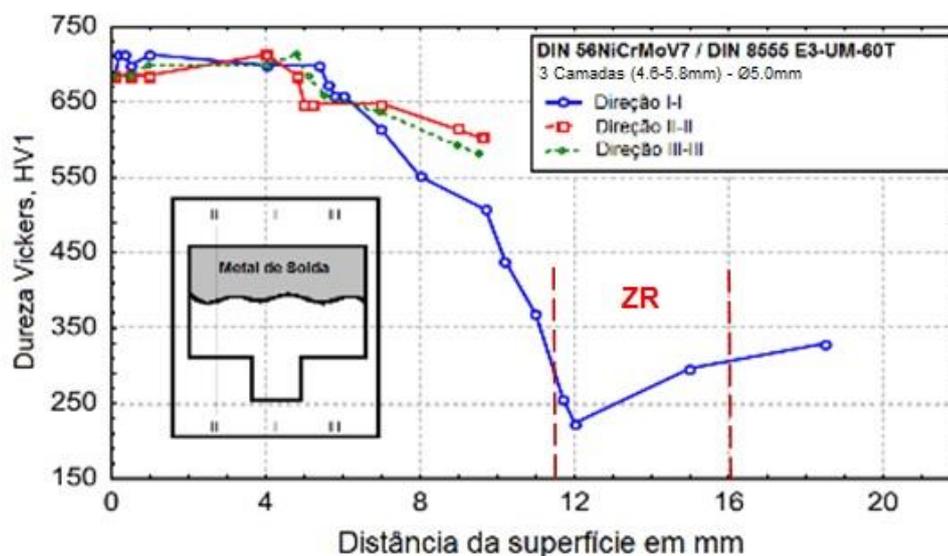
2.4.2 Problemas Metalúrgicos inerentes

A parte problemas metalúrgicos inerentes foi dividida nos seguintes subcapítulos: ZTA, e; ZF (Zona Fundida) e ZPF (Zona Parcialmente Fundida). A seguir, cada um destes subcapítulos será descrito.

2.4.2.1 ZTA

Uma característica muito marcante na soldagem dos aços que podem ser endurecidos na condição como temperado e revenido com o caso dos aços ferramentas para trabalho a quente advém da zona revenida (ZR) marcante (BLONDEAU, 2013; LAZIC, 2010a; SILVA, 2008), conforme é explanado por meio da figura 2.46.

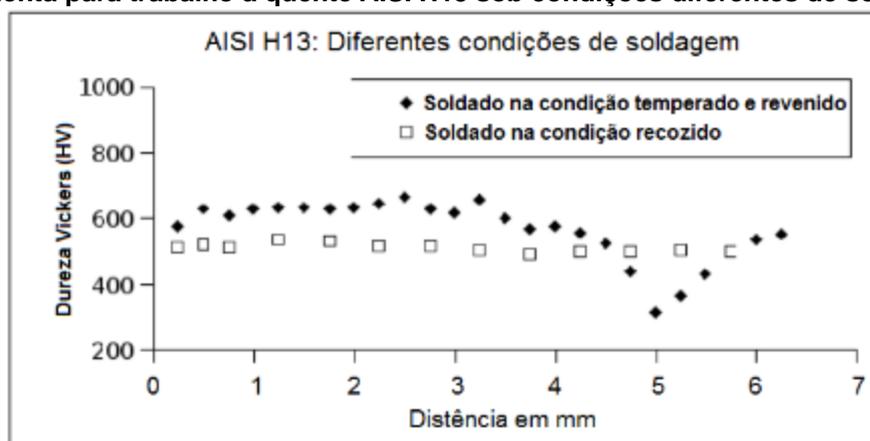
Figura 2.46: Perfil de dureza de um aço ferramenta para trabalho a quente soldado na condição como temperado e revenido.



Fonte: Adaptado de LAZIC (2010a).

A ZR é bastante característica quando presente, sendo notória a perda de dureza na região na qual a influência térmica foi relevante, atenuando uma propriedade fundamental para aços que em sua aplicação a dureza tem grande relevância como os aços ferramenta utilizados no processo de forjamento a quente, contudo, a ZR é suprimida quando o aço é soldado na condição como recozida (BLONDEAU, 2013; LAZIC, 2010a; SILVA, 2008), conforme é explanado por meio da figura 2.47.

Figura 2.47: Dureza média de soldagem de passes simples com o processo GTAW no Aço ferramenta para trabalho a quente AISI H13 sob condições diferentes de soldagem.

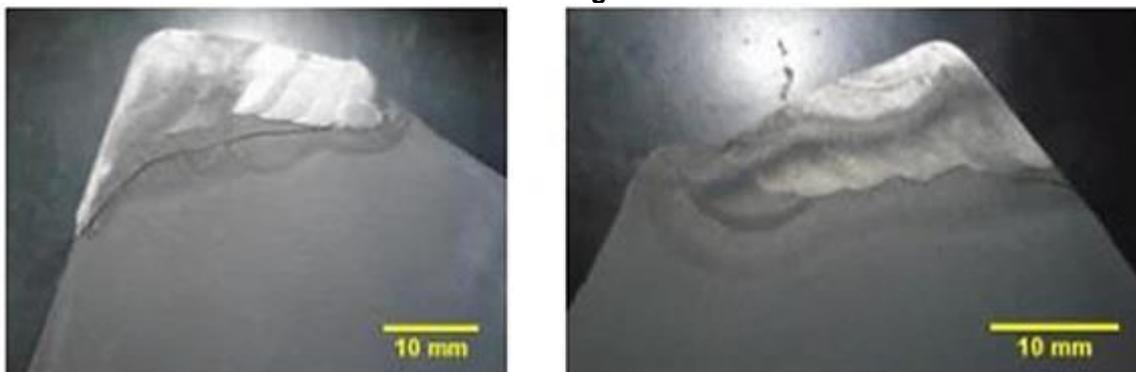


Fonte: SILVA (2008).

Outra região bastante crítica na soldagem de aços endurecidos é a ZTA que requer cuidados no momento da soldagem em virtude da tendência ao trincamento na região se cuidados não forem tomados (BLONDEAU, 2013; LAZIC, 2010a;

UDDELHOLM, 2015). Soldar uma matriz/ferramenta de forjamento a quente em baixas temperaturas irá causar um rápido resfriamento do metal de solda e a ZAC resultando em transformação para a martensita frágil com risco de o trincamento poder propagar para a ferramenta se esta estiver fria. Por esta razão durante a soldagem a temperatura de preaquecimento deverá ser mantida de 50 a 100°C acima da Ms para o aço ferramenta em questão, embora que a temperatura crítica Ms do metal de solda não ser a mesma do metal de base (UDDELHOLM, 2015). Um exemplo que retrata esta situação pode ser visto por meio da figura 2.48.

Figura 2.48: Trinca na ZTA do aço ferramenta 55NiCrMoV7 resultante da falha no controle e manutenção da temperatura de preaquecimento além da falta de tratamento térmico posterior a soldagem.



**Ataque: Persulfato de amônio a 20%, 6h.
Fonte: SILVA (2017).**

A figura 2.48 exemplifica uma condição na qual a soldagem foi realizada com uma temperatura de preaquecimento abaixo da necessária e o tratamento térmico pós-soldagem foi omitido (SILVA, 2017). Percebe-se uma trinca na ZAC (Região mais escura próxima a região clara – metal de solda) que conforme Yang (2006) pode ser iniciada nos contornos de grãos grosseiros de austenita formados no aquecimento resultante da soldagem, sendo que dois valores pico de tensão residual central ocorrem na região de reparo, uma no revestimento depositado e outra na ZAC (YANG, 2006). Estas evidências foram confirmadas por meio de avaliação macrográfica conforme pode ser visto por meio da figura 2.48 e micrográfica conforme figura 2.49.

Figura 2.49: Morfologia microestrutural das regiões de uma junta soldada do aço ferramenta 55NiCrMoV7, sem tratamento térmico pós-soldagem.



a) Macro da região soldada, persulfato de amônio a 20% por 6h; b) Metal de solda – MS a 500x, Nital 3% c) Zona Fundida – ZF, Zona Parcialmente Fundida – ZPF e Zona de Grãos Grosseiros – ZGG a 500x, Nital 3% d) Zona de Recristalização de Grãos – ZRG, 500x, Nital 3%; e) Zona Parcialmente Transformada – ZPT e Zona Revenida – ZR, 500x, Nital 3%; f) Metal de Base – MB, 500x, Nital 3%. Processo SMAW e consumível DIN 8555 E3-UM-40PT.

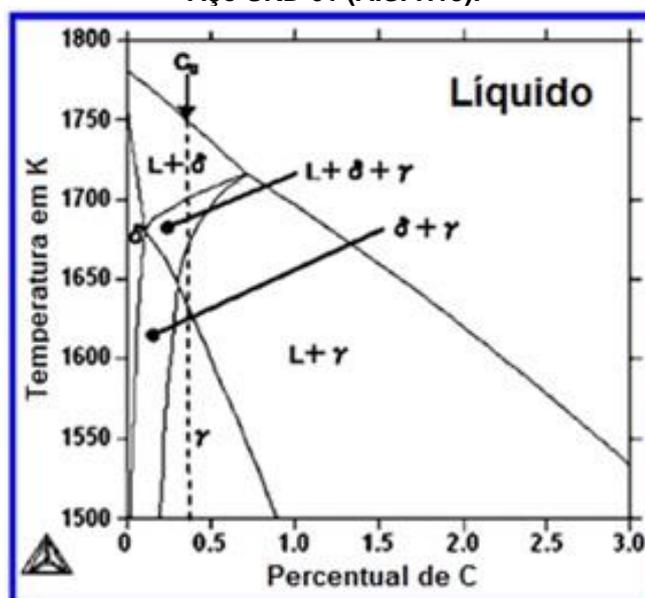
Fonte: SILVA (2017).

O tratamento térmico pós-soldagem produz resistência a fratura frágil e aumento da vida em fadiga pela redução na tensão residual e dureza. Estas mudanças nas propriedades podem ser atribuídas ao decréscimo na proporção de fases duras nas zonas de reparo como cementita e martensita. Outra tarefa importante do tratamento é aliviar a difusão do hidrogênio preso na zona de reparo à medida que o metal esfria e solidifica. Os ciclos de tratamento térmico também resultam em um efeito de ataque térmico que serve para expor trincas, melhorando a qualidade da inspeção e, assim, aumentar a confiabilidade do componente em serviço (JHAVAR, 2013).

2.4.2.2 ZF (Zona Fundida) e ZPF (Zona Parcialmente Fundida)

Aços ferramentas são sensíveis a trinca de solidificação, isto certamente porque a repartição de mudanças de soluto devido à solidificação fora do equilíbrio pelo rápido resfriamento faz com que o modo de solidificação seja distinto do ocorrente na velocidade de solidificação normal (Ver figura 2.50). O modo de solidificação passa de FA (Ferrita ► Austenita) para o modo A (Austenita) com alta velocidade de solidificação (HASHIMOTO; TERASAKI; KOMIZO, 2008 e 2009).

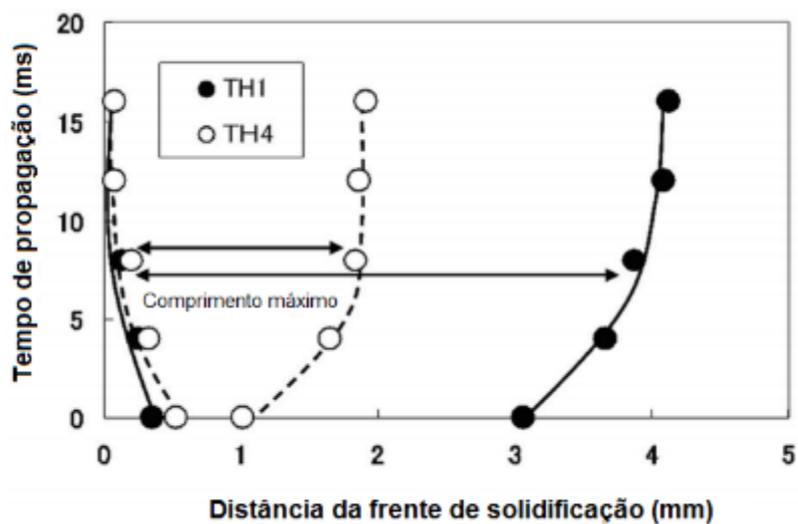
Figura 2.50: Diagrama de fase binária calculado com auxílio de software ThermoCalc para o Aço SKD 61 (AISI H13).



Fonte: HASHIMOTO, TERASAKI e KOMIZO (2008).

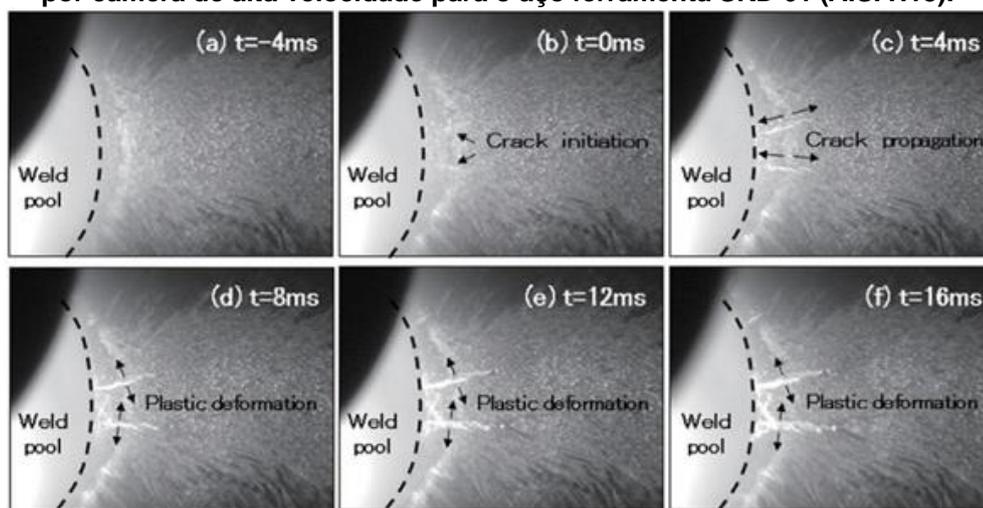
A figura 2.50 acima exemplifica o modo de solidificação em condições normais para o aço AISI H13. A transição do modo de solidificação resulta na fase primária γ (Austenita) e impurezas tais como P e S contribuem para a redução da temperatura do solidus, sendo expelidas para a fase líquida. Como resultado, o líquido retido de uma baixa temperatura de fusão segrega entre os braços de dendrita e o tempo existente de líquido é prolongado de 105K para o modo FA para 587K para o modo A, levando à ocorrência de trincas de solidificação. A redução do conteúdo de Si, P, S pode ser efetivo no decréscimo do risco de trinca de solidificação (HASHIMOTO; TERASAKI; KOMIZO, 2008, 2009). As figuras 2.51 e 2.52 exemplificam como este dano ocorre.

Figura 2.51: Relação entre o tempo decorrido após a propagação da trinca e posição da ponta desta.

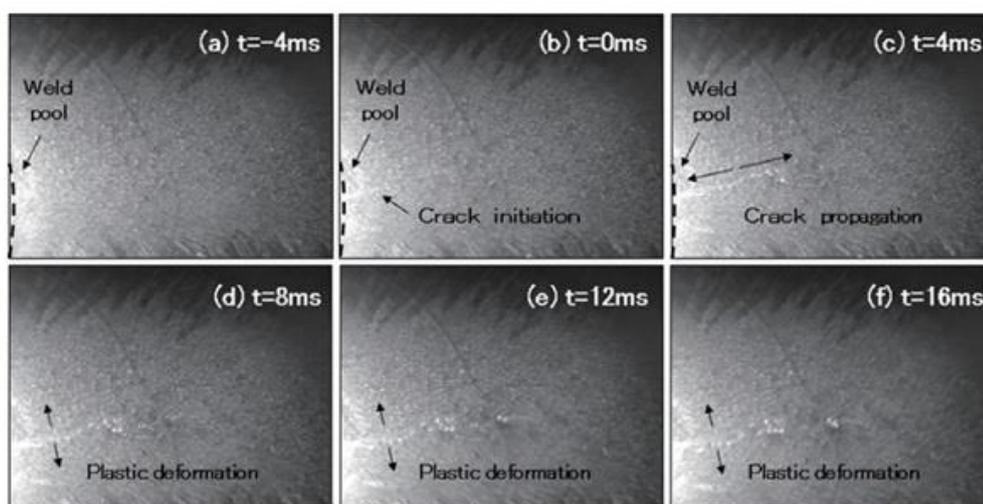


TH1 – AISI H13 comum, TH4 – AISI H13 com baixo teor de Si e P.
Fonte: HASHIMOTO, TERASAKI e KOMIZO (2009).

Figura 2.52: Sequência do comportamento do trincamento sob rápida solidificação observada por câmera de alta velocidade para o aço ferramenta SKD 61 (AISI H13).



a)



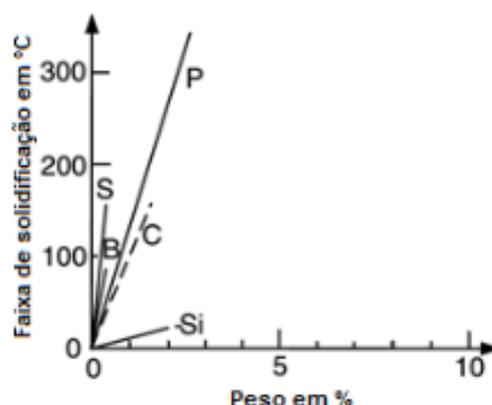
b)

a) Aço convencional e b) Aço com baixo teor de Si e P. Weld pool – Poça de Fusão; Crack initiation – Iniciação da trinca; Crack propagation – Propagação da trinca e Plastic deformation – Deformação plástica

Fonte: HASHIMOTO, TERASAKI e KOMIZO (2009).

A tendência de uma liga para formar trincas de solidificação é diretamente relacionada com a diferença entre as temperaturas solidus e liquidus da liga. Assim, ligas que apresentam uma extensa faixa de temperatura de solidificação são mais susceptíveis ao trincamento de solidificação na zona de fusão do que ligas que solidificam ao longo de uma faixa de temperatura curta. Trinca a quente durante a soldagem e suas manifestações podem ocorrer na zona de fusão (trinca de solidificação), na zona termicamente afetada sob a denominação de trinca de liquação e uma combinação destas duas (NEMATZADEH, 2012). O efeito dos elementos de liga sobre a faixa de solidificação pode ser vista por meio da figura 2.53.

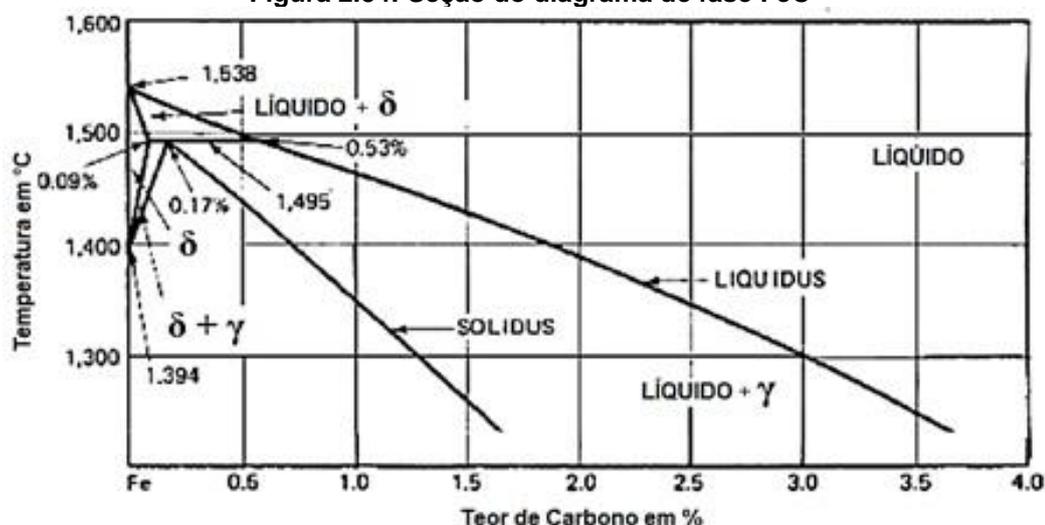
Figura 2.53: Efeito dos elementos de liga sobre a faixa da temperatura de solidificação de aços carbono e baixa liga.



Fonte: MECHANICAL ENGINEERING PUBLISHING CO. (1979) Apud KOU (2003).

Outro elemento que contribui para a ocorrência da trinca de solidificação é o C que conforme Kou (2003), quando o teor deste é superior a 0.53% para aços liga e aços carbono, aumenta a susceptibilidade da ocorrência de trinca de solidificação pelo fato de a faixa de solidificação ser maior e como fase primária se ter a austenita (γ). Esta situação pode ser vista claramente por meio da figura 2.54 que traz a seção do diagrama FeC que representa a transformação microestrutural ocorrente no resfriamento a partir do estado líquido.

Figura 2.54: Seção do diagrama de fase FeC



Fonte: KOU (2003).

Sendo por este motivo devendo ser evitados metais de adição de composição química susceptível a trinca de solidificação, selecionando metais de adição que possibilitem ajustar o metal de solda para uma composição menos susceptível. Outro cuidado se deve no uso de consumíveis com baixo teor de carbono como primeira camada a fim de evitar os efeitos da diluição (KOU, 2003).

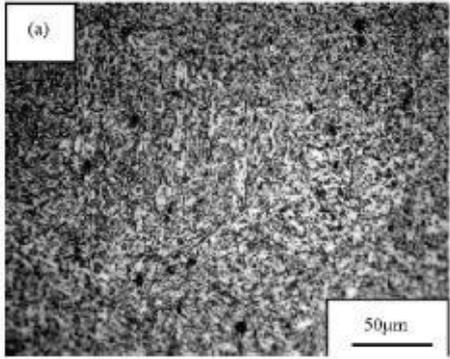
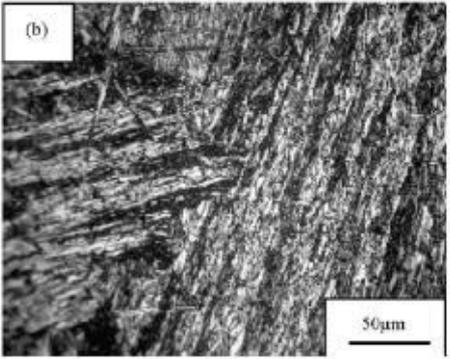
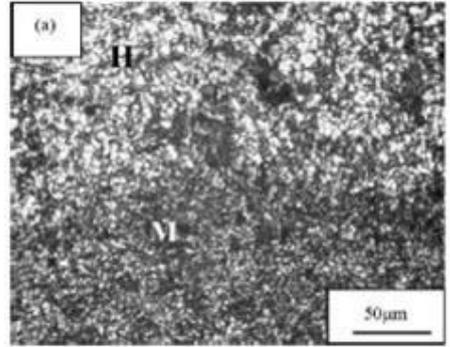
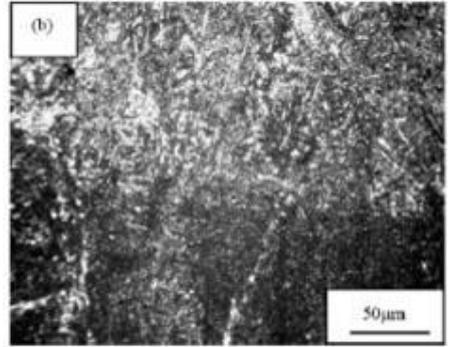
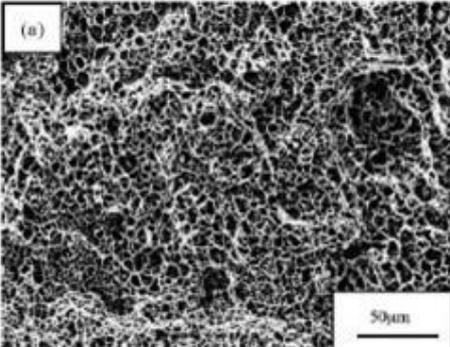
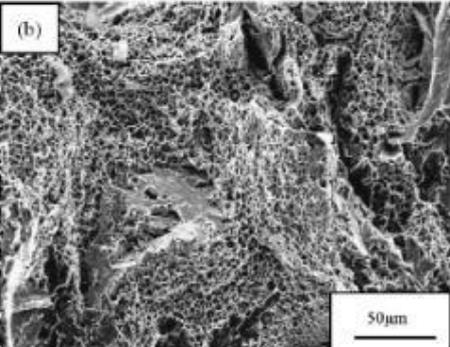
Trincas que surgem no metal de solda no caso de revestimentos resistentes ao desgaste são iniciadas ao longo dos contornos de grãos dendríticos, também podendo ser formadas entre uma inclusão e o metal de revestimento (YANG, 2006). Entretanto, a microestrutura do metal de revestimento pode ser refinada pela adição de óxidos de terras raras (Ce_2O e $\text{Ce}_2\text{O}_2\text{S}$) no revestimento do eletrodo. Podendo as inclusões serem modificadas, de modo que seu perfil possa ser alterado tornando-se esféricas e seu comprimento reduzido, além de ficarem distribuídas homogeneamente no metal minimizando a probabilidade de trincas, poros e outros defeitos na zona de ligação (LI, 2009; YANG, 2006).

A razão para o aumento da resistência ao trincamento advém da função que os óxidos podem conferir, tais como (YANG, 2006):

- a) Atuar como sítios de nucleação heterogênea de austenita primária no metal de revestimento
- b) Realizar reações de desoxidização e desulfurização dos óxidos na poça de fusão;
- c) Reduzir a temperatura de transformação martensítica de modo que a tensão residual possa ser reduzida.

Um exemplo bastante relevante que trata da influência da adição de óxidos no revestimento do eletrodo em benefício as propriedades do metal depositado, encontra-se no trabalho desenvolvido por Li (2009) que os resultados constam na tabela 2.10.

Tabela 2.10: Efeito da adição de óxidos de terras raras no revestimento do eletrodo.

Região	Com óxidos de terras raras	Sem óxidos de terras raras
Microestrutura do metal de revestimento		
Zona de ligação. Metal de revestimento (H) e Metal de substrato (M)		
Fractografia		

Composição do revestimento do eletrodo: 4.6Cr, 2.1Mo, 1.4Mn e 1.1Ni. A adição de óxidos foi de 1.7 (Ce₂O e Ce₂O₂S).

Fonte: LI (2009).

2.5 AÇO FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE DIN 55NICRMOV7

O aço ferramenta para trabalho a quente do tipo de baixa liga para fins especiais 55NiCrMoV7 conhecido comercialmente no Brasil como VMO (ver tabela 2.11), fornecido pelo grupo Villares Metals, é utilizado para matrizes de grandes dimensões para forjamento em martelo ou em prensas, bloco porta-matriz, lâminas de corte para guilhotina e punções de extrusão (MESQUITA; BARBOSA, 2005; OUDIN, 2001; POLAT, 2006; VILLARES METALS, 2009).

Tabela 2.11: Aços similares ao 55NiCrMoV7.

País de origem	Alemanha	Argentina	Brasil	Bulgária
Norma	¹ DIN 17350	IAS	ABNT	BDS 7938
Designação	1.2713, 1.2714, 55NiCrMoV7	IRAM C2	VMO	5ChNM, 5ChNMF
País de origem	Canadá	China	Coréia do Sul	Estados Unidos
Norma	CSA 419662, CSA 419663	GB/T 1299	KS D 3753	¹ FED QQ-T570, SAE J437, SAE J438, SP Manual, ASTM A681, UNS
Designação	19662, 19663	5CrMnMo, 5CrNiMo	STF 4	L6 L6 L6 L6 L6 T61206
País de origem	França	Hungria	Índia	Inglaterra
Norma	¹ AFNOR NF A35-590	MSZ 4352	IS 5518	BS 4957
Designação	55NCDV7	NK2	T55Ni7Cr4Mo5V1	55NiCrMoV7
País de origem	República Tcheca	Rússia	Polônia	
Norma	CSN 419614, CSN 419662, CSN 419663	GOST 5950	¹ PN-H-85021	
Designação	19614, 19662, 19663	5KHNM, 5KH2MNF (DI32)	WNLB, WNLV	

¹Inativo ou desatualizado.

Fonte: CVERNA (2006).

Este aço possui boas propriedades de resistência mecânica em altas temperaturas, boa resistência ao revenimento, boa resistência à abrasão, boa resistência ao choque térmico, baixo custo e alta tenacidade, propriedade inclusive essencial para o aço principalmente quando aplicado em matrizes de forjamento em martelo (MESQUITA; BARBOSA, 2005; POLAT, 2006; VERASTEGUI, 2007; VILLARES METALS, 2009). Sua composição química típica é bastante similar ao aço SAE 4340 (VERASTEGUI, 2007). e pode ser vista por meio da tabela 2.12.

Tabela 2.12: Faixa de composição química do aço 55NiCrMoV7.

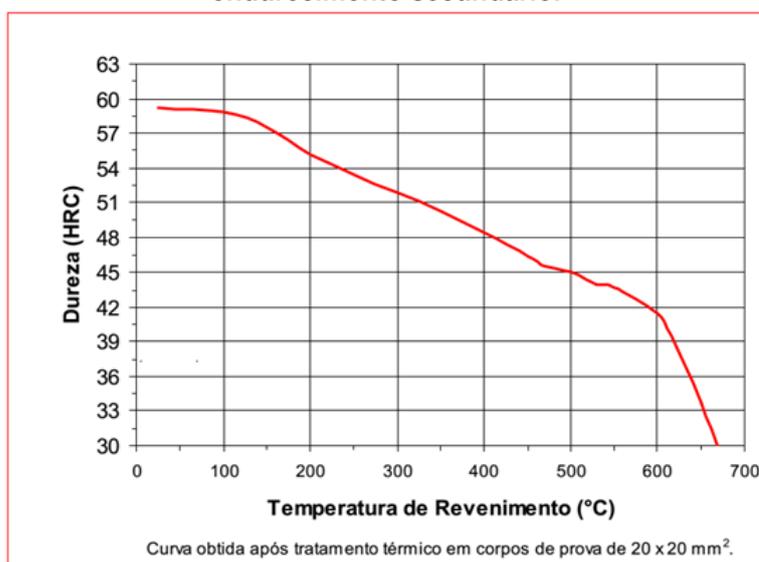
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V
Mínimo	0,50	0,65	0,10	-	-	1,0	1,50	0,45	0,07
Máximo	0,60	0,95	0,40	0,030	0,030	1,20	1,80	0,55	0,12
Típico	0,55	0,80	0,25	0,015	0,015	1,10	1,65	0,5	0,09

Fonte: BS EN ISO 4957 (2000), QUEJI (2012) e VILLARES METALS (2009).

O carbono é um elemento essencial o qual permite o aumento da resistência facilitando a transformação martensítica, enquanto o manganês beneficia a temperabilidade. O níquel tem a mesma capacidade do manganês em benefício da temperabilidade, porém aumenta a resistência ao choque mecânico, contribuindo para conceder alta tenacidade a fratura e ductilidade. Como efeito negativo, decresce a resistência ao revenimento reduzindo a temperatura de operação do aço (OUDIN, 2001).

O cromo favorece a temperabilidade, aumentando a transformação e temperatura da têmpera bem como produz uma leve resistência ao revenimento além de contribuir para estender o domínio ferrítico e formar carbonetos os quais aumentam a resistência ao desgaste. Além do cromo, o aço contém outros elementos formadores de carbonetos como o molibdênio e o vanádio, porém em virtude de o teor destes elementos serem muitos baixos, o endurecimento secundário não ocorre no aço (OUDIN, 2001), conforme inclusive pode ser visto por meio da figura 2.55.

Figura 2.55: Curva de revenimento para o aço 55NiCrMoV7 evidenciando ausência de endurecimento secundário.



Fonte: VILLARES METALS (2009).

O silício e o fósforo estão presentes de forma residual (OUDIN, 2001), porém os teores destes elementos influem na tenacidade dos aços ferramenta para trabalho a quente. A redução do teor destes elementos gera expressivo aumento na tenacidade (MESQUITA, 2008).

O vanádio tem forte efeito sobre a dureza do aço promovendo melhor resistência ao revenimento já que ocasiona a obtenção de valores mais altos de dureza para uma mesma temperatura de revenimento em relação a uma composição química similar e teor de vanádio inferior, dispondo de um aumento de dureza de cerca de 3HRC (MESQUITA; BARBOSA, 2005) conforme pode ser visto por meio da tabela 2.13.

Tabela 2.13: Efeito do vanádio sobre a dureza no revenimento do aço 55NiCrMoV7.

Temperatura (°C)	Dureza (HRC)	Observação
570	~43	V=0,07%
	~39	V=0,01%
615	~38	V=0,07%
	~34	V=0,01%

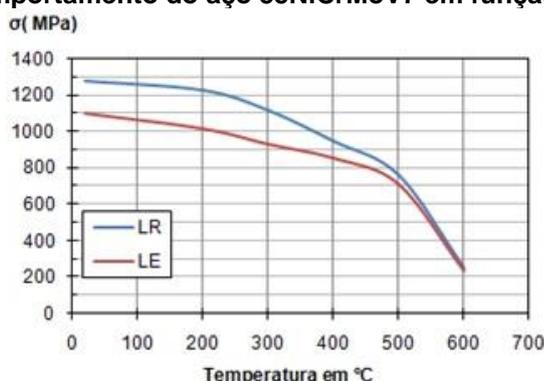
Têmpera em óleo a 850°C e duplo revenimento na temperatura indicada.

Fonte: MESQUITA e BARBOSA (2005).

Outro elemento que influi positivamente para o aço é o nitrogênio que em teores mais elevados propicia tamanhos de grãos mais finos. Teores de nitrogênio próximos de 50ppm e de titânio entre 80 e 170ppm favorecem o refinamento de grão a temperaturas elevadas (acima de 1100°C). Uma relação de Ti/N próxima a 2.0 resulta em maior refino em alta temperatura (MESQUITA; BARBOSA, 2005).

Uma limitação deste aço advém da tendência a diminuição de dureza e resistência mecânica a temperaturas acima de 400 a 500°C, sendo por isto usualmente utilizado em aplicações nas quais o tempo de contato entre a ferramenta e a peça a ser forjada é muito baixo como para o caso de matrizes de forjamento por martelamento (BRNIC, 2008; OUDIN, 2001). O comportamento do aço em função da temperatura pode ser visto por meio da figura 2.56.

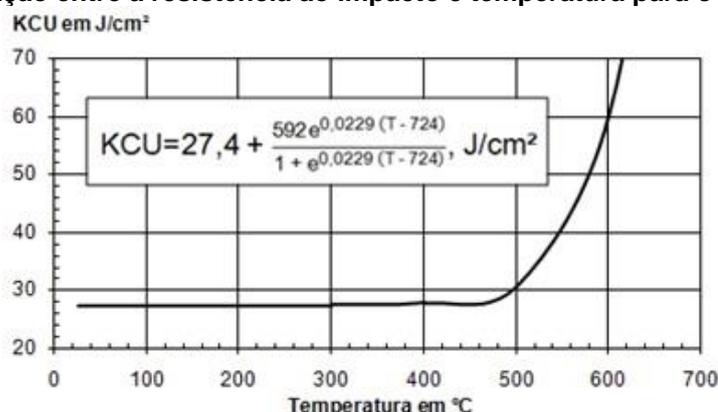
Figura 2.56: Comportamento do aço 55NiCrMoV7 em função da temperatura.



Fonte: Adaptado de BRNIC (2008).

Além disto, o material é caracterizado por uma elevada tenacidade à fratura, de aproximadamente igual a $100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ para a microestrutura martensita revenida com dureza superficial de 46HRC a temperatura ambiente (OUDIN, 2001). Conforme Zhang, (2017) a tenacidade ao impacto deste material para a dureza de 36 a 40HRC deve ser $\geq 25\text{J/cm}^2$. Um exemplo do comportamento do aço em relação à resistência ao impacto e à temperatura consta no trabalho desenvolvido por Turek e Bril (2014) e seus resultados podem ser vistos por meio da figura 2.57.

Figura 2.57: Relação entre a resistência ao impacto e temperatura para o aço 55NiCrMoV7.



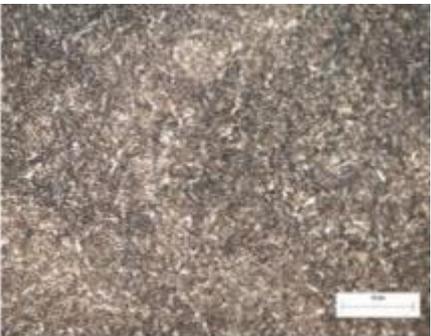
Temperado em óleo a 860°C e revenido a 460°C e 440°C para uma dureza de 46 a 49HRC.

Composição química 0,52C, 1,45Ni, 0,67Cr, 0,45Mo e 0,05V

Fonte: Adaptado de TUREK e BRIL (2014).

Embora tenha como característica marcante a alta tenacidade à fratura (OUDIN, 2001; MESQUITA; BARBOSA, 2005) é importante destacar que o processo de tratamento térmico é fator primordial para um desempenho adequado do aço em virtude da influência da condição de resfriamento nas propriedades do material (MESQUITA; MORAES, 2012; VENDRAMIN, 2016). Por meio da tabela 2.14 pode ser visualizado o impacto nas propriedades mecânicas de duas condições de resfriamento, forno a vácuo e têmpera em óleo a 60°C.

Tabela 2.14: Influência do método de resfriamento sobre a propriedade mecânica e metalúrgica do aço 55NiCrMoV7.

Local	Método de resfriamento	
	Vácuo (N ₂ a 4,5bar) e duplo revenimento a 440°C por 3h	Óleo a 60°C e duplo revenimento a 460°C por 3h
Superfície	 <p>Martensita revenida com 48HRC (500x)</p>	 <p>Martensita revenida com 46HRC (500x)</p>
10mm	 <p>Martensita revenida com 46HRC (500x)</p>	 <p>Martensita revenida com 45HRC (500x)</p>
Centro (45mm)	 <p>Martensita revenida e bainita com 38HRC (500x)</p>	 <p>Martensita revenida com 43HRC (500x)</p>
Detalhe	 <p>Sem fratura no ensaio charpy sem entalhe</p>	 <p>Fratura no ensaio de impacto charpy</p>

**Austenitização a vácuo 900°C por 30mín e a óleo 910°C por 10mín.
Fonte: VENDRAMIN (2016).**

Um trabalho muito impactante que aborda condições de resfriamento para análise das propriedades mecânicas, foi desenvolvido por Fan e colaboradores (2011) que exemplifica a importância do meio de resfriamento ser satisfatório, pois

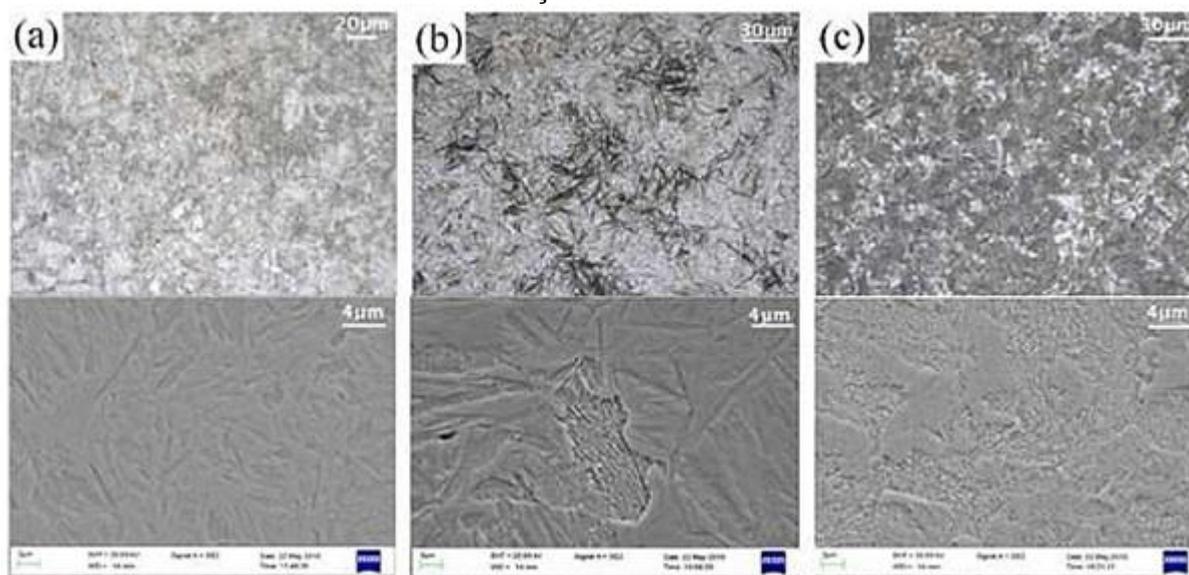
pode-se no resfriamento da têmpera mesmo que atingindo uma dureza elevada obter microconstituintes diferentes, como   explanado por meio da tabela 2.15 e figura 2.58.

Tabela 2.15: Influência dos meios de resfriamento sobre a dureza na têmpera do aço 55NiCrMoV7.

Temperatura de austenitiza�o	Meio de resfriamento	Microestrutura	Dureza
850�C	�gua	Martensita	59.9HRC
	0,1�C/s	Bainita inferior	55.9HRC
	0,5�C/s	Bainita superior	44.5HRC

Fonte: FAN et al. (2011).

Figura 2.58: Micrografia de amostras do aço 55NiCrMoV7 temperadas a 850 C e resfriadas em condi es diferentes.



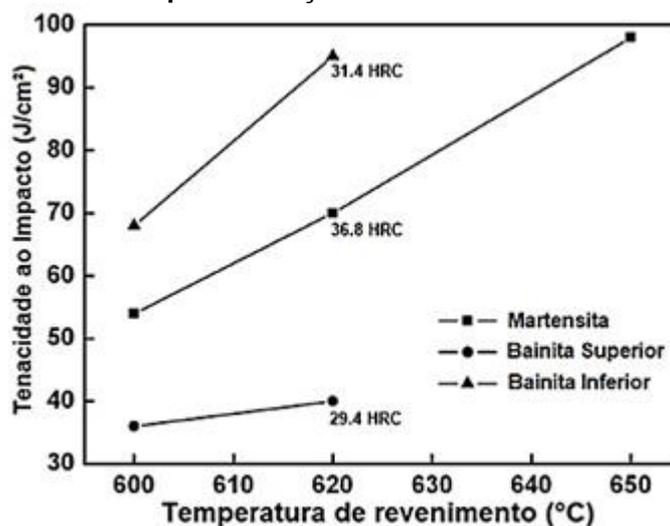
a) Martensita com resfriamento em água, b) Bainita inferior com resfriamento a 0,1 C/s e c) Bainita Superior com resfriamento a 0,05 C/s.

Parte superior microscopia óptica e inferior microscopia eletr nica de varredura (MEV).

Fonte: FAN et al. (2011).

Além deste detalhe, outro fator pertinente, cabe na sele o da temperatura para realiza o do tratamento térmico de revenimento que conforme o experimento realizado por Fan et al. (2011) evidenciou que em decorrência de um resfriamento na têmpera ineficaz no que se refere a transforma o martensítica total da microestrutura, obt m-se resultados distintos para a mesma temperatura de revenimento utilizada, conforme pode ser constatado por meio da figura 2.59.

Figura 2.59: Relação da tenacidade ao impacto do aço 55NiCrMoV7 em função da temperatura de revenimento utilizada para condições diferentes de resfriamento na têmpera

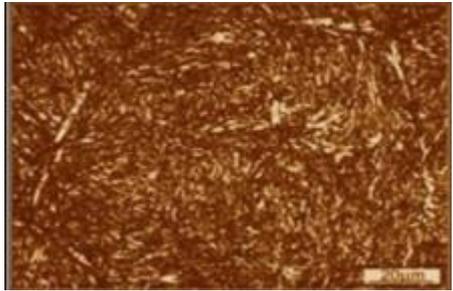
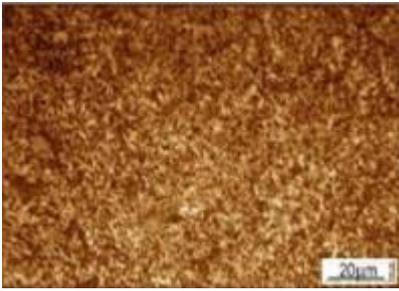
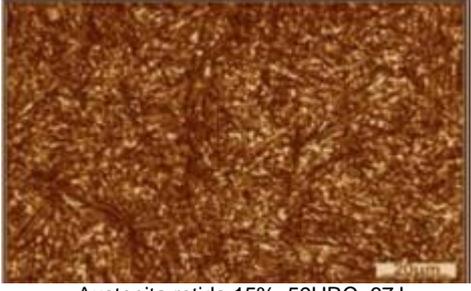
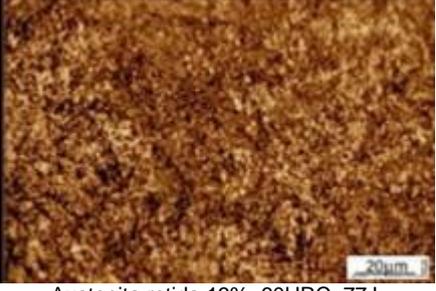
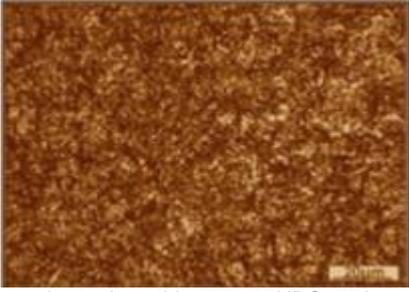
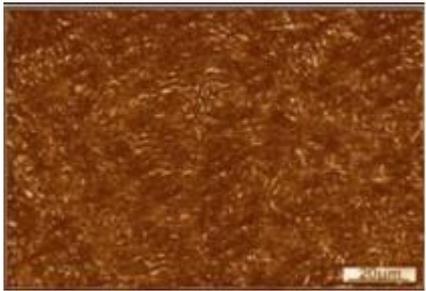
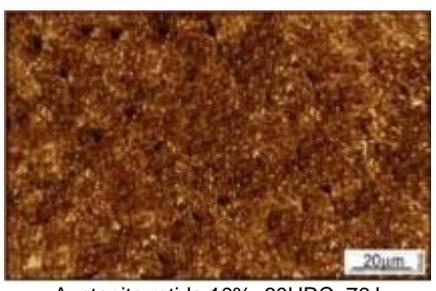
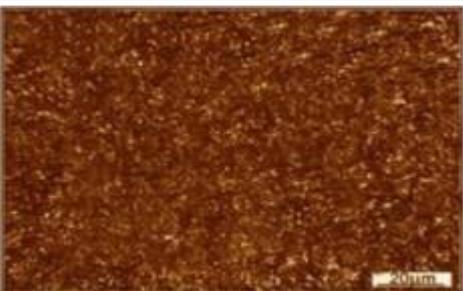
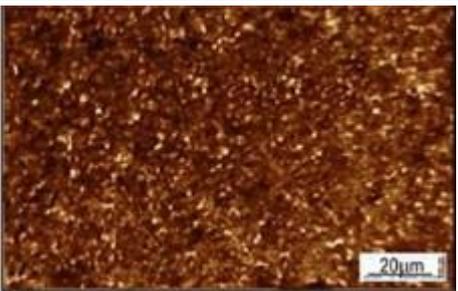


Fonte: FAN et al. (2011).

Por meio da figura 2.59 percebe-se que o parâmetro de dureza superficial, como inclusive foi identificado por Vendramin (2016) e Mesquita e Moraes (2012), não é fator para avaliar a eficácia de um tratamento térmico, em virtude da possibilidade de um maior desempenho do aço em uso.

Outro quesito importante e bastante relevante relacionado com o tratamento térmico deste aço procede do nível de austenita retida presente que é diretamente relacionado com o método de resfriamento e que conseqüentemente inclusive demanda a utilização de sub-resfriamentos ou aplicação de no mínimo duas etapas de tratamento térmico de revenimento (THAMIR, 2011). Tratamentos subzero que foram abordados por Thamir (2011) para avaliar o nível de austenita retida, dureza superficial resultante e tenacidade ao impacto para o aço 55NiCrMoV7 que os resultados podem ser visualizados por meio da tabela 2.16.

Tabela 2.16: Microestrutura do aço 55NiCrMoV7 sob diferentes condições de tratamento térmico subzero.

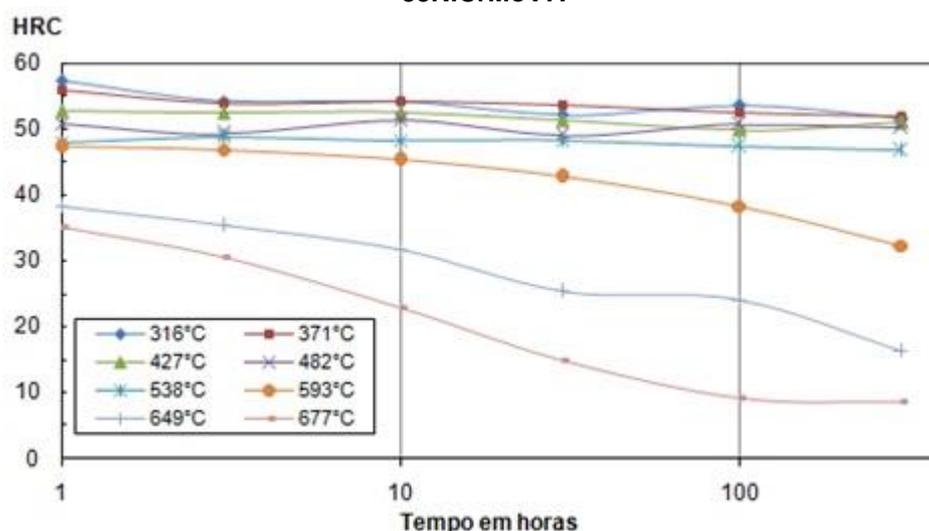
Tratamento criogênico	Tempera ao ar forçado a 880°C por 30mín	Tempera em óleo a 860°C por 30mín
-50°C por 1h, ar, revenimento a 220°C por 30min, ar.	 <p data-bbox="534 656 869 678">Austenita retida 18%, 57HRC, 60J.</p>	 <p data-bbox="1029 656 1364 678">Austenita retida 16%, 58HRC, 70J</p>
-100°C por 1h, ar, revenimento a 220°C por 30min, ar.	 <p data-bbox="534 992 869 1014">Austenita retida 15%, 59HRC, 67J</p>	 <p data-bbox="1029 992 1364 1014">Austenita retida 13%, 60HRC, 77J.</p>
-150°C por 1h, ar, revenimento a 220°C por 30min, ar.	 <p data-bbox="534 1317 869 1339">Austenita retida 12%, 60HRC, 72J</p>	 <p data-bbox="1029 1317 1364 1339">Austenita retida 11%, 61 HRC, 82J.</p>
-150°C por 2h, ar, revenimento a 220°C por 30min, ar.	 <p data-bbox="534 1641 869 1664">Austenita retida 11%, 59HRC, 65J.</p>	 <p data-bbox="1029 1641 1364 1664">Austenita retida 10%, 60HRC, 76J</p>
-150°C por 3h, ar, revenimento a 220°C por 30min, ar.	 <p data-bbox="534 1966 869 1989">Austenita retida 10%, 58HRC, 63J.</p>	 <p data-bbox="1029 1966 1364 1989">Austenita retida 8%, 59HRC, 73J.</p>

Aumento de 1000x
Fonte: THAMIR (2011).

O estudo desenvolvido pelo autor (THAMIR, 2001) cujos resultados, inclusive podem ser vistos por meio da tabela acima é bastante relevante e caracterizam como fator primordial na aquisição da matéria prima diante dos fornecedores do aço em virtude da limitação da aplicação dos tratamentos térmicos subzero nos ambientes fabris.

Outro trabalho relevante que aborda parâmetros do processo de tratamento térmico sobre as propriedades do aço ferramenta 55NiCrMoV7, foi desenvolvido por Virtanen, Tyne e Levy (2009) que aborda a influência do tempo e temperatura no revenimento pós-têmpera na dureza superficial que se caracteriza como outro ponto muito crítico na determinação de tratamentos térmicos eficazes. Os resultados encontrados são bastante relevantes, os quais podem ser vistos por meio da figura 2.60.

Figura 2.60: Influência do tempo e temperatura de revenimento sobre a dureza do aço 55NiCrMoV7.



Fonte: VIRTANEN, TYNE e LEVY (2009).

Todavia, referente a parâmetros validados para uso no tratamento térmico do aço DIN 55NiCrMoV7, é comum seguir os catálogos técnicos fornecidos pelos fabricantes do material como também, experiência fabril adquirida para com o aço, porém muitos trabalhos (FLORA; PELLIZZARI, 2008; MESQUITA, 2016; MESQUITA; BARBOSA, 2005; OUDIN, 2001; THAMIR, 2011; VENDRAMIN, 2016; ZHANG, 2007) foram desenvolvidos com esta ênfase e que abordaram diversos aspectos para auxílio na determinação de parâmetros e condições adequadas para tratamento térmico do aço. Alguns exemplos podem ser vistos por meio da tabela 2.17.

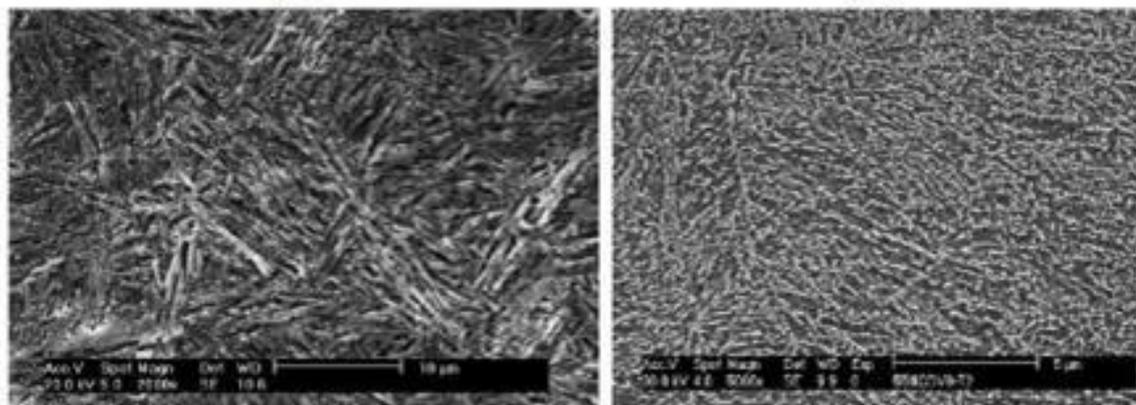
Tabela 2.17: Exemplos de tratamentos térmicos de beneficiamento para o aço 55NiCrMoV7.

Austenitização	1º Revenimento	2º Revenimento	Propriedades	Fonte
870°C / 1h / Vácuo	560°C / 2h / Ar	480°C / 2 h / Ar	41HRC	FLORA e PELLIZZARI (2008)
900°C / 1h / Óleo	550°C / 2h / Ar	550°C / 2 h / Ar	43HRC	MESQUITA (2016)
	600°C / 2h / Ar	600°C / 2 h / Ar	41HRC	
	625°C / 2h / Ar	625°C / 2 h / Ar	38HRC	
850°C / 1h / Óleo	570°C / 2h / Ar	570°C / 2h / Ar	42.7HRC	MESQUITA e BARBOSA (2005)
	615°C / 2h / Ar	615°C / 2 h / Ar	37.7HRC	
875°C / 1h / Óleo	605°C / 3h / Ar	-	42HRC	OUDIN (2001)
875°C / 1h / Óleo	511°C / 1h / Ar	-	47HRC	
880°C / 30min / Ar	500°C / 1.5h / Ar	480°C / 1.5 h / Ar	46HRC / 93J / 23% AR*	THAMIR (2011)
860°C / 30min / Óleo			48HRC / 107J / 20% AR	
910°C / 10min. / Óleo a 60°C	460°C / 3h / Ar	460°C / 3 h / Ar	46HRC	VENDRAMIN (2016)
900°C / 30min. / Vácuo de N ₂ a 4,5bar	440°C / 3h / Ar	440°C / 3 h / Ar	48HRC	
850°C / 1h / Vácuo	450°C / 2h / Ar	-	45.5HRC	ZHANG (2007)
	560°C / 2h / Ar	-	42HRC	
	600°C / 2h / Ar	-	35HRC	

*AR – Austenita Retida

Na condição temperada o aço apresenta uma microestrutura livre de carbonetos em virtude que, durante a austenitização, os carbonetos do tipo M₃C são completamente dissolvidos (OUDIN, 2001), porém na condição temperada e revenido, apresenta precipitados (ZHANG; DELAGNES; BENHART, 2004 apud SERIACOPI, 2013) conforme pode ser visto por meio da figura 2.61.

Figura 2.61: Microestruturas do aço ferramenta 55NiCrMoV7.
(a-) (b-)

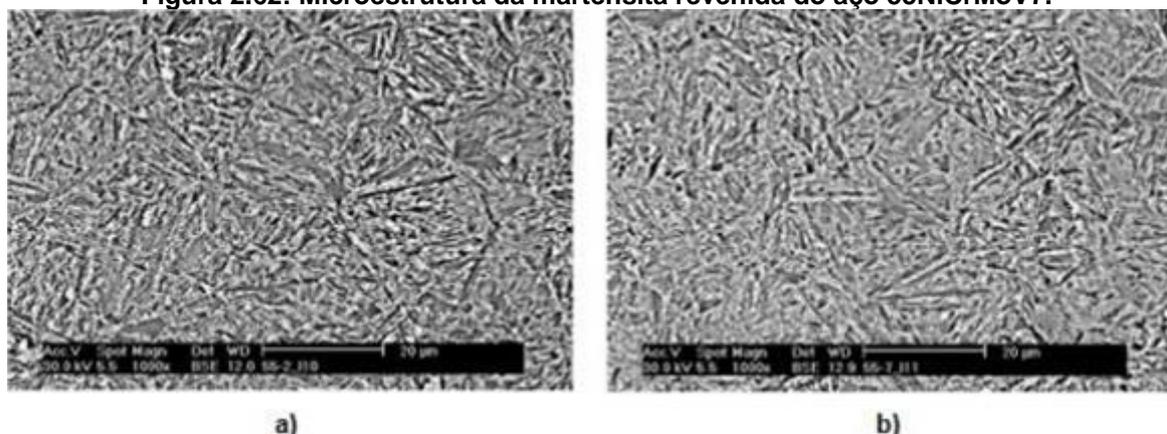


a) Martensita em ripas decorrentes de têmpera do material. b) Martensita revenida com a presença de precipitados após tratamento térmico (MEV).

Fonte: ZHANG, DELAGNES e BENHART (2004) Apud SERIACOPI (2013).

Em função da dureza, a microestrutura na condição como temperada e revenida não apresenta grandes variações (OUDIN, 2001), conforme pode ser visto na figura 2.62.

Figura 2.62: Microestrutura da martensita revenida do aço 55NiCrMoV7.

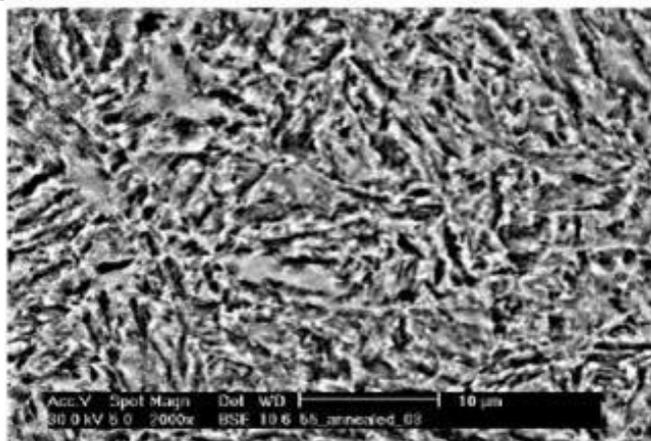


a) 42HRC e b) 47HRC. Ataque Nital 3% durante 45s (MEV).

Fonte: OUDIN (2001).

Na condição recozida, a microestrutura do aço consiste basicamente de ferrita e carbonetos de tipo M_3C (Cementita substituta ou Cementita ligada ao cromo) e a dureza típica de 261HV (OUDIN, 2001). Nas condições de resfriamento ao ar calmo e forçado apresenta bainita superior e inferior (FAN et al., 2011), conforme pode ser visto por meio da figura 2.63.

Figura 2.63: Microestrutura bainítica do aço 55NiCrMoV7.



(MEV)

Ataque Nital a 3% por 45s (MEV).

Fonte: OUDIN (2001).

3 METODOLOGIA DE ESTUDO

Em função do objetivo de se estudar a viabilidade técnica e financeira de se recuperar, utilizando revestimento duro, matrizes de forjamento a quente de aço 55NiCrMoV7 utilizadas em martelo, foram realizados um experimento e um estudo de caso e, com base em seus resultados foram feitas uma análise de viabilidade tecnológica e uma análise de viabilidade financeira.

O experimento teve como objetivo testar diferentes configurações de revestimento duro e consistiu na fabricação de peças-teste, que tiveram uma área específica de suas superfícies revestidas por deposição de material a arco elétrico utilizando eletrodo revestido, e submissão das peças-teste a análises e ensaios de caracterização de propriedades.

Para a análise de viabilidade tecnológica, os resultados das análises e ensaios de caracterização foram utilizados para verificar se as propriedades e características resultantes de cada configuração de revestimento duro atendem aos critérios de qualidade esperados para os tipos de matrizes em estudo, assim como comparar qualitativamente as diferentes configurações de revestimento com base em inferências a respeito de sua resistência aos processos de degradação de matrizes de forjamento.

Para a análise de viabilidade financeira, as informações geométricas das peças-teste e os custos com matéria-prima e processo, foram utilizados para a realização de estimativas de custo por área de revestimento para cada configuração de revestimento testada.

Já o estudo de caso foi utilizado para complementar a análise de viabilidade financeira. Para tal, as informações reais de geometria e utilização de três matrizes da empresa em que este trabalho foi realizado, foram aproveitadas para estimar o custo de se revestir estas matrizes, assim como, para estimar o impacto disto no custo das peças fabricadas por estas matrizes.

As seções a seguir descrevem os métodos, ensaios e análises adotados para o experimento de revestimento duro de superfícies em aço 55NiCrMoV7, os métodos e critérios adotados para a análise de viabilidade tecnológica, assim como, os métodos e critérios empregados para o estudo de caso e a análise de viabilidade financeira.

3.1 EXPERIMENTO DE REVESTIMENTO DURO DE SUPERFÍCIES EM AÇO 55NICRMOV7

O experimento de Revestimento duro de superfícies em aço 55NiCrMoV7 foi realizado em quatro etapas:

- Seleção de materiais para revestimento;
- Definição das configurações de revestimento a serem testadas;
- Planejamento de processo e fabricação das peças-teste;
- Análises e ensaios de caracterização.

Nos subcapítulos a seguir, cada uma destas etapas será descrita.

3.1.1 Seleção de Materiais e Definição das Configurações de Revestimento a serem testadas

A seleção dos materiais para revestimento foi iniciada com um levantamento de opções comerciais de eletrodo revestido, de fornecimento acessível considerando abrangência nacional. Os principais critérios para a inclusão nesta lista foram:

- **Artigos, dissertação, teses e livros:** (BLONDEAU, 2013; BRNIC, 2008; DAVIS et al., 1995; HAMMOCK, 2007; JHAVAR; PAUL; JAIN, 2013; KOU, 2003; LAZIĆ et al., 2010a, 2010b; LI, 2009; MESQUITA, 2016; MESQUITA; BARBOSA, 2005; NEDELJKOVIĆ et al., 2010; OUDIN, 2001; ROBERTS; KENNEDY; KRAUSS, 1998; SIGNES et al., 1982; VENKATESH; SRIKER; PRABHAKAR, 2015; YANG, 2006);
- **Recomendação dos fabricantes de consumíveis:** (AFROX WELDING, 2012; ESAB, 2013; KESTRA, 2012; LINCOLN ELETRIC, 2014) para o revestimento de matrizes de forjamento;
- **Normas de especificação dos consumíveis:** (AWS A5.4, 2006; DIN 8555, 1983; BS EN 14700, 2005);
- **Características de soldabilidade do material de revestimento com o substrato:** (AHMED; AGARWAL; DANIEL, 2015; BS EN ISO 4957, 2000; CÂNDEA, 2013; CHEN, 2003; GADALLAH, 2018; HASHIMOTO; TERASAKI; KOMIZO, 2008, 2009; HU; QIN; SHAO, 2017; KOU, 2003; MESQUITA; BARBOSA, 2005; MUTAVDŽIĆ et al., 2012; OUDIN, 2001; POLAT, 2006;

ROBERTS; KENNEDY; KRAUSS, 1998; SIGNES, 1982; SILVA, 2008; SUAREZ; SUAREZ; PRECIADO, 2015; VERASTEGUI, 2007; VILLARES METALS, 2009; YANG et al., 2006);

- **Propriedades requeridas no processo de forjamento a quente em martelo:** (DAVIS et al., 1995; FLORA; PELLIZZARI, 2008; FAN; SUN; LI, 2011; MESQUITA, 2016; MESQUITA; BARBOSA, 2005; OUDIN, 2001; ROBERTS; KENNEDY; KRAUSS, 1998; VILLARES METALS, 2009; SILVA; MEI, 2006; SIGNES, 1982; VENDRAMIN; NUNES; MUNHOZ, 2006) e;
- **Custo do consumível:** que deveria ser baixo (foi adotada pelo autor a premissa de que, para ser considerado de baixo custo, o preço do consumível não poderia exceder R\$70,00/kg).

A tabela 3.1 apresenta os consumíveis selecionados inicialmente como potenciais possibilidades para utilização no experimento. Estes foram organizados conforme propriedade característica, sendo designados como MRD (Material Resistente ao Desgaste) e MCT (Material para Camada de Transição).

Tabela 3.1: Composição química dos consumíveis potenciais para uso em função dos parâmetros pré-definidos (Técnicos e financeiros).

Material	ID	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	W	Propriedade
DIN 8555 E3-UM-40-PT	MRD 1	0,2	0,6	-	6	0,5	3,5	0,5	0,2	41 HRC
DIN 8555 E3-UM-45-T	MRD 2	0,22	1,25	0,91	2,43	-	-	0,048	3,78	45 HRC
Des. Esp.	MRD 3	0,1	1,1	0,55	5,34	1,19	3,4	-	0,1	44 HRC
Des. Esp.	MRD 4	0,12	0,72	0,53	5,75	1	0,58	0,11	0,12	39 HRC
DIN 8555 E3-UM-40PST / ISO 14700 EFe3	MRD 5	0,13	0,8	0,75	5	0,25	3,25	-	-	40 HRC
DIN 8555 E3-UM-40ST	MRD 6	0,11	0,7	0,52	5,05	0,055	3,55	0,018	0,11	40 HRC
DIN 8555 E6-UM-40 / ISO EN 14700 EFe2	MRD 7	0,37	0,98	0,87	4,23	-	0,31	-	-	400 a 450 HB
AWS A5.4 E309Mo	MCT 1	0,07	1,58	0,86	22,8	13,1	2,55	-	0,07	570 MPa (LR)
AWS A5.4 E312	MCT 2	0,12	1,1	0,88	28,8	9,3	0,45	-	0,12	700 MPa (LR)

Composição informada em certificado de qualidade fornecido pelo fabricante.

Des. Esp. – Desenvolvimento Especial (Liga desenvolvida pelo fabricante sem atendimento a especificação de material); **ID** – Identificador; **LR** – Limite de Resistência.

Fonte: O Autor.

A adoção de uma camada de transição, conforme Kou (2003) é necessária em virtude da susceptibilidade do metal de substrato DIN 55NiCrMoV7 à trinca de solidificação. Além deste detalhe, outro fator de forte influência é a disparidade de propriedades físicas (Coeficiente de expansão térmica e etc.) e químicas

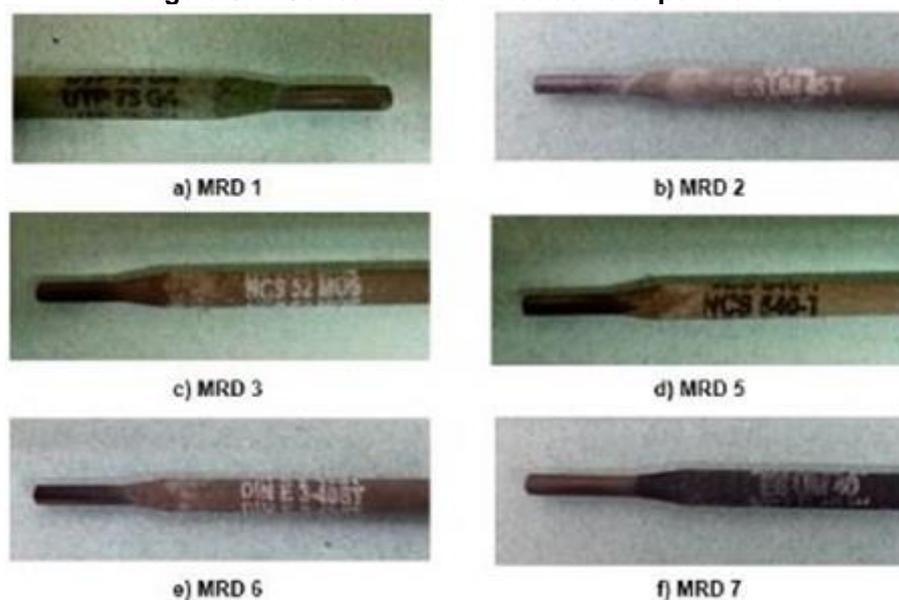
(Composição química, afinidade química e outros) dos materiais utilizados no revestimento (MRD e Metal de substrato) sendo obrigatório o uso da camada de transição para fornecer uma transição metalúrgica do substrato com os materiais resistentes ao desgaste (AMIN, 2006, 2013; DAVIS, 1996, 2006; LAZIC, 2013; LINCOLN ELETRIC, 2014).

A camada de transição ainda favorece e potencializa o comportamento dos materiais utilizados como resistentes ao desgaste, porém requer que para cada aplicação específica seja testada, e analisada as configurações de quantidades de camadas/espessura que provoca melhores resultados, questão inclusive que é pouco abordada em trabalhos científicos (AMIN, 2006, 2013). Sendo assim, no presente trabalho, em virtude do metal de substrato e consumíveis selecionados para revestimentos resistentes ao desgaste, foi adotado o uso de uma camada de transição.

Para a escolha dos MRD's, foi adotada a premissa de que a dureza do revestimento, conforme informado por fabricante em catálogo, deveria ser de aproximadamente 40 HRC ou maior. Como só havia material suficiente para fabricar seis peças-teste revestidas, decidiu-se por adotar os seis MRD's de maior dureza.

Em relação aos materiais denominados como MRD, os quais podem ser visualizados por meio da figura 3.1, não foi utilizado no experimento o MRD 4 o de menor dureza dentre as sete opções iniciais listadas.

Figura 3.1: Consumíveis utilizados no experimento.

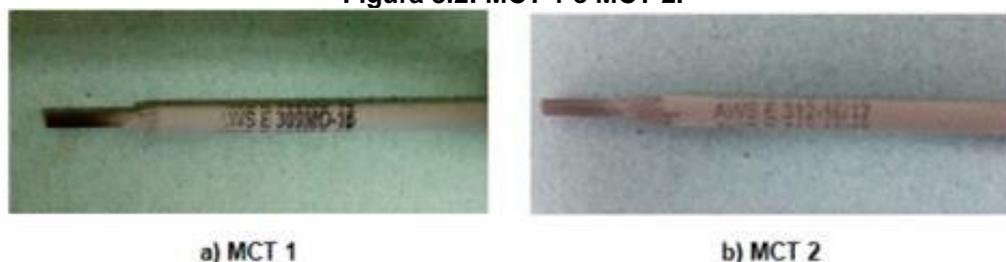


Fonte: O autor.

Já para a escolha dos MCT's, foi levado em conta: a susceptibilidade do metal de substrato para ocorrência de trincas de solidificação (KOU, 2003); a capacidade de diluição dos elementos de liga presentes que influem neste dano, como o S, P e C (BLONDEAU, 2013; HASHIMOTO; TERASAKI; KOMIZO, 2008, 2009; KOU, 2003); a característica microestrutural do metal de solda (BLONDEAU, 2013; KOU, 2003), e; a diluição em função do processo de soldagem utilizado que conforme AFROX WELDING (2012), para o processo SMAW, é em média de 20 a 45%.

Devido a isso, foram selecionados o MCT 1 e o MCT 2 (Figura 3.2), ligas do tipo FeCrNi e FeCrNiMo, que são comumente utilizadas como camada de transição para revestimento duro (AWS A5.4, 2006; ESAB, 2013; KESTRA, 2012) e que conforme equacionamento de Sférian's (BLONDEAU, 2013), e Cr_{eq} (Cromo equivalente) e Ni_{eq} (Níquel equivalente) do diagrama de Schaeffler modificado (LISCIC, 2010), apresentam teor de ferrita delta de 20.2% e 36%, respectivamente, além de apresentar boa funcionalidade como transição de elementos de liga (SIGNES, 1982) no que se refere à contribuição para o depósito subsequente (MRD's), esta análise pode ser vista por meio da tabela 3.2.

Figura 3.2: MCT 1 e MCT 2.



Fonte: O autor.

Tabela 3.2: Relação dos elementos de liga presentes nos MCT e o Metal de substrato.

Material	Ni	Cr	Mo	V	C	% δ
55NiCrMoV7	1,58	1,05	0,47	0,08	0,54	-
MCT 1*	✓ 13,1	✓ 22,8	✓ 2,55	-	✓ 0,07	20,2
MCT 2	✓ 9,3	✓ 28,8	! 0,45	-	✓ 0,12	36
MCT 3	✓ 1,95	✗ 0,7	✗ 0,35	0,025	✓ 0,09	-
MCT 4	✗ 1,45	✓ 5,9	✓ 0,66	-	✓ 0,085	-

*Material utilizado como referência por se tratar do maior valor de aquisição.
 O cálculo do teor de ferrita delta foi realizado pelo uso da Sférian's formula: $\delta = 3 (Cr_{eq} - 0.93Ni_{eq} - 6.7)$
 (BLONDEAU, 2010) e equacionamento do Cr_{eq} e Ni_{eq} contido no diagrama de Schaeffler modificado (LISCIC, 2010).

O símbolo verde representa atendimento, ou seja, igual ou superior em % ao elemento químico de referência.

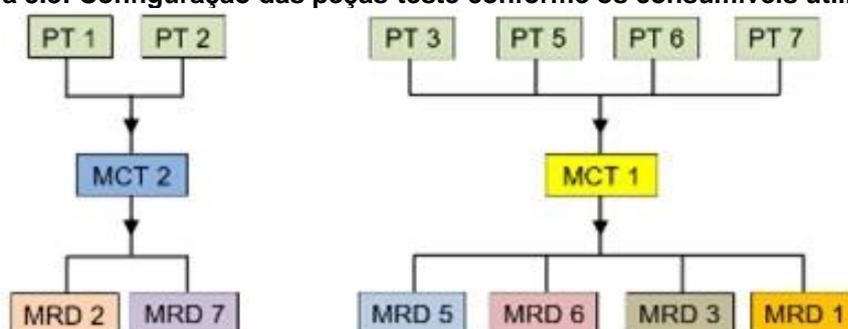
O Símbolo de exclamação amarelo representa que o teor do elemento químico é próximo do valor em % para o elemento químico de referência, neste caso inferior em 0,02%.

Fonte: O autor.

Ao todo, foram fabricadas sete peças-teste, sendo uma sem deposição de revestimento e as outras seis revestidas, cada uma com 6 camadas sobrepostas (1 de MCT e 5 de MRD).

A configuração dos revestimentos pode ser vista na figura 3.3. As peças-teste (PT) 1 e 2 receberam como primeira camada de revestimento o MCT 2 e em seguida MRD 2 para a PT 1 e MRD 7 para a PT 2. A PT 3, 5, 6 e 7 receberam como primeira camada de revestimento o MCT 1 e posterior MRD 5 para a PT 3, MRD 6 para a PT 5, MRD 3 para a PT 6 e MRD 1 para a PT 7.

Figura 3.3: Configuração das peças-teste conforme os consumíveis utilizados.



Fonte: O autor.

A PT 4 não foi submetida a revestimento duro, foi utilizada para retirada de amostras para comparação da propriedade tenacidade no ensaio de impacto das PT's revestidas.

3.1.2 Fabricação das Peças-Teste

Para a fabricação das peças-teste, foi reaproveitado o material de duas matrizes em uso na empresa em que este trabalho foi realizado. Originalmente, estas matrizes foram confeccionadas a partir de barras de seção circular forjadas de 350 mm de diâmetro e eram utilizadas em martelo pneumático do tipo duplo efeito e de contragolpe.

A tabela 3.3 apresenta as composições do material das duas matrizes, obtida por meio de análise química, assim como o estabelecido pela norma ISO EN 4957 para aços 55NiCrMoV7.

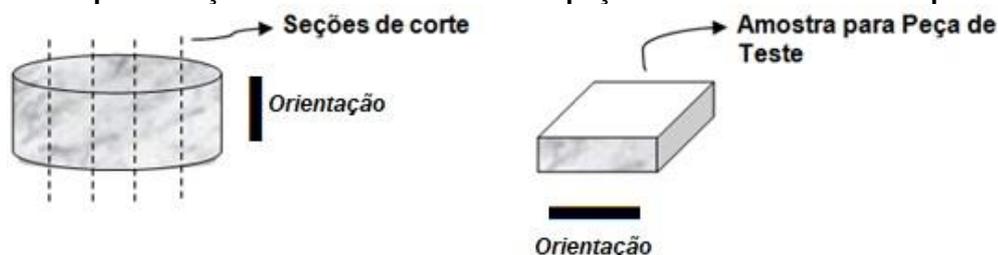
Tabela 3.3: Análise Química das matrizes utilizadas para retirada das peças-teste

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr
Ferramenta A	0,54	0,29	0,796	0,005	0,012	1,16
Ferramenta B	0,53	0,32	0,792	0,004	0,002	1,17
EN 4957 55NiCrMoV7	0,50 a 0,60 ±0,02	0,10 a 0,40 ±0,03	0,60 a 0,90 ±0,04	≤ 0,030 +0,005	≤ 0,030 +0,005	0,80 a 1,20 ±0,05
Material	Ni	Mo	V	Cu	Al	W
Ferramenta A	1,53	0,54	0,11	0,03	0,02	0,045
Ferramenta B	1,51	0,47	0,08	0,02	0,02	0,044
EN 4957 55NiCrMoV7	1,50 a 1,80 ±0,07	0,35 a 0,55 ±0,04	0,05 a 0,15 ±0,02	-	-	-
Material	Nb	Sn	Ti	Co	Fe	
Ferramenta A	0,001	0,001	0,002	0,122	94,80	
Ferramenta B	0,021	-	0,002	0,042	94,97	
EN 4957 55NiCrMoV7	-	-	-	-	-	

Fonte: O autor.

As duas unidades de matéria-prima foram recozidas a 750°C por 7 horas e resfriadas em forno até a temperatura de 200°C, para ficar em condições de corte (dureza menor do que 30 HRC), e seguir para o seccionamento, que foi realizado por serramento com serra-fita. Após o seccionamento, as peças foram faceadas por fresamento.

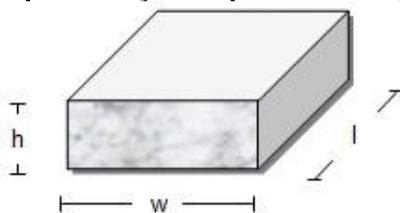
A figura 3.4 ilustra de onde o substrato para as peças-teste (seções de corte) foi extraído.

Figura 3.4: Representação do local de retirada das peças-teste das matrizes reaproveitadas.

Fonte: O autor.

As dimensões mínimas pré-estabelecidas para o tamanho das peças-teste a serem utilizadas nos experimentos foi de 200 x 100 x 24mm (Figura 3.5), configuração que foi definida sendo levados em conta trabalhos específicos desenvolvidos e publicados como também as normas ASME Sec. IX (2013) e ISO EN 15614-7 (2007).

Figura 3.5: Representação esquemática da peça de teste.



Dimensões: ≥ 200 (l), ≥ 100 (w) e ≥ 24 (h)mm.

Fonte: O autor.

Em atendimento às dimensões mínimas estabelecidas para as peças-teste, com o corte das matrizes, foi possível obter 7 peças-teste, conforme pode ser visualizado por meio da figura 3.6.

Figura 3.6: Peças-teste após seccionamento da matéria-prima.



Fonte: O autor.

Logo em seguida aos cortes, as 7 peças-teste foram beneficiadas para uma dureza de 38 a 42HRC, com auxílio de forno elétrico do tipo mufla de potência nominal de 2.2kW e tanque de óleo, conforme pode ser visto por meio da figura 3.7.

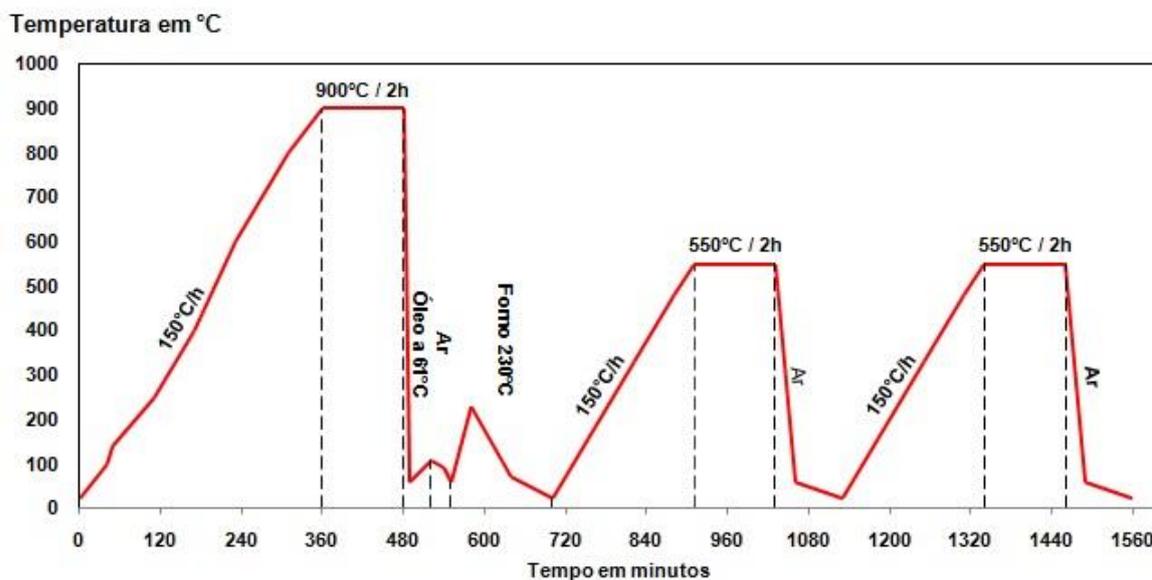
Figura 3.7: Forno mufla e tanque de óleo utilizados para beneficiamento das peças de teste.



Fonte: O Autor.

O procedimento de beneficiamento foi executado conforme ilustrado na figura 3.8. As peças foram aquecidas em forno a 900°C , temperadas em óleo a 61°C , com troca térmica acelerada por agitação manual. Posteriormente, estas foram revenidas a 550°C , em duas etapas.

Figura 3.8: Diagrama do processo de beneficiamento das peças de teste.



Fonte: O Autor.

Em seguida ao processo de beneficiamento, as peças-teste tiveram sua dureza medida para avaliar a efetividade do processo de beneficiamento e na sequência foram inspecionadas por partículas magnéticas e exame visual (Figura 3.9).

Figura 3.9: Peças de teste após o beneficiamento.



(a)



(b)



(c)

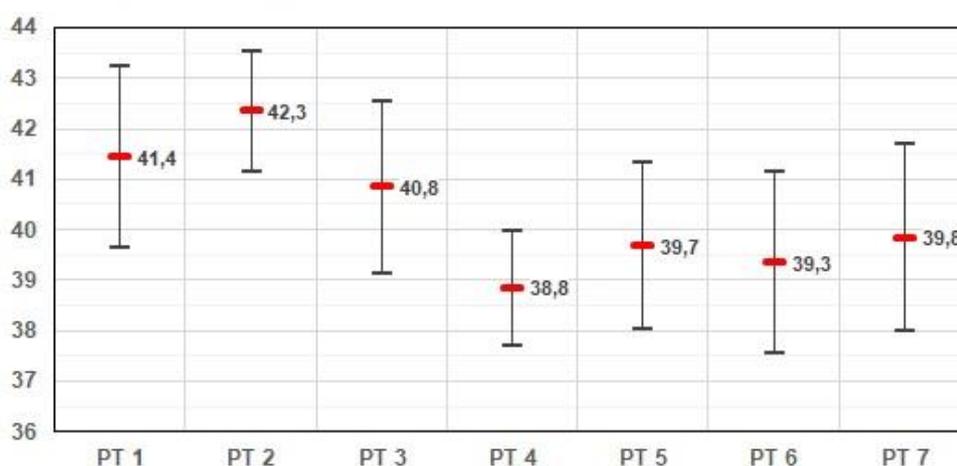
a) Peças de teste após o beneficiamento, b) Verificação da dureza e c) Inspeção com partículas magnéticas.

Fonte: O autor.

A dureza das peças-teste após o tratamento térmico consta na figura 3.10.

Figura 3.10: Dureza das peças de teste após beneficiamento.

Dureza superficial em HRC

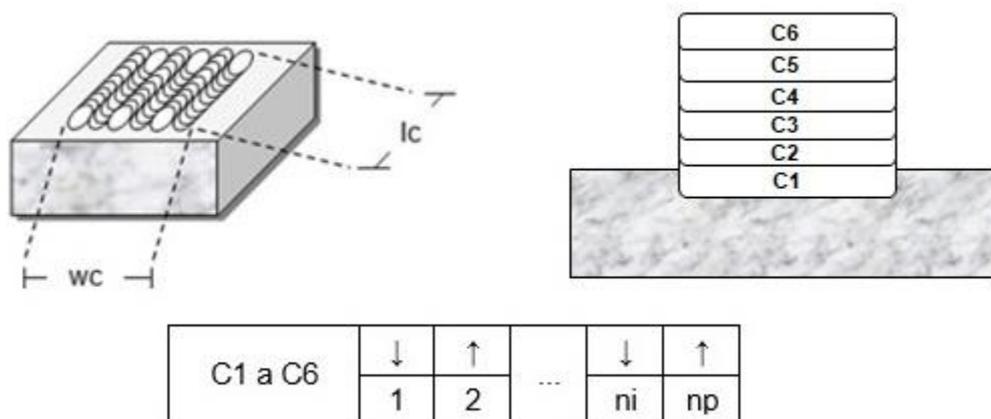


Fonte: O Autor.

Como a PT4 obteve o menor valor de dureza, esta foi utilizada neste trabalho como material de referência (peça-teste sem revestimento) para comparativo das propriedades mecânicas que serão avaliadas.

Para depósito do revestimento, foi utilizada a técnica de deposição alternada de passes retilíneos ao longo do comprimento (l) da PT, justapostos lateralmente ao longo da largura (w) da PT, conforme exemplificado na figura 3.11. Foram depositas 6 camadas sobrepostas em cada peça-teste.

Figura 3.11: Representação da progressão de soldagem utilizada para depósito do revestimento.



Dimensões do depósito: ≥ 70 (wc) e ≥ 120 (lc)mm.

A sigla ni representa passe ímpar e a sigla np representa passe par.

Fonte: O autor.

O equipamento utilizado para a deposição de material foi a fonte de soldagem do tipo retificador multiprocesso da marca Miller Weld de modelo Dimension 1250 (Figura 3.12) cujo fator de trabalho é 100% a 1000A.

Figura 3.12: Fonte de soldagem utilizada.



Fonte: O Autor.

O diâmetro dos consumíveis utilizados como MRD foi de 4,0mm, já os consumíveis utilizados como MCT tinham diâmetro de 3,2mm. O Aporte térmico total utilizado foi moderado ($< 1,4$ kJ/mm) para os consumíveis MRD e baixo ($< 1,2$ kJ/mm) para os consumíveis MCT, como fim de evitar uma ZR (Zona Revenida) muito grande considerando a condição do material do metal de substrato beneficiado. Os demais cuidados e parâmetros intrínsecos aos consumíveis constam na tabela 3.4.

Tabela 3.4: Cuidados e parâmetros utilizados nos consumíveis.

\varnothing	Corrente	Polaridade	Ressecagem
3,20mm	110 a 140 A	CC+	280°C / 2h
4,00mm	130 a 170 A		

Fonte: O autor.

Para definição da temperatura de preaquecimento e interpasse foi utilizado o equacionamento desenvolvido por Trzaska (2016) o qual consta na tabela 2.14. As temperaturas assumidas para os parâmetros foram de 40°C acima do limite superior do valor calculado para a temperatura de preaquecimento e 40°C abaixo do limite inferior da temperatura máxima de interpasse. As temperaturas calculadas foram as apresentadas na tabela 3.5.

Tabela 3.5: Definição da temperatura mínima de preaquecimento e temperatura máxima de interpasse.

Parâmetro	Temperatura calculada (°C)	Temperatura assumida (°C)
Ms (Preaquecimento)	235 ±14,8	290 (235+14,8+40)
Bs (Interpasse)	436 ±21,2	374 (436-21,2-40)

Fonte: Valores calculados pelo método desenvolvido por TRZASKA (2016).

O preaquecimento das peças-teste foi realizado com um dispositivo de aquecimento por chama a gás natural e ar atmosférico (Figura 3.13), sendo utilizado para monitoramento da temperatura um pirômetro laser. Durante a execução do revestimento, foi utilizado para limpeza, escova de aço e martelo picador.

Figura 3.13: Dispositivo utilizado para preaquecimento das peças de teste.



Fonte: O autor.

Após a execução do revestimento, as PT's foram acondicionadas em material refratário para resfriamento brando, operação esta que resultou numa taxa de resfriamento inferior a $67.5^{\circ}\text{C}/\text{h}$ para todas as configurações de revestimento.

O tratamento térmico pós-revestimento foi o de revenimento em duas etapas, com temperatura da segunda etapa 30°C inferior à temperatura utilizada na primeira, ou seja, 1° revenimento a 550°C por 2 horas e 2° revenimento a 520°C por 2 horas com taxa de aquecimento de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$. Após o processo de tratamento térmico foram realizadas inspeções, visual e por líquidos penetrantes para verificar a existência de descontinuidade. Por fim, a superfície do revestimento foi fresada para adquirir planicidade.

3.1.3 Análises e Ensaio de Caracterização

Para embasar a análise de viabilidade tecnológica, foram analisados a composição química, aspectos macro e micrográficos e propriedades mecânicas relevantes das peças-teste. As análises e ensaios planejados foram:

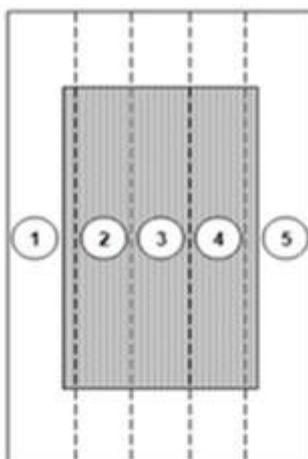
- a) Análise Química;
- b) Análise Macrográfica;
- c) Análise Micrográfica (microscopia ótica);
- d) Ensaio de Microdureza Vickers a temperatura ambiente (HV5);
- e) Ensaio de Dureza (Rockwell HRC);
- f) Ensaio de Resistência ao Impacto;

Todas as peças-teste foram submetidas a todos os ensaios e análises listados, com exceção da PT 4, que não foi revestida, para a qual apenas foram avaliadas a dureza, análise química, a microestrutura e a resistência ao impacto. Deixando de ser executado a análise macrográfica e microdureza a temperatura ambiente.

A determinação e delimitação das análises e ensaios tiveram como base normas pertinentes à qualificação de procedimentos de soldagem, ASME Sec. IX (2013) e EN 15614-7 (2007), as quais serviram como referência para definição dos critérios e seleção de métodos de inspeção, dureza, macrografia, microdureza e análise química utilizados para validar o revestimento depositado (RD), bem como artigos, teses e dissertações desenvolvidas que abordaram assuntos relevantes e pertinentes (ARSIC, 2016; CANDEA, 2013; LAZIC, 2011, 2013; MUTAVDZIC, 2012; SILVA, 2008) e que contribuiu na adoção do ensaio de impacto.

A figura 3.14 apresenta as regiões das peças-teste de onde foram extraídas as seções de corte que posteriormente foram utilizadas para a obtenção de corpos de prova e amostras para as análises e ensaios. Estas seções de corte, assim como suas seções transversais, foram obtidas por serramento em serra fita.

Figura 3.14: Seções de corte da peça de teste após depósito do revestimento.



Seção	Procedimento de análise	Largura
1	Descartar	
2	análise química e dureza superficial	≥15mm
3	Impacto, Micrografia e Macrografia	≥30mm
4	Macrografia e Microdureza	≥10mm
5	Descartar	

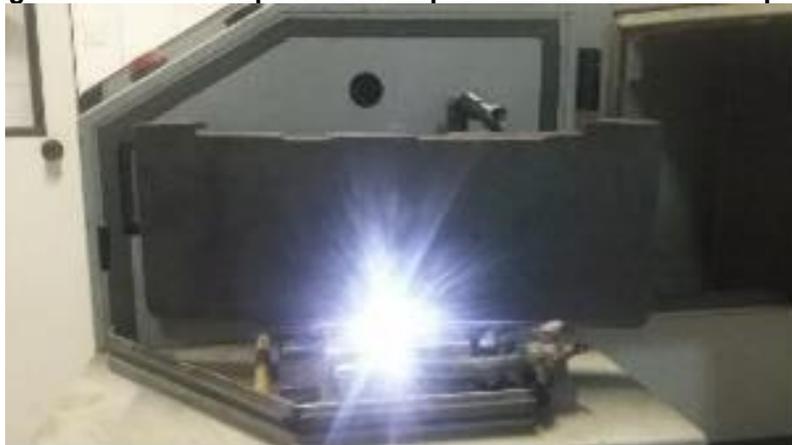
Fonte: O autor.

A seguir, as análises e ensaios são abordados especificamente em subcapítulos.

3.1.3.1 Análise Química

A análise química foi realizada por meio de espectrometria de emissão óptica, utilizando o equipamento de modelo ARL 3460 Metal Analyzer do fabricante Thermo Scientific (Figura 3.15). A superfície sobre a qual foi feita a análise foi a superior do RD da seção de corte 2. O método de análise foi utilizado para conferir o atendimento da classificação 55NiCrMoV7 da especificação ISO EN 4957 pelo material de substrato utilizado e para se certificar da composição química de cada configuração dos RD's. Este procedimento foi realizado após o fresamento da superfície em cerca de 1mm.

Figura 3.15: Análise química em espectrômetro de emissão óptica



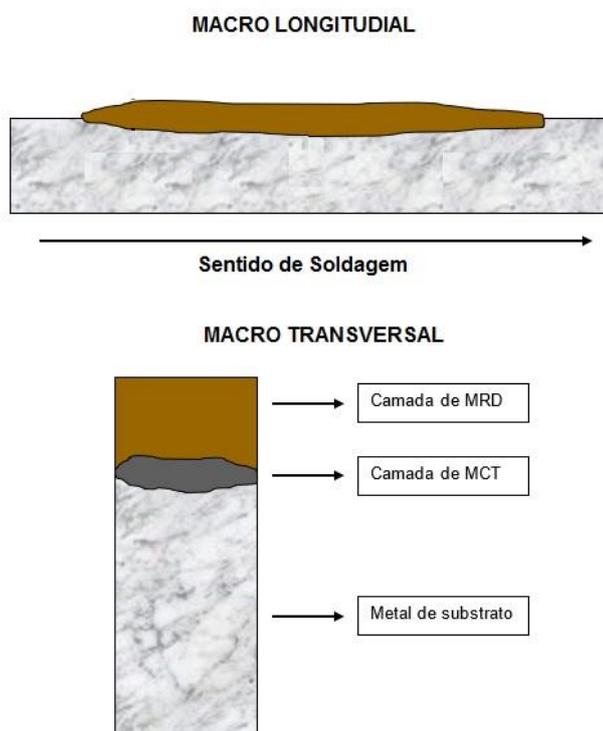
Fonte: O autor

3.1.3.2 Análise Macrográfica

A macrografia foi utilizada para verificar a presença de trincas, entre outros defeitos na zona de ligação do revestimento e o metal de substrato (ASME IX, 2013; ISO EN 15.614-7, 2007), além de avaliar a influência térmica do processo de deposição no metal de substrato (ASTM E340, 2000).

As superfícies que passaram por análise macrográfica foram a de seção longitudinal da seção de corte 4, e a da amostra obtida pela seção transversal da seção de corte 3. Ambas as superfícies de análise são representadas esquematicamente na figura 3.16.

Figura 3.16: Representação da vista da Seção de Corte 4 utilizada para avaliação macrográfica.



Fonte: O autor.

As superfícies analisadas foram preparadas por lixamento com lixas de granulometrias 80, 120, 180, 220 (ASTM E3, 1995) e então atacadas com reagente que foi selecionado conforme norma ASTM E340 (2000) e o procedimento para preparação e análise constam na tabela 3.6.

Tabela 3.6: Reagentes utilizados na avaliação macrográfica do revestimento depositado

Reagente	Método de aplicação	Tempo	Objetivo
Villela	Esfregamento com chumaço de algodão durante	2 minutos	Morfologia e característica do revestimento, além de demais regiões da região revestida.

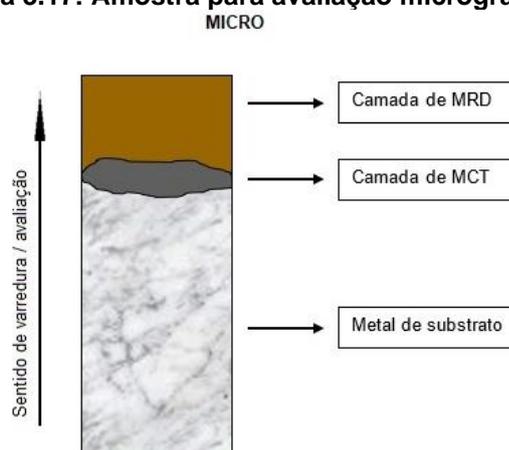
Fonte: o autor.

As análises foram feitas por meio de inspeção visual simples, sobre bancada, com peça apoiada sobre fundo branco e iluminação artificial utilizando dois feixes de luz direcionados para a superfície em análise e para demais avaliações, foi utilizado para auxílio o software ImageJ®.

3.1.3.3 Análise Micrográfica

A micrografia foi utilizada para realização da análise microestrutural, empregada para avaliar e caracterizar as regiões da peça revestida, os microconstituintes presentes, as variações na microestrutura da superfície para o centro do metal de substrato e microestrutura do revestimento e avaliação de ocorrência de trincas entre outros defeitos (ASME Sec. IX, 2013; ASTM E3, 1995; ISO EN 15.614-7, 2007). As amostras avaliadas eram obtidas a partir de seções transversais da seção de corte 3, conforme a representação esquemática da figura 3.17.

Figura 3.17: Amostra para avaliação micrográfica.



Fonte: O Autor.

A preparação das amostras foi realizada por meio de lixamento com as respectivas lixas de granulometrias 80, 120, 180, 220, 320, 400, 600 e 1200, polimento com suspensão de alumina de $1\mu\text{m}$ e $0.05\mu\text{m}$ (ASTM E3, 1995) e ataque com a utilização dos reagentes contidos na tabela 3.7 e que foram selecionados com auxílio da norma ASTM E407 (1999).

Tabela 3.7: Reagentes utilizados na avaliação microestrutural do revestimento depositado.

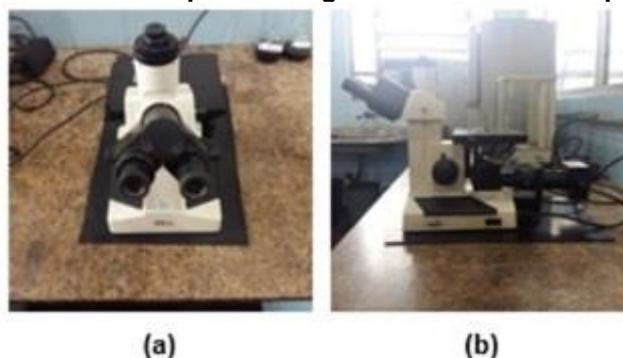
Reagente	Método de aplicação	Tempo	Objetivo
Nital a 2%	Imersão em solução	25s	Revelar microestrutura do metal de substrato
Villela	Imersão em solução	20s	Revelar microestrutura do metal de revestimento

Fonte: O autor.

Todo o procedimento para preparação e método de avaliação metalográfica utilizados na macrografia e micrografia foram tomados com base nos requisitos contidos na norma ASTM E3 (1995).

Na figura 3.18 pode ser visto o microscópio ótico metalográfico invertido de modelo MTM17T do fabricante BEL *Engineering* que foi utilizado para avaliação microscópica. As ampliações adotadas foram de 200x.

Figura 3.18: Microscópio metalográfico utilizado no experimento



Fonte: O Autor.

3.1.3.4 Ensaio de dureza (HRC)

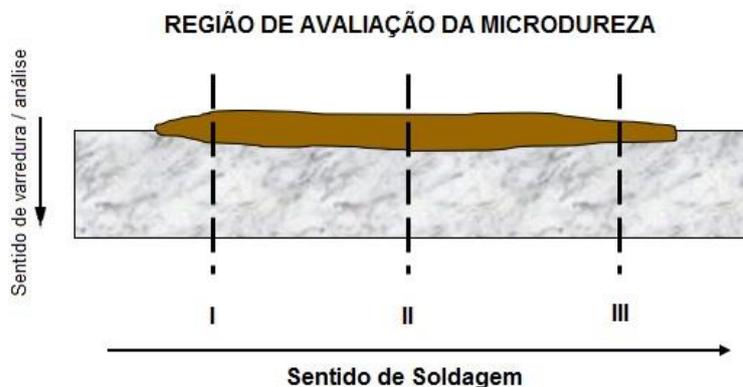
O método de dureza Rockwell C (HRC) foi utilizado para verificar a dureza dos RD's. As medidas foram tomadas na superfície superior do revestimento depositado da seção de corte 2 com auxílio do durômetro de bancada da marca Albert Gnehm Horgen cujo modelo TYP-OM150. Para cada peça-teste, ao menos seis medições foram tomadas em posições distribuídas de maneira aleatória.

3.1.3.5 Microdureza Vickers a temperatura ambiente

A microdureza Vickers foi utilizada para caracterizar as regiões da peça revestida pela utilização da carga de 5kgf (HV5) com o método de avaliação pela verificação a partir de 1mm da superfície do RD (ARSIC, 2016; ISO EN 15614-7, 2007; LAZIC, 2011; NEDELJKOVIĆ, 2010), no sentido do metal de substrato, com intervalo entre medidas de 1.5mm até a região não afetada pelo calor. O equipamento utilizado na operação foi o micro durômetro Reichester

A superfície que passou pelo ensaio de microdureza foi a de seção longitudinal da seção de corte 4, representada esquematicamente na figura 3.19. Foram feitas varreduras em 3 regiões distintas (I, II e III), conforme a ilustrado na figura.

Figura 3.19: Representação esquemática da amostra para avaliação de microdureza Vickers.



Os algarismos romanos I, II e III representam as regiões que a varredura da microdureza foi realizada.

Fonte: O Autor.

3.1.3.6 Ensaio de resistência ao impacto

O ensaio de resistência ao impacto foi utilizado para avaliar a tenacidade do RD e da ZTA, sendo retiradas de cada peça-teste, 6 corpos de prova, sendo 3 do metal de revestimento e 3 da ZTA. Os corpos de prova foram obtidos a partir da seção de corte 3. O processo de execução do ensaio ocorreu em duas regiões de análise: RD e ZTA, conforme ilustração presente na figura 3.20. Já na PT 4 (material de substrato não revestido) a amostra para análise foi retirada do material de substrato na condição como beneficiada para comparação com os demais resultados (ZTA e RD).

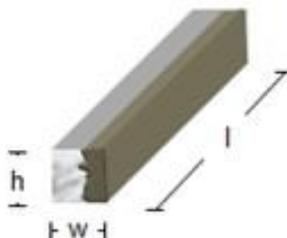
Figura 3.20: Local de retirada dos Corpos de Prova da Peça-teste.



Fonte: O autor.

Os corpos de prova eram sem entalhe e foram confeccionados nas seguintes dimensões: 55 x 10 x 10 mm (l x w x h). O ensaio foi realizado à temperatura ambiente. A representação esquemática do corpo de prova retirado do metal de revestimento pode ser vista na figura 3.21.

Figura 3.21: Representação esquemática da amostra para avaliação da tenacidade ao impacto do metal do revestimento.



Região escura representa a camada MRD e região clara representa seção da camada MCT e ZL.
Fonte: O autor.

O ensaio foi executado em máquina de impacto analógica Tokyo koki Seizousho cuja resolução de escala é $0^{\circ}30'$ e energia disponível é de 324.0J, tendo como faixa de energia utilizável 4.5 a 270.0J que pode ser vista por meio da figura 3.22. A velocidade cinética durante o ensaio foi limitada em 4.9 m/s, em conformidade com a ASTM E23 (2001).

Figura 3.22: Equipamento utilizado para ensaio de impacto das peças de testes.



Fonte: O autor.

Um resumo das análises e ensaios utilizados na avaliação dos revestimentos consta na tabela 3.8.

Tabela 3.8: Resumo dos principais métodos de análise utilizados na avaliação do revestimento depositado

Ensaio	Escopo	Região / Dimensão	Quantidade por amostra
Análise química	Análise química do revestimento depositado	Superfície do RD	Mínimo de 5 leituras por PT
Macrografia	Estudo da morfologia da ZTA, defeitos nas ZL / ZPF, e ZTA.	Seção longitudinal e transversal da PT	2 Corpos de Prova por PT (Excluindo a PT 4)
Micrografia	Estudo da Morfologia dos microconstituintes da ZF, ZL / ZPF, ZTA e MB.	Seção Transversal da PT	1 Corpo de Prova por PT
Dureza	Dureza do revestimento depositado	Superfície do RD	Mínimo de 5 leituras por PT (Excluindo a PT 4)
Microdureza Vickers a temperatura ambiente (HV5)	Análise da eficiência do tratamento térmico pós-revestimento / nível de tensão residual.	Seção longitudinal da PT	Varredura em 3 regiões com registro efetuado a partir de 1mm da superfície do RD até o MB (Excluindo a PT 4)
Ensaio de impacto sem entalhe	Seção contemplando ZF / ZPF e ZTA e Seção da ZTA / MB	Seção longitudinal da PT. 55 x 10 x 10mm.	3 Corpos de prova para PT 4 e 6 Corpos de Prova por PT restante

Fonte: O Autor.

3.2 ANÁLISE DE VIABILIDADE TECNOLÓGICA

Uma vez que, uma matriz de forjamento deve apresentar um conjunto de propriedades mecânicas que resultem em um bom comportamento diante das solicitações impostas pelo processo, e em uma resistência aos mecanismos de dano e falha que permita uma longevidade adequada a estas ferramentas, a análise de viabilidade tecnológica deve permitir conclusões a respeito de se as propriedades resultantes dos revestimentos duros testados vão resultar em bom comportamento e longevidade adequada.

Desta maneira, esta análise de viabilidade tecnológica deve estabelecer critérios e referenciais de adequação para as propriedades medidas no experimento descrito, para permitir que se conclua a respeito de se os revestimentos duros são viáveis tecnologicamente ou não. Os referenciais e critérios aqui estabelecidos tomaram como referência artigos, teses e livros, constantes da revisão teórica.

As propriedades identificadas como relevantes e adotadas como critério de análise de viabilidade tecnológica foram:

- Dureza, e;
- Resistência ao impacto.

As seções que seguem apresentam os critérios e referenciais para cada uma destas propriedades.

3.2.1 Análise química

A análise química foi utilizada para tomar conhecimento e averiguar o atendimento da composição química informada pelo fabricante para os materiais utilizados como MRD, não sendo um critério que implica forte impacto na viabilidade tecnológica da configuração do revestimento.

3.2.2 Análise Macrográfica

Na examinação macroscópica, o critério de análise será realizado em função das descontinuidades presentes, sendo considerado inviável tecnologicamente o procedimento de revestimento se neste apresentar trincas no metal de base, falta de fusão ou outros defeitos lineares na zona termicamente afetada (ASME Sec. IX, 2013; ISO EN 15.614-7, 2007) e poros individuais maiores que 2 mm (ISO EN 15.614-7, 2007).

3.2.3 Análise Micrográfica

Na examinação microscópica será realizada uma varredura do material não afetado pelo calor até o RD e terá como critério de análise a presença de descontinuidades como trincas maiores que 1,5mm invalidarão tecnologicamente o procedimento de revestimento estabelecido (ASME IX, 2013; ISO EN 15.614-7, 2007).

3.2.4 Ensaio de Dureza (HRC)

O critério de análise de viabilidade tecnológica para dureza foi o atendimento à faixa de dureza de 37 a 46 HRC que é um requisito para uso do aço ferramenta para trabalho a quente DIN 55NiCrMoV7 em operações de forjamento em martelo (DAVIS et al., 1995; ROBERTS; KENNEDY; KRAUSS, 1998; VILLARES METALS, 2009; SILVA; MEI, 2006).

3.2.5 Ensaio de Dureza Vickers a temperatura ambiente

As medições de microdureza foram realizadas para complementar as análises micrográficas e macrográficas, como também para avaliar o nível de microdureza na ZTA para averiguar a eficiência do tratamento térmico utilizado.

3.2.6 Ensaio de Resistência ao Impacto

A análise de viabilidade tecnológica para a resistência ao impacto foi determinada em duas condições: Critério primário no qual o requisito de energia mínima absorvida de 25J/cm² (ZHANG, 2017), e; Critério secundário no qual uma comparação da energia absorvida das demais PT's com a PT 4 foi realizado. A propriedade de tenacidade por ser bastante relevante em matrizes de forjamento utilizadas no processo de forjamento a quente em martelo (MESQUITA; MORAES, 2012), foi tomada como parâmetro essencial na análise de viabilidade tecnológica.

Os demais critérios de viabilidade tecnológica constam na tabela 3.9. A propriedade de resistência ao impacto foi tomada como requisito essencial para análise de viabilidade tecnológica no presente trabalho.

Tabela 3.9: Lista de critérios de viabilidade tecnológica

Propriedade / Ensaio	Critérios
Análise química	<ul style="list-style-type: none"> Qualitativo / informativo. Critério não inviabiliza tecnologicamente o experimento.
Macrografia	<ul style="list-style-type: none"> Trincas no metal de base, falta de fusão ou outros defeitos lineares na ZTA e poros individuais $\geq 2\text{mm}$ inviabilizam tecnologicamente o procedimento de revestimento estabelecido.
Micrografia	<ul style="list-style-type: none"> Trincas $> 1,5\text{mm}$ inviabilizam tecnologicamente o procedimento de revestimento estabelecido.
Microdureza Vickers	<ul style="list-style-type: none"> Informativo. Critério avaliativo do nível de tensão residual na seção da ZTA / MS para validar o procedimento de tratamento térmico pós-revestimento.
Dureza	<ul style="list-style-type: none"> $\geq 37 \leq 46$ HRC viabilizam o experimento.
Resistência ao impacto	<ul style="list-style-type: none"> $\geq 25 \text{ J/cm}^2$ (Critério primário) viabilizam o experimento; Comparativo com a energia absorvida pela PT 4 (Critério secundário) não inviabiliza, porém complementa com dados suplementares.

Fonte: O autor.

Outro ponto de análise que será realizado, será referente a aplicação do procedimento de revestimento estabelecido nas PT's que atenderem aos requisitos de viabilidade tecnológica estipulados na tabela 3.9 no chão de fábrica em função da faixa de parâmetros qualificada conforme as normas ASME sec. IX (2013) e ISO EN 15614-7 (2007) que os requisitos constam na tabela 3.10.

Tabela 3.10: Faixa de parâmetros qualificada para o procedimento de revestimento duro com o processo SMAW conforme as normas ASME sec. IX e ISO EN 15614-7.

Parâmetro	Item ISO EN 15614-7	Item ASME IX	Requisito ISO EN 15614-7	Requisito ASME IX
Materiais de substrato	8.3.1	QW 253-1 QW 403.20 QW 422	Não é permitido a mudança de material de substrato utilizado no teste quando este não se enquadrar no grupo da ISO/TR 15608	Não é permitida a mudança do material de substrato utilizado no teste quando este não se enquadrar no QW 422
Espessura do metal de base qualificado	8.3.2	QW 253-1 QW 403.23 QW 453	<ul style="list-style-type: none"> Se a espessura da PT for < 25mm qualifica uma espessura de 0.8 a 1.5 x a espessura da PT; Se a espessura da PT for ≥ 25mm qualifica uma espessura ≥ 25mm 	<ul style="list-style-type: none"> Se a espessura da PT for < 25mm qualifica uma espessura ≤ 25mm; Se a espessura da PT for ≥ 25mm qualifica uma espessura ≥ 25mm
Espessura mínima do material de revestimento qualificada	8.4.2 7.4.3	QW 253-1 QW 402.16 QW 462.5(a)	Espessura da superfície usinada para o teste de dureza e análise química	Espessura da superfície usinada para o teste de dureza e análise química
Classificação do consumível	8.3.3	QW 253-1 QW 404.12	Não é permitida a mudança para um material de propriedade mecânica diferente, composição química diferente, revestimento diferente.	Não é permitida a mudança da classificação do consumível utilizado no teste
Diâmetro consumível	8.6.1	-*	± um tamanho de diâmetro, desde que os requisitos de aporte de calor sejam atendidos.	-*
Diâmetro consumível na primeira camada		QW 253-1 QW 404.38		Não permitido
Posição de soldagem	8.5.2	QW 253-1 QW 405.4	Não é permitido adicionar posição fora da faixa qualificada	Não é permitido adicionar posição fora da faixa qualificada
Preaquecimento	8.5.5	QW 253-1 QW 406.4	Não é permitido o aumento da menor temperatura utilizada no teste	Não é permitido um decréscimo maior que 55°C da temperatura utilizada no teste
Interpasse	8.5.6		Não é permitido o aumento na maior temperatura utilizada no teste	Não é permitido o aumento na maior temperatura utilizada no teste
Tratamento Térmico	8.5.8	QW 253-1 QW 407.6	Não permitido a mudança. Faixa de tolerância ± 20°C	Não é permitida a mudança no tempo de patamar do tratamento utilizado no teste em ≥ 25%
Corrente e	8.5.2	QW 253-1	Não permitido a mudança	Não permitido a mudança

polaridade		QW 409.4		
Intensidade de corrente na primeira camada	-*	QW 253-1 QW 409.22	-*	Não é permitido o aumento da corrente de soldagem na primeira camada em > que 10%
Aporte Térmico	8.5.4	-*	Não é permitido o aumento de 25% e redução de 10% do aporte térmico utilizado no teste	-*
Técnica de soldagem	8.5.1	QW 253-1 QW 410.1	Não é permitida a mudança do método manual para semiautomático e a técnica de passes retilíneos para oscilante ou vice-versa	Não é permitida a mudança do método manual para semiautomático e a técnica de passes retilíneos para oscilante ou vice-versa
Método de limpeza de passes	-*	QW 253-1 QW 410.5	-*	Não é permitida uma mudança do método de limpeza inicial e de interpasse
Martelamento	-*	QW 253-1 QW 410.26	-*	Não é permitida a adição ou retirada
Camadas múltiplas ou simples	8.5.9	QW 253-1 QW 410.38	Não é permitida uma mudança de camada multipasses para camada única ou vice-versa	Não é permitida uma mudança de camada multipasses para camada única ou vice-versa
Nº de Camadas		-*	Quantidade de camadas utilizadas + 4	-*
*Campo não consta faixa especificada na norma de referência.				

Fonte: ASME Sec. IX (2013) e ISO EN 15614-7 (2007).

3.3 ANÁLISE DE VIABILIDADE FINANCEIRA

Para a análise de viabilidade financeira, foi relacionado o custo por área revestida das configurações de revestimento que atingiram os requisitos de viabilidade tecnológica, com o custo necessário para revestir as regiões críticas das matrizes que constam no estudo de caso, para em função da vida útil destas, e de um consequente aumento da vida útil em 50% por intermédio da utilização das configurações de revestimento, efetuar inferências relativas ao custo agregado aos forjados produzidos.

Com isso, o estudo de viabilidade financeira foi dividido em duas partes: Análise de custo de revestimento e estudo de caso.

3.3.1 Análise de Custo de Revestimento

A análise de custo de revestimento foi realizada em função do custo por área revestida (R\$/cm²) de cada configuração de revestimento que obteve viabilidade tecnológica. A sistemática de cálculo estabelecida, resultou do custo com a quantidade de material de revestimento utilizado em cada PT, custo com a mão de obra alocada, custo com o consumo elétrico, custo com o tratamento térmico, custo com o preaquecimento e a depreciação dos equipamentos utilizados no experimento. Desse modo obteve-se o custo total e consequente custo por área revestida para cada configuração de revestimento viável tecnologicamente.

Informações relevantes para o desenvolvimento dos cálculos dos custos, como: valor de aquisição dos materiais de revestimento utilizados; custo do kWh; eficiência da fonte de soldagem; quantidade, remuneração mensal, encargos sociais e horas de trabalho mensal da mão de obra alocada; valor de mercado e vida útil dos equipamentos utilizados, e; eficiência da fonte de soldagem. Os dados referentes a estas informações constam na tabela 3.11.

Tabela 3.11: Informações relevantes para o desenvolvimento dos cálculos dos custos.

Materiais utilizados		Equipamento utilizado	Valor de mercado (R\$)	Vida útil	η
Consumível	Preço (R\$/kg)				
MCT 1	66,50	Fonte de soldagem Miller Weld Dimension 1250	R\$15.000,00	5 anos	82.7% ¹
MCT 2	44,24	Forno Mufla	R\$ 3.000,00	3 anos	-
MRD 2	28,22	Mão de Obra Alocada			
MRD 3	59,55	Quantidade	Remuneração mensal	Horas de Trabalho Mensal	Encargos Sociais
MRD 5	49,20	1	R\$ 2.500,00	220 h	40%
MRD 6	44,00	Preço do gás natural		Preço do kWh	
MRD 7	17,05	1,84 R\$/m ³		R\$ 0,57	

¹Informação consultada em: <<https://www.millerwelds.com/resources/article-library/welding-guide-to-power-efficiency>>

Fonte: O autor.

As equações utilizadas para o cálculo dos custos foram as seguintes:

Custo com material de revestimento depositado:

$$C_1 = (M_{MCT} * C_{MCT}) + (M_{MRD} * C_{MRD}) \quad (1)$$

Custo com mão de obra:

$$C_2 = \frac{RM_{MBA} + ES}{H_{TM}} * \frac{T_{TR}}{60} \quad (2)$$

Tempo real de soldagem:

$$T_{RS} = T_{MCT} + T_{MRD} \quad (3)$$

Tempo de soldagem na camada MCT:

$$T_{MCT} = \frac{\frac{L_{PMCT}}{V_{SMCT}} * N_{MCT}}{3600} \quad (4)$$

Tempo de soldagem na camada MRD:

$$T_{MRD} = \frac{\frac{L_{PMRD}}{V_{SMRD}} * N_{MRD}}{3600} \quad (5)$$

Custo com o consumo elétrico:

$$C_3 = \left(\frac{T_{MCT} * I_{MCT} * V_{MCT}}{1000} + \frac{T_{MRD} * I_{MRD} * V_{MRD}}{1000} \right) * C_{kWh} * \eta_{FS} \quad (6)$$

Custo com o tratamento térmico:

$$C_4 = Q_{FT} * T_{TT} * C_{kWh} \quad (7)$$

Tempo total de tratamento térmico:

$$T_{TT} = T_{PT1} + T_{PT2} + \frac{TP_1 - T_0}{T_{\chi_{AQC}}} + \frac{TP_2 - T_0}{T_{\chi_{AQC}}} \quad (8)$$

Depreciação dos equipamentos utilizados:

$$C_5 = (D_{FS} * T_{RS}) + (D_{FTT} * T_{TT}) \quad (9)$$

Depreciação da fonte de soldagem:

$$D_{FS} = \frac{C_{FS}}{VU_{FS} * 365 * 24} \quad (10)$$

Depreciação do forno de tratamento térmico:

$$D_{FTT} = \frac{C_{FTT}}{VU_{FTT} * 365 * 24} \quad (11)$$

Custo com o processo de preaquecimento:

$$C_6 = \frac{T_{PAQ} * VZ_G}{1000} * C_{GP} \quad (12)$$

Custo total do processo de revestimento:

$$C_T = C_1 + C_2 + C_3 + C_4 + C_5 + C_6 \quad (13)$$

Custo por área revestida:

$$C_7 = \frac{C_T}{A_{RPT}} \quad (14)$$

Custo para revestimento de uma área específica:

$$C_8 = C_7 * A_{ASR} \quad (15)$$

Custo agregado de revestimento em função da vida útil:

$$C_9 = \frac{C_8}{VUM + A_{VUM}} \quad (16)$$

Onde:

- A_{ASR}**: Área a ser revestida;
- A_{RP}**: Área revestida da PT;
- A_{VUM}**: Aumento da vida útil em %;
- C_{FTT}**: Custo monetário do forno de tratamento térmico em R\$;
- C_{GP}**: Valor em R\$/m³ do gás natural;
- C_{KWh}**: Custo em R\$ do kWh;
- C_{MCT}**: Valor em R\$/kg do material utilizado para depósito da camada MCT da PT;
- C_{MRD}**: Valor em R\$/kg do material utilizado para depósito da camada MRD da PT;
- D_{FTT}**: Depreciação do Forno de tratamento térmico em R\$/h;
- D_{FS}**: Depreciação da fonte de soldagem em R\$/h;
- ES**: Encargos Sociais em %;
- H_{TM}**: Horas de trabalho mensal;
- I_{MCT}**: Intensidade de corrente na camada MCT em Ampères (A);
- I_{MRD}**: Intensidade de corrente na camada MRD em Ampères (A);
- L_{pMCT}**: Comprimento médio dos passes da camada MCT em mm;
- L_{pMRD}**: Comprimento médio dos passes da camada MRD em mm;
- M_{MCT}**: Quantidade em kg do material utilizado para o depósito da camada MCT da PT;
- M_{MRD}**: Quantidade em kg do material utilizado para o depósito da camada MRD da PT;
- N_{MCT}**: Quantidade de passes da camada MCT;
- N_{MRD}**: Quantidade de passes da camada MRD;
- Q_{FT}**: Potencia elétrica do forno de tratamento térmico em kW;
- RM_{MBA}**: Remuneração mensal da mão de obra alocada em R\$;
- T₀**: Temperatura inicial no forno de tratamento térmico em °C;
- T_{PAQ}**: Tempo de preaquecimento em minutos;
- T_{PT1}**: Tempo na temperatura de patamar do primeiro tratamento térmico em horas;
- T_{PT2}**: Tempo na temperatura de patamar do segundo tratamento térmico em horas;
- T_{TR}**: Tempo total do processo de revestimento em minutos;

- TP₁**: Temperatura de patamar do primeiro tratamento térmico em °C;
- TP₂**: Temperatura de patamar do segundo tratamento térmico em °C;
- TX_{AQC}**: Taxa de aquecimento utilizado no tratamento térmico em °C/h;
- V_{MCT}**: Tensão de soldagem média utilizada na camada MCT em volts (V);
- V_{MRD}**: Tensão de soldagem média utilizada na camada MRD em volts (V);
- V_{ZG}**: Vazão do gás natural utilizada no preaquecimento em l/min;
- V_{SMCT}**: Velocidade de soldagem média utilizada na camada MCT em mm/s;
- V_{SMRD}**: Velocidade de soldagem média utilizada na camada MRD em mm/s;
- VU_{FS}**: Vida útil da fonte de soldagem em anos;
- VU_{FTT}**: Vida útil do forno de tratamento térmico em anos;
- VUM**: Vida útil da matriz em peças;
- η_{FS}**: Rendimento elétrico da fonte de soldagem em %.

Para calcular o custo de cada configuração de revestimento, desconsiderou-se o custo com usinagem ou preparação das PT's. Os consumíveis eram pesados antes e as sobras depois para contabilizar a quantidade utilizada de cada tipo de material e no fim de cada operação foi medida a área de superfície revestida. O tempo total do procedimento de revestimento e de preaquecimento foi registrado, assim como a vazão de gás utilizada.

3.3.2 Estudo de Caso

Foram selecionados 3 estudos de caso de matrizes utilizadas no forjamento de conexões de tubulação do tipo flange que os dados principais constam na tabela 3.12. A área crítica das matrizes (Área a ser revestida) é o pino (Ver figura 3.23), o qual é responsável pela conformação da região central da conexão que conseqüentemente será o diâmetro interno do produto e é extraída no processo de rebarbação. A área crítica de cada um destes estudos de caso foi calculada por intermédio do programa Solidworks e foram utilizadas para realizar uma estimativa do custo associado para revestimento destas áreas, em função do custo por área

revestida (C_7) de cada configuração de revestimento viável tecnologicamente e por intermédio da equação (16).

Tabela 3.12: Estudos de caso selecionados a serem utilizados no trabalho.

ID	Ferramenta	Aplicação	Detalhe	Material	Dureza	Vida média
A – WN 6" X 150#		Martelo de contragolpe de 120kJ	Matriz Inferior utilizada na fabricação de conexão de tubulação do tipo flange de pescoço de 6" em aço carbono a 1100 a 1200°C	55NiCrMoV7	40 a 44HRC	Deformação na região do pino após produção de 700 a 800 peças. Necessária regularização dimensional. Usinagem para rebaixamento da gravura em 2mm.
B – SO 12" X 150#			Matriz Inferior na fabricação de conexão de tubulação do tipo flange sobreposto de 12" em aço carbono a 1100 a 1200°C			Deformação excessiva na região central do pino após a produção de cerca de 400 peças. A regularização dimensional após 1200 peças só era possível com uso de soldagem.
C – WN 8" X 150#			Matriz superior na fabricação de conexão de tubulação do tipo flange de pescoço de 8" em aço carbono a 1100 a 1200°C			Deformação na região do pino após produção de 600 a 700 peças. Necessária regularização dimensional. Usinagem para rebaixamento da gravura em 3mm.

Fonte: O autor.

Figura 3.23: Área crítica das matrizes dos estudos de caso



Fonte: O autor.

O desgaste que ocorre nestas seções das matrizes que aqui foram consideradas como áreas críticas são resultantes da deformação plástica associada a desgaste abrasivo entre dois corpos que em chão de fábrica se denomina como encabeçamento de pino, que como principal impacto no processo de forjamento, demanda aumento do peso do blank/billet, conseqüentemente elevando o custo por unidade fabricada. Outro ponto impactante no custo são as intervenções necessárias para lixamento do componente da matriz para retirada do material excedente na parte superior do pino para dar continuidade a produção.

Geralmente após a produção de um determinado lote, estas matrizes necessitam de regularização dimensional da gravura que inclusive consome tempo de usinagem e que em média é necessário o rebaixamento de 2mm da seção transversal da gravura a depender da quantidade produzida.

O estudo de caso B, por exemplo, a deformação resultante é tão elevada que o rebaixamento é de certa forma inviável, por virtude da deformação acentuada da região central do pino em cerca de 6 a 10mm após a produção de um lote de 1000 a 1200 peças, sendo necessário o uso de revestimento duro para preenchimento da seção deformada e conseqüente usinagem para regularização da gravura.

A vida útil dos estudos de caso servirá como base de referência para avaliar o custo agregado das configurações de revestimento viáveis tecnologicamente com a quantidade produzida, para as condições de: Vida útil média, e; Vida útil com um aumento esperado de 50% em virtude da aplicação das configurações de revestimento. Esta análise foi realizada com auxílio da equação (16).

O aumento de vida útil em 50% mencionado surgiu da expectativa inicial referente ao que se espera obter com o estabelecimento das configurações de revestimento duro viáveis tecnologicamente em chão de fábrica. Esta informação juntamente com a vida útil média dos estudos de caso, foi utilizada para avaliar o

custo agregado de cada configuração viável tecnologicamente nas peças produzidas no ciclo de vida útil média e vida útil com aumento esperado de 50%.

Os resultados levantados tiveram como propósito evidenciar informações que fornecessem suporte no que remete ao uso do revestimento duro como solução econômica e também para apurar em razão do custo agregado e requisitos tecnológicos, qual a escolha mais adequada da configuração a ser empregue.

4 RESULTADOS

Os resultados foram divididos em três partes: Ensaios e experimentos, Viabilidade tecnológica e viabilidade financeira.

4.1 ENSAIOS E EXPERIMENTOS

Os resultados referentes aos ensaios e experimentos desenvolvidos em 7 partes, sendo elas: análise química, análise macrográfica, análise micrográfica, análise da dureza, análise de microdureza e análise da resistência ao impacto.

4.1.1 Análise Química

A análise química dos revestimentos depositados foi realizada e os resultados obtidos encontram-se na tabela 4.1.

Tabela 4.1: Resultados da análise química dos revestimentos depositados nas peças-teste.

Revestimento depositado	Elemento químico								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu
PT 1	0.15	1.01	1.17	3.42	0.47		0.32	4.00	
PT 2	0.16	0.98	1.24	4.73	0.46		0.02		
PT 3	0.13	0.64	0.72	4.52	0.54	3.12			0.18
PT 5	0.13	0.53	0.71	4.44	0.48	2.85			0.20
PT 6	0.12	0.72	0.71	6.26	1.40	2.73			0.18
PT 7	0.16	0.18	0.75	4.92	0.33	2.69			

Fonte: O autor.

O MRD 1 material utilizado para depósito na PT 7, apresentou uma composição muito distinta da informada pelo fabricante no certificado de material do produto (Anexo Certificado de material – MRD 1) onde os teores de C, Cr, Mo, Ni e V que deveriam ser 0.2%, 6.0%, 3.5%, 0.5% e 0.5% respectivamente, foram 0.16%, 4.92%, 2.69%, 0.33% e 0.00%. Valores bem inferiores ao informado pelo fornecedor do material. O MRD 7, que foi utilizado para depósito na PT 2, também apresentou discrepâncias em sua composição, especificamente no teor de C que deveria ser 0.34%, mas foi 0.15%.

Em relação ao teor de elementos de liga, o consumível utilizado para depósito na PT 6 (MRD 3) foi o que apresentou maior teor e respectivamente os utilizados na PT 1 e PT 3 (MRD 2 e MRD 5 na devida ordem) situação um tanto diferente da esperada inicialmente, onde os materiais por ordem deveriam ser o MRD 3 (PT 6), MRD 1 (PT 7) e MRD 6 (PT 5). Associando esta informação com os valores de aquisição dos materiais, o MRD 1 não apresenta um custo equivalente ao que ele fornece, já que em relação ao teor de elementos de liga é apenas superior ao MRD 7 (PT 2) que é o material mais barato e a diferença do custo por kg entre os dois foi de R\$ 35,19.

Pela análise dos elementos de liga presentes nos revestimentos depositados, os revestimentos utilizados na PT 1, PT 6, PT 3 e PT 5 (MRD 2, MRD 5, MRD 6 e MRD 3) em função do teor dos elementos Mo, W, Cr e V que conforme Bhadeshia (2017), Mesquita (2016) e Nedeljković (2010) são elementos importantes no comportamento dos aços ferramentas para trabalho a quente referente a resistência ao desgaste em temperaturas elevadas, indicam ser os revestimentos com melhores propriedades, mesmo que revestimentos com presença de W sejam muito sensíveis a trincas transversais (NEDELJKOVIĆ, 2010). Com exceção do Cr em razão do teor ser inferior a 9%, estes elementos são responsáveis pelo fenômeno conhecido como endurecimento secundário que é um tipo de processo ocasionado pelo envelhecimento da liga entre 500°C a 600°C que é resultante da precipitação de carbonetos metálicos no revenimento que conseqüentemente aumenta a dureza e a resistência mecânica do aço (BHADESHIA, 2017). A presença destes elementos é, portanto, um indicativo de resistência ao desgaste e ao calor por estas ligas, sendo os mais impactantes o V, Mo e W (BHADESHIA, 2017; DWIVEDI, 2018; NEDELJKOVIĆ, 2010).

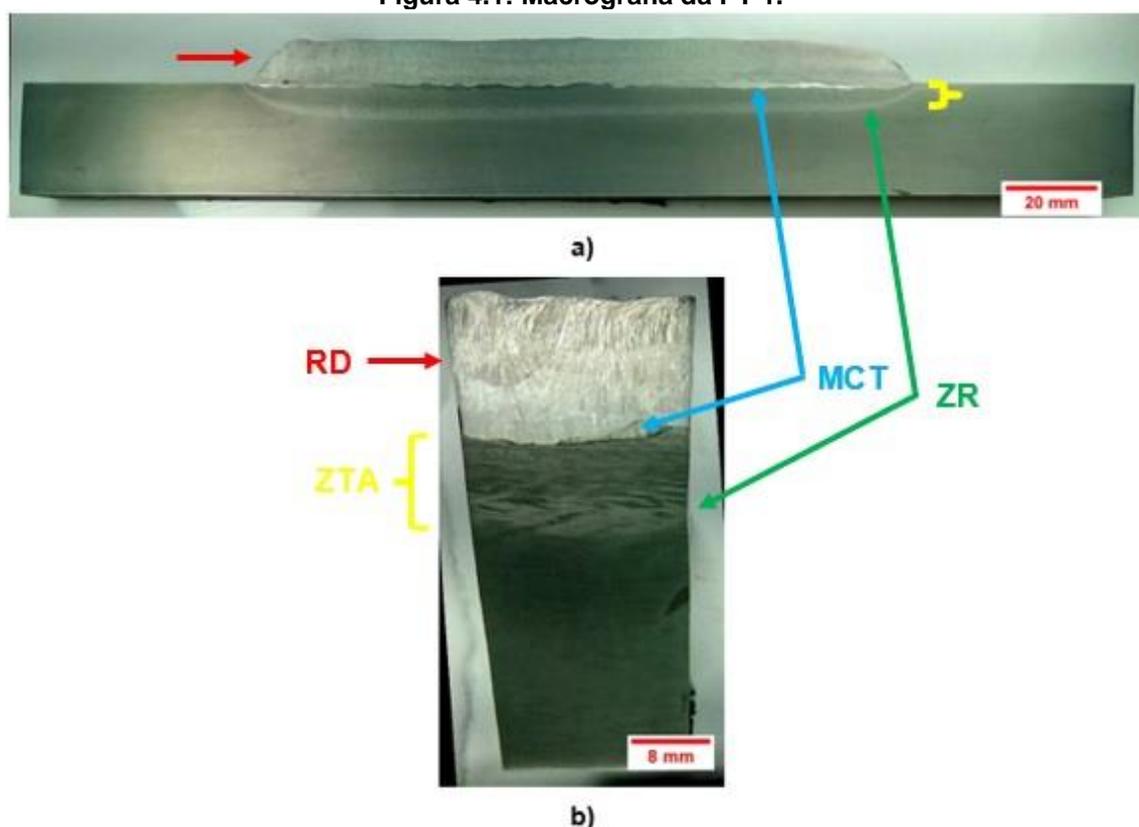
4.1.2 Análise Macrográfica

As análises macrográficas foram realizadas apenas nas peças-teste que receberam o revestimento. A seguir os resultados foram dispostos por peça-teste.

4.1.2.1 PT 1

A macrografia da PT 1 (Figura 4.1) evidenciou uma zona revenida (ZR) e ZTA marcantes, apenas inferior em tamanho que a presente na PT 2 (Ver figura 4.1.c e figura 4.2.c), característica provavelmente resultante do aporte térmico utilizado que em intensidade foi apenas inferior ao utilizado na PT 2.

Figura 4.1: Macrografia da PT 1.



Espessura do metal de solda depositado ($\pm 0,3\text{mm}$)	Largura/extensão da ZTA ($\pm 0,4\text{mm}$)	Largura/extensão da ZR ($\pm 0,1\text{mm}$)
9,2	7,3	2,8

c)

a) Seção Longitudinal, b) Seção Transversal e c) Resultados da avaliação quantitativa.

Fonte: O autor.

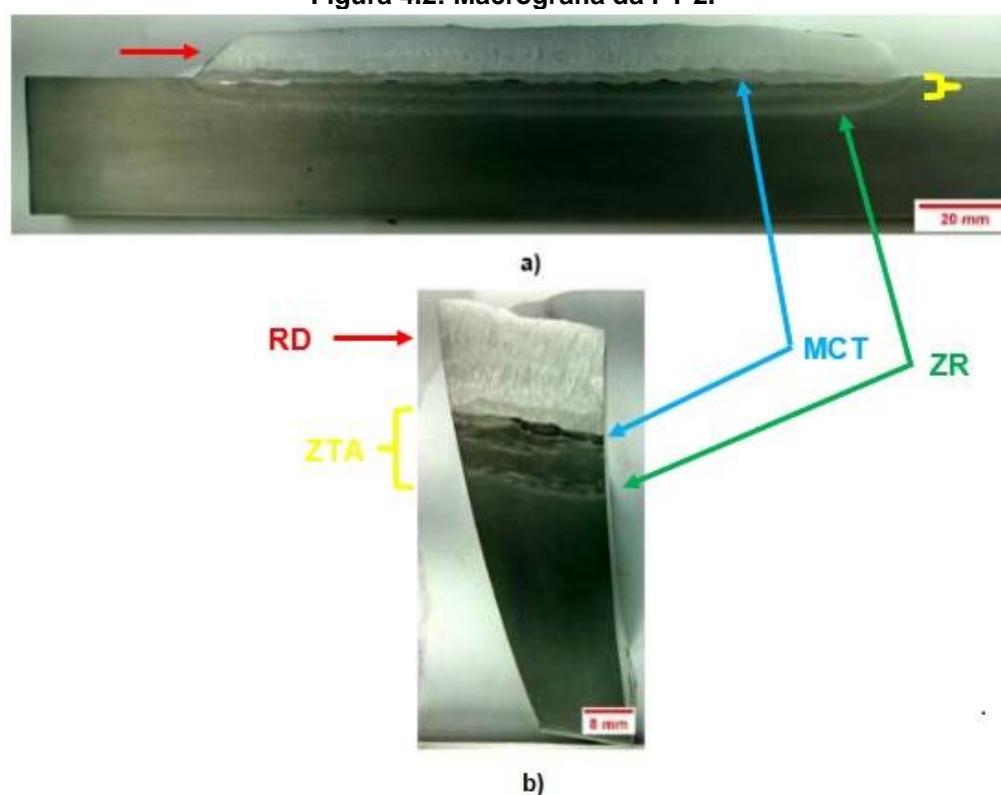
Outro ponto observado foi referente à eficácia do tratamento térmico realizado, sem evidências de regiões endurecidas. Foi possível ainda verificar que o depósito do revestimento foi bastante satisfatório, sem indícios de descontinuidades relevantes² resultantes do processo de revestimento.

²Trincas no metal de base, falta de fusão ou outros defeitos lineares na ZTA e poros individuais $\geq 2\text{mm}$

4.1.2.2 PT 2

A macrografia da PT 2 (Figura 4.2) evidenciou duas ZR's presentes, que muito provavelmente tem relação com o aumento de 25% no aporte térmico utilizado para o depósito da segunda camada de revestimento (1ª Camada de MRD), conforme pode ser visto por intermédio da figura A.7 do apêndice. Além disto, a dimensão tanto da ZR quanto da ZTA, que dentre as PT's, foi superior, certamente resultou do maior aporte térmico utilizado nesta peça de teste (Ver figura A.7 do apêndice A).

Figura 4.2: Macrografia da PT 2.



Espessura do metal de solda depositado ($\pm 0,3\text{mm}$)	Largura/extensão da ZTA ($\pm 0,4\text{mm}$)	Largura/extensão da ZR* ($\pm 0,2\text{mm}$)
10,5	8,4	3,1
*Duas ZR, sendo 1,4 e 1,8mm a espessura respectivamente.		

c)

a) Seção Longitudinal, b) Seção Transversal e c) Resultados da avaliação quantitativa.
Fonte: O autor.

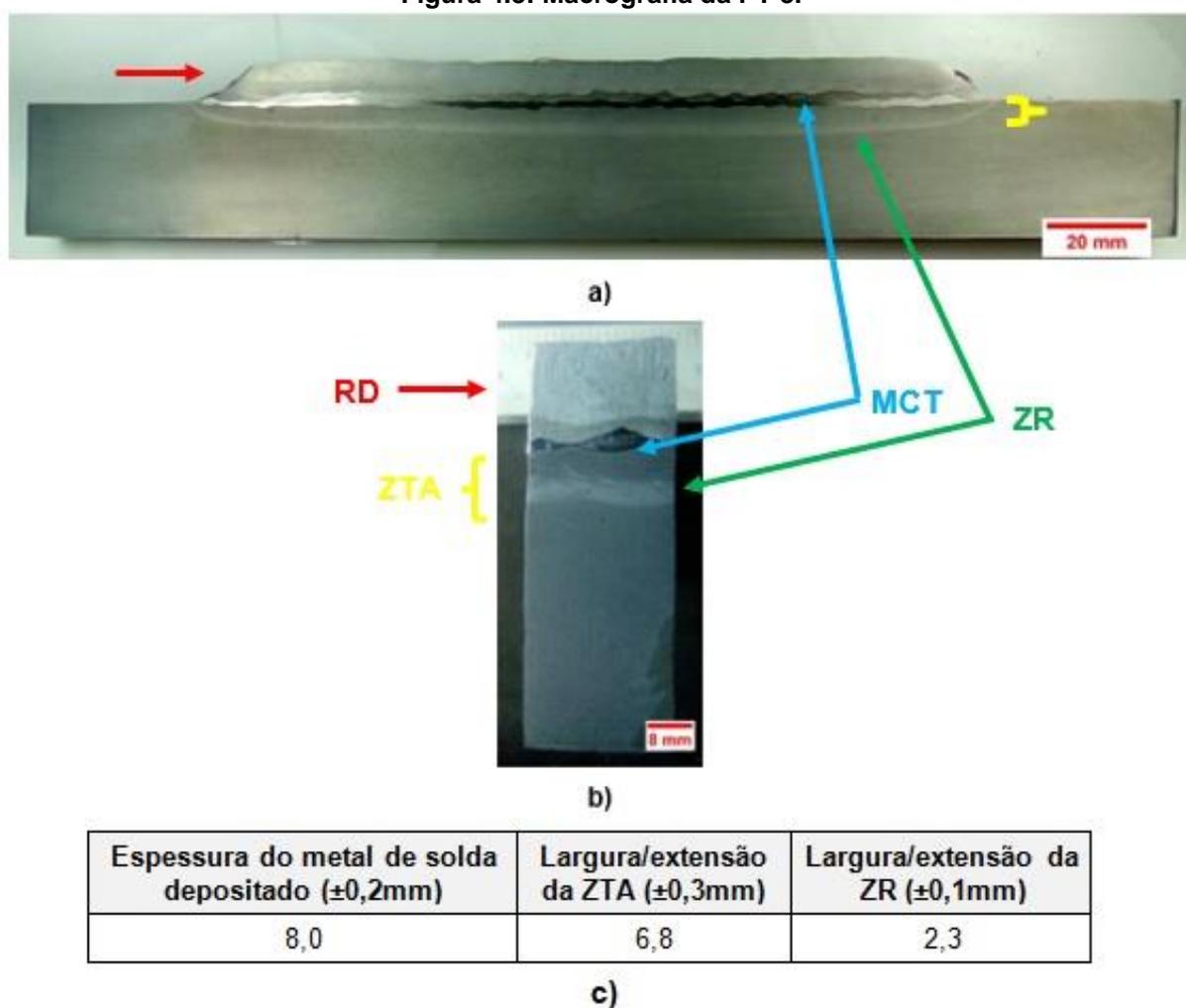
Observou-se também que o tratamento térmico realizado foi eficaz, sem indícios de regiões endurecidas no material de substrato e que o depósito foi

bastante satisfatório, isento de descontinuidades relevantes resultantes do processo de revestimento.

4.1.2.3 PT 3

A macrografia da PT 3 (Figura 4.3) evidenciou uma ZR relativamente pequena, quando comparada com as macrografias da PT 1 e PT 2, detalhe que conseqüentemente resultou do baixo aporte térmico utilizado, que apenas foi superior ao utilizado no revestimento da PT 7 (ver figura A.7 do apêndice A).

Figura 4.3: Macrografia da PT 3.



a) Seção Longitudinal, b) Seção Transversal e c) Resultados da avaliação quantitativa.

Fonte: O autor.

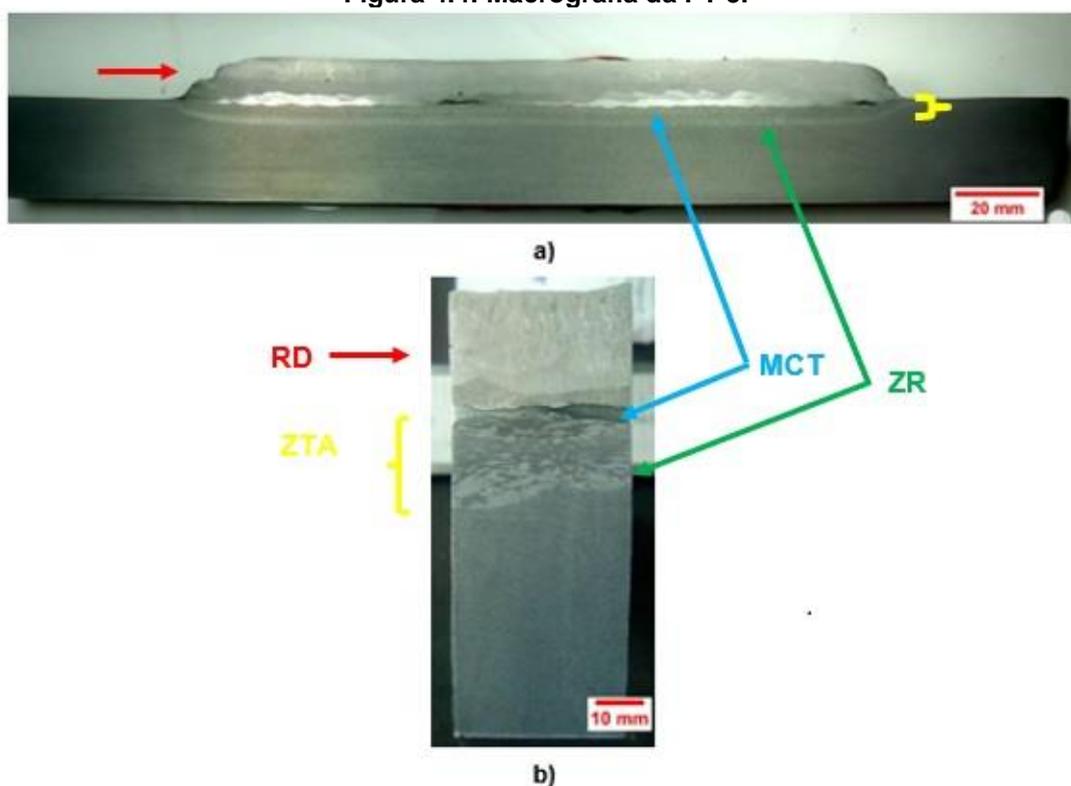
Outros detalhes que foram evidenciados: novamente a efetividade do tratamento térmico realizado, sem indicativos de regiões endurecidas, e ausência de descontinuidades relevantes resultantes do processo de revestimento.

4.1.2.4 PT 5

A macrografia da PT 5 (Figura 4.4) evidenciou duas ZR's assim como apresentado na macrografia da PT 2 que de forma similar, resultou do aumento de 17% do aporte térmico utilizado para o depósito da segunda camada de revestimento.

Observou-se que a dimensão tanto da ZTA quanto da ZR em relação as outras PT's, apresentou-se relativamente pequena. Outro ponto visualizado foi referente à eficácia do tratamento térmico realizado, já que novamente não foram verificadas evidências de regiões endurecidas. Assim como nas outras PT's o processo de revestimento foi bastante satisfatório, sem indícios de descontinuidades relevantes presentes.

Figura 4.4: Macrografia da PT 5.



Espessura do metal de solda depositado ($\pm 0,3$ mm)	Largura/extensão da ZTA ($\pm 0,3$ mm)	Largura/extensão da ZR* ($\pm 0,1$ mm)
8,4	6,9	2,6
*Material possui duas ZR's, 1,2mm e 1,4mm		

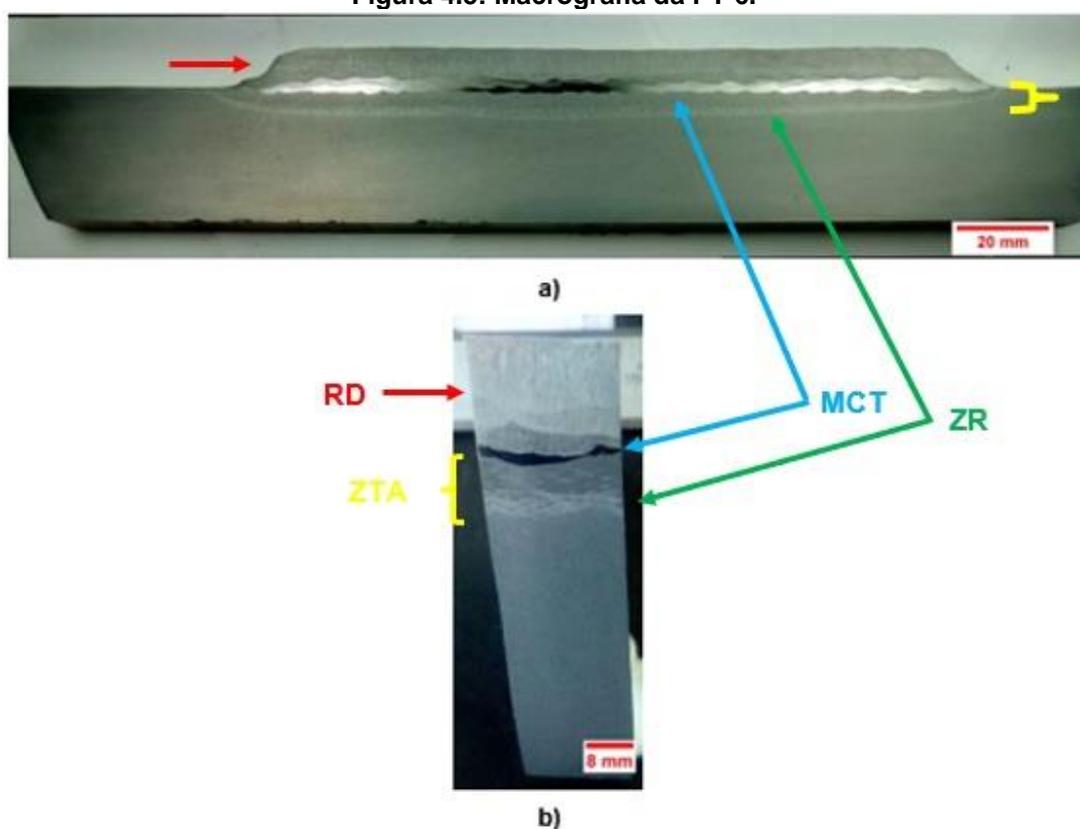
c)

a) Seção Longitudinal, b) Seção Transversal e c) Resultados da avaliação quantitativa.
Fonte: O autor.

4.1.2.5 PT 6

A macrografia da PT 6 (Figura 4.5) evidenciou uma ZR e ZTA relativamente pequena, a ZTA foi apenas superior que a presente na PT 7 enquanto que a ZR teve o mesmo tamanho. Como observado nas macrografias das outras PT's, novamente foi evidente a efetividade do tratamento térmico realizado, sem evidências de regiões endurecidas, além de também não apresentar indícios de descontinuidades relevantes.

Figura 4.5: Macrografia da PT 6.



Espessura do metal de solda depositado ($\pm 0,3\text{mm}$)	Largura/extensão da ZTA ($\pm 0,3\text{mm}$)	Largura/extensão da ZR ($\pm 0,1\text{mm}$)
8,3	6,7	1,9

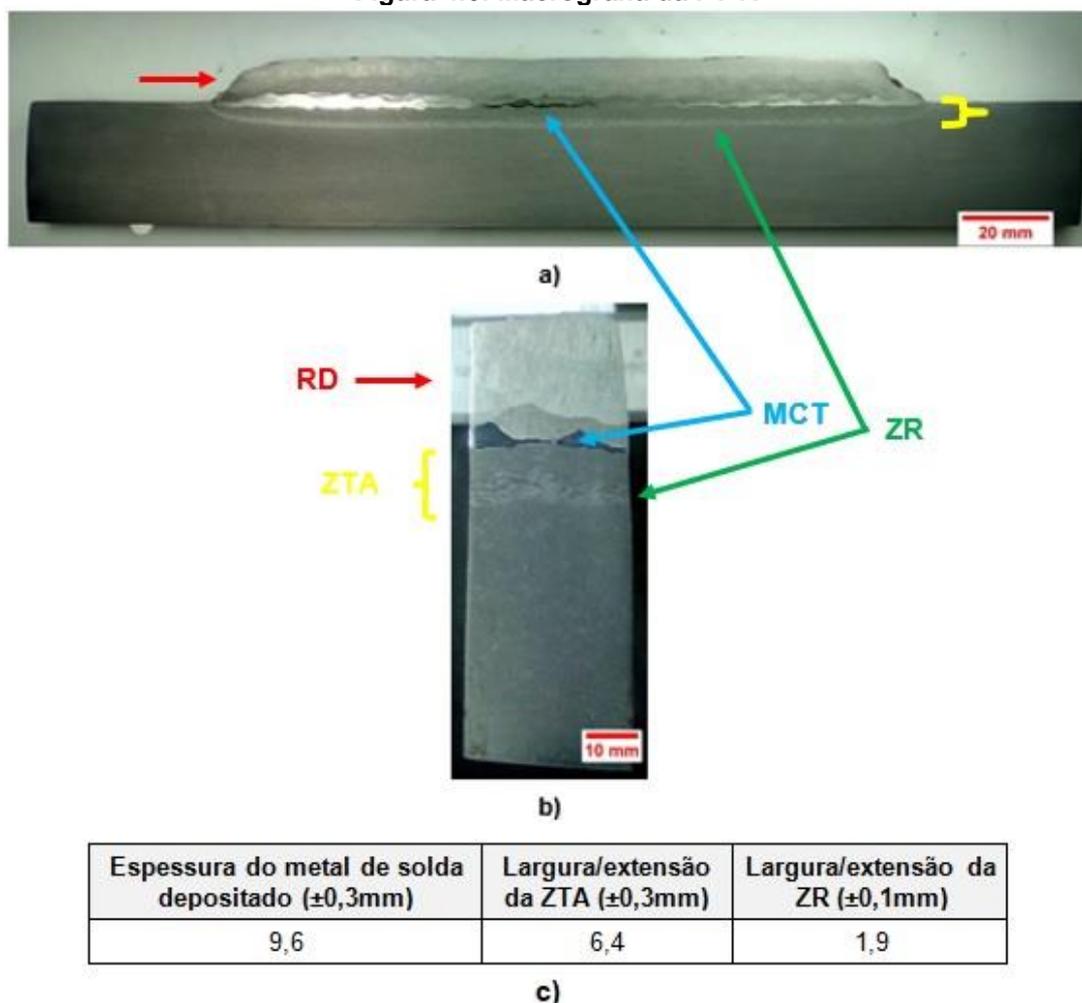
c)

a) Seção Longitudinal, b) Seção Transversal e c) Resultados da avaliação quantitativa.
Fonte: O autor.

4.1.2.6 PT 7

A macrografia da PT 7 (Figura 4.6) evidenciou uma ZTA relativamente pequena que dentre as PT's foi a menor, como também a dimensão da ZR que juntamente com a PT 6 foram as menores. Em relação ao tratamento térmico utilizado, novamente foi observada a eficácia, sem evidências de regiões endurecidas, além de também não apresentar indícios de descontinuidades relevantes presentes.

Figura 4.6: Macrografia da PT 7.



a) Seção Longitudinal, b) Seção Transversal e c) Resultados da avaliação quantitativa.
Fonte: O autor.

O comparativo das dimensões da ZR, ZTA e metal de revestimento depositado nas PT's consta na tabela 4.2.

Tabela 4.2: Dimensões da ZR, ZTA e espessura do metal de revestimento depositado nas PT's.

Item	PT 1	PT 2	PT 3	PT 5	PT 6	PT 7
Espessura do revestimento	9.2 ±0.3	10.5 ±0.3	8.0 ±0.2	8.4 ±0.3	8.3 ±0.3	9.6 ±0.3
Largura/extensão da ZTA	8.3 ±0.4	8.4 ±0.4	6.8 ±0.3	6.9 ±0.3	6.7 ±0.3	6.4 ±0.3
Largura/extensão da ZR	2.8 ±0.1	3.1 ±0.2	2.3 ±0.1	2.6 ±0.1	1.9 ±0.1	1.9 ±0.1

Fonte: O autor

Com as medições realizadas da ZR, ZTA e espessura de revestimento depositado, percebe-se que a largura/extensão da ZTA das PT's 3, 5, 6 e 7 são relativamente equivalentes em dimensão, da mesma forma as PT's 1 e 2 são semelhantes e maiores inclusive, detalhe que consequentemente foi resultante do aporte térmico utilizado (Ver apêndice A – Figura A.7). A PT que obteve maior espessura de revestimento depositado foi a PT 2 que teve a maior ZTA e ZR.

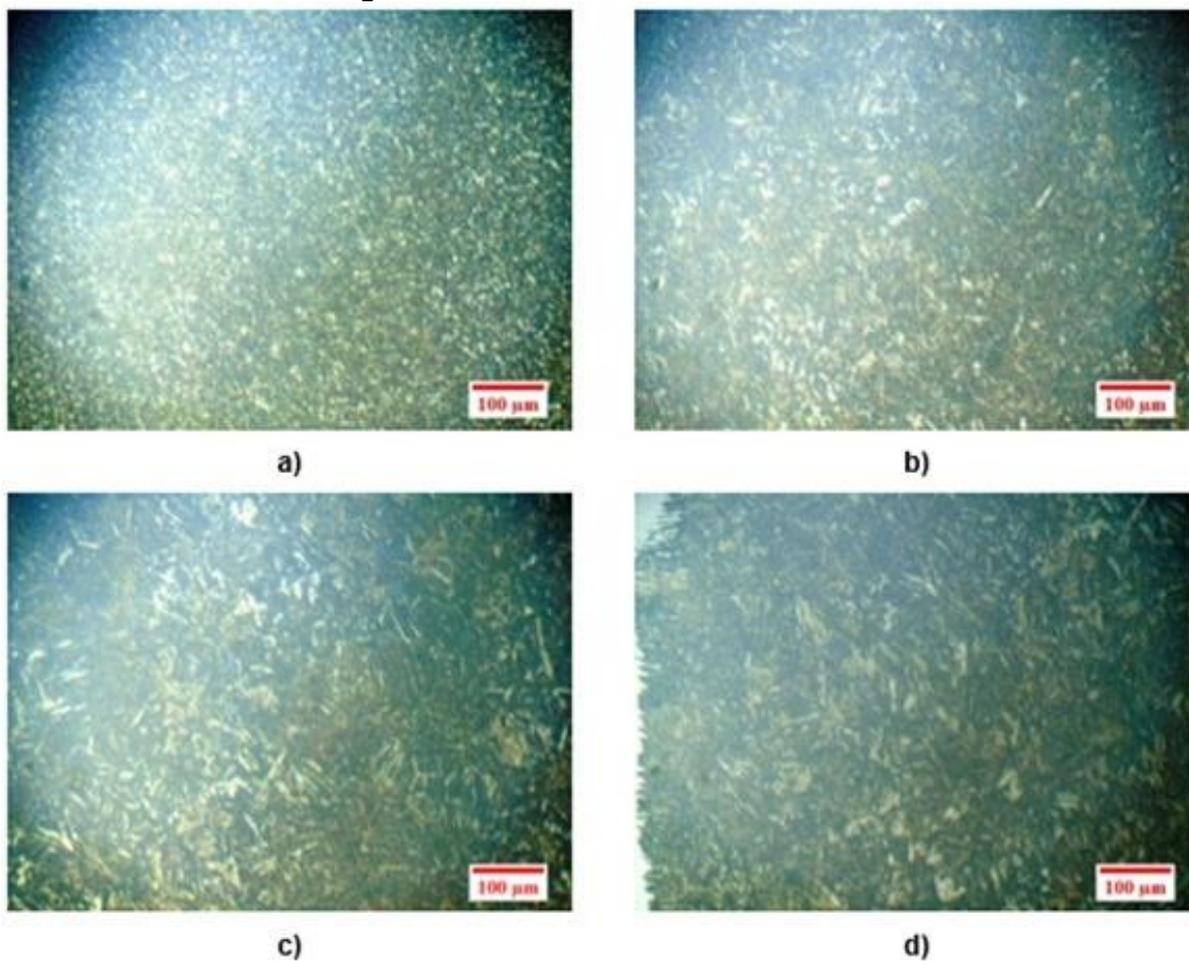
4.1.3 Análise Micrográfica

As análises micrográficas foram realizadas nos revestimentos depositados e ZTA, e seus resultados são apresentados abaixo para cada peça-teste na devida ordem: avaliação microestrutural da ZTA e avaliação microestrutural do revestimento depositado.

4.1.3.1 PT 1

A microestrutura da ZTA da PT 1 foi predominantemente constituída de martensita revenida e bainita particularmente próximo à zona de ligação do revestimento com o metal de substrato (ZL), sem evidências de problemas metalúrgicos como microtrincas, entre outros danos na ZPF e ZCG (Figura 4.7).

Figura 4.7: Microestrutura da ZAC na PT 1.

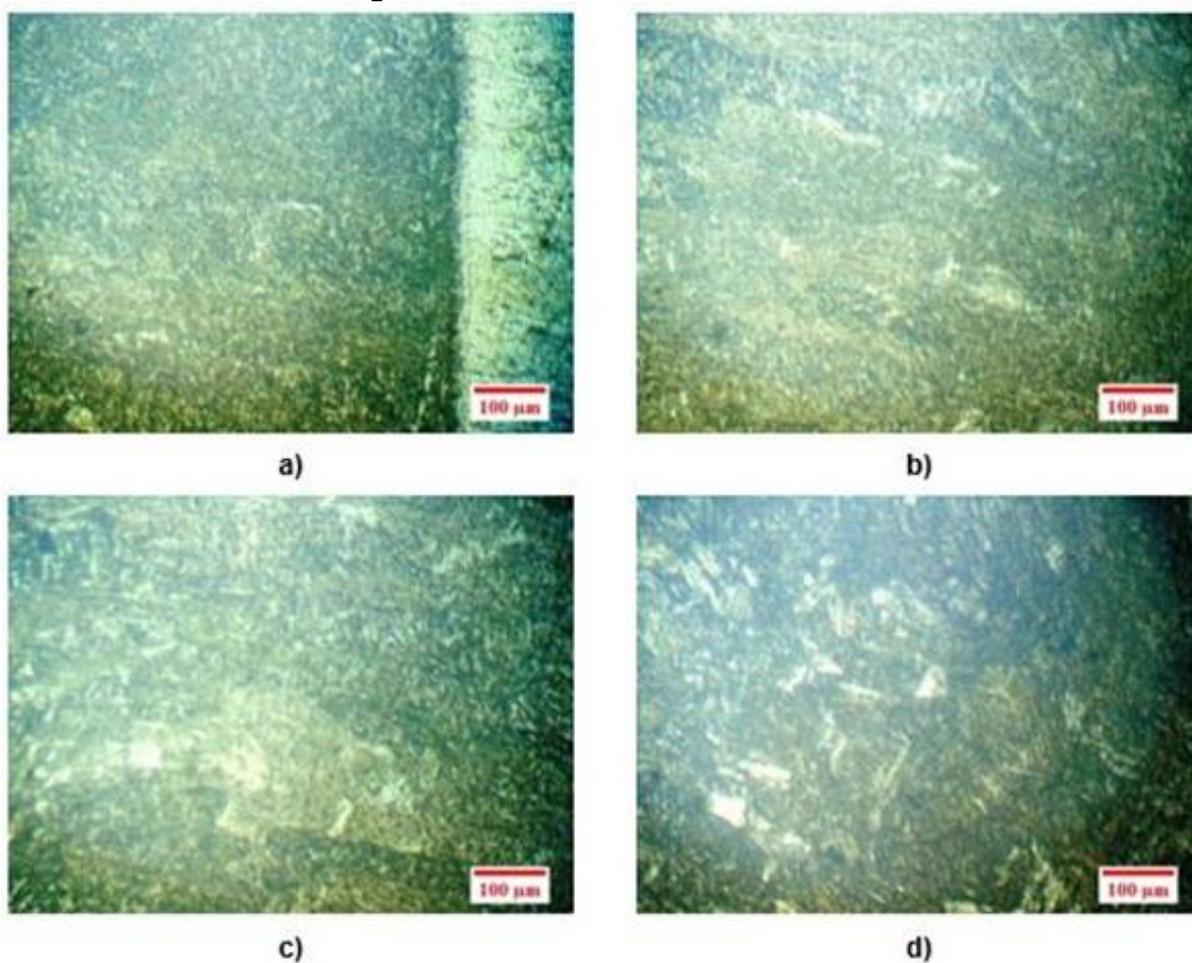


a) ZR e MB, b) ZRG, c) ZCG, d) ZPF e ZCG.

Fonte: O autor.

Já a microestrutura do revestimento foi predominantemente constituída de martensita revenida com presença de alguns precipitados, sendo evidentes nas últimas camadas depositadas (C5 e C6) conforme pode ser visualizado por meio da Figura 4.8.

Figura 4.8: Microestrutura da ZF na PT 1.



a) C1 e C2, b) C2 e C3, c) C4 e C5, d) C6.

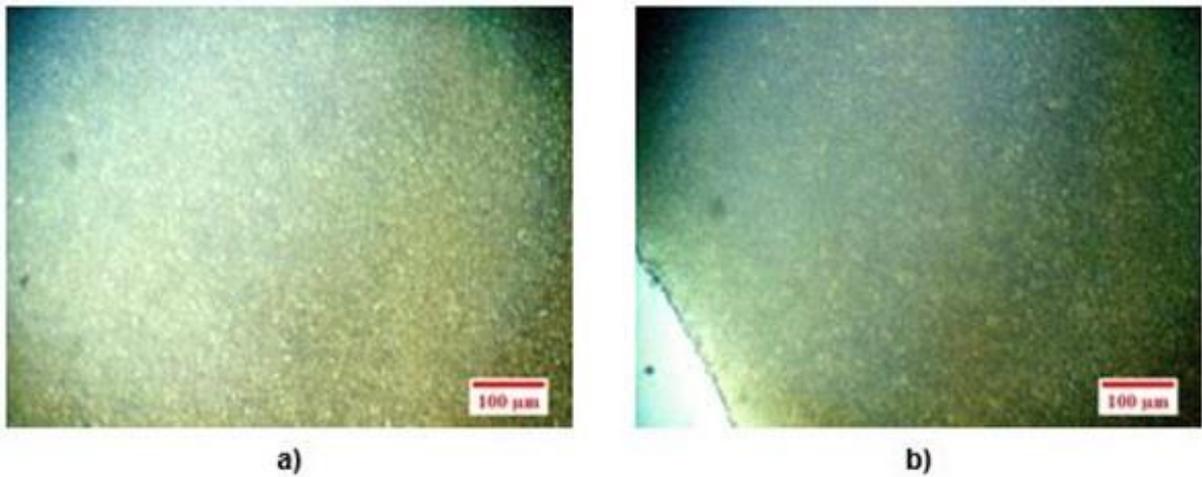
Microestrutura predominante, martensita revenida com presença de precipitados (Regiões claras) a partir da camada C4.

Fonte: O autor.

4.1.3.1 PT 2

Assim como a microestrutura da ZTA da PT 1, a ZTA da PT 2 foi predominantemente constituída de martensita revenida e bainita, particularmente próximo à zona de ligação do revestimento com o metal de substrato, sem evidências de problemas de problemas metalúrgicos na ZPF e ZCG (Figura 4.9).

Figura 4.9: Microestrutura da ZAC na PT 2.

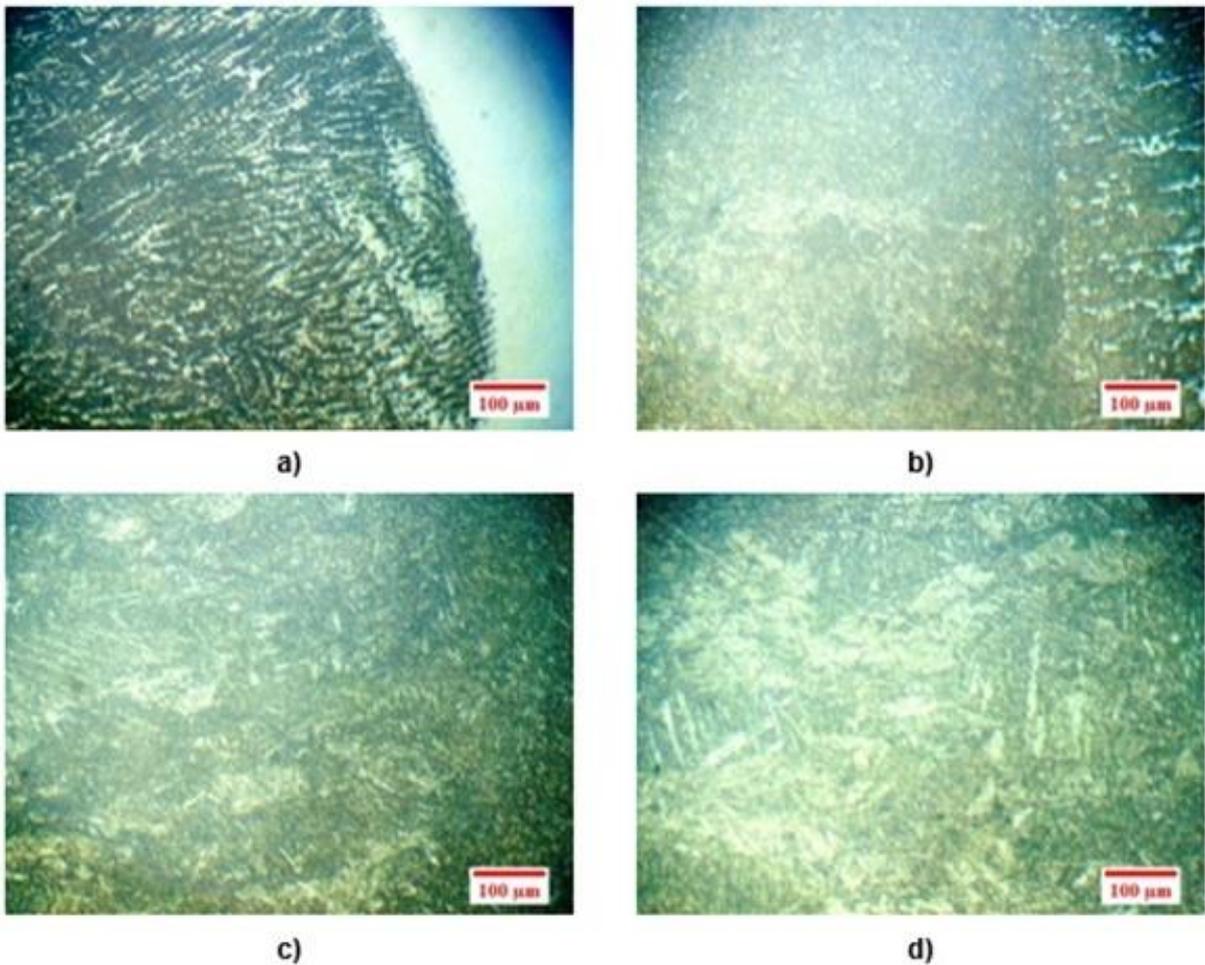


a) ZR e MB, b) ZPF e ZCG.

Fonte: O autor.

A microestrutura do revestimento, da mesma forma, teve uma predominância de martensita revenida, conforme pode ser visualizado por meio da figura 4.10.

Figura 4.10: Microestrutura da ZF na PT 2.



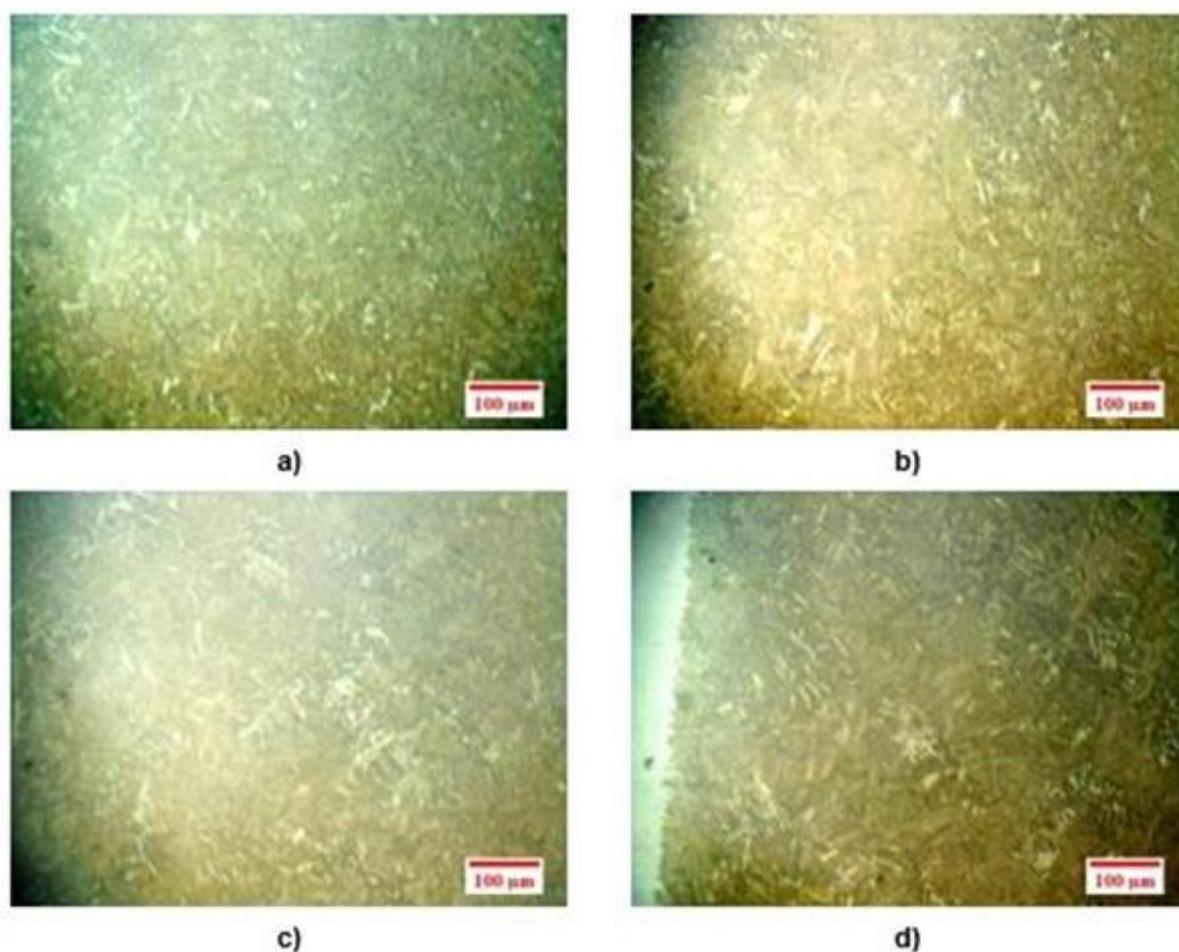
a) C1 e C2, b) C2 e C3, c) C4 e C5, d) C6.

Fonte: O autor.

4.1.3.1 PT 3

Assim como a microestrutura da ZTA da PT 1 e PT2, a ZTA da PT 3 foi predominantemente constituída de martensita revenida e bainita, particularmente próximo à zona de ligação do revestimento com o metal de substrato, sem evidências de problemas de problemas metalúrgicos na ZPF e ZCG (Figura 4.11).

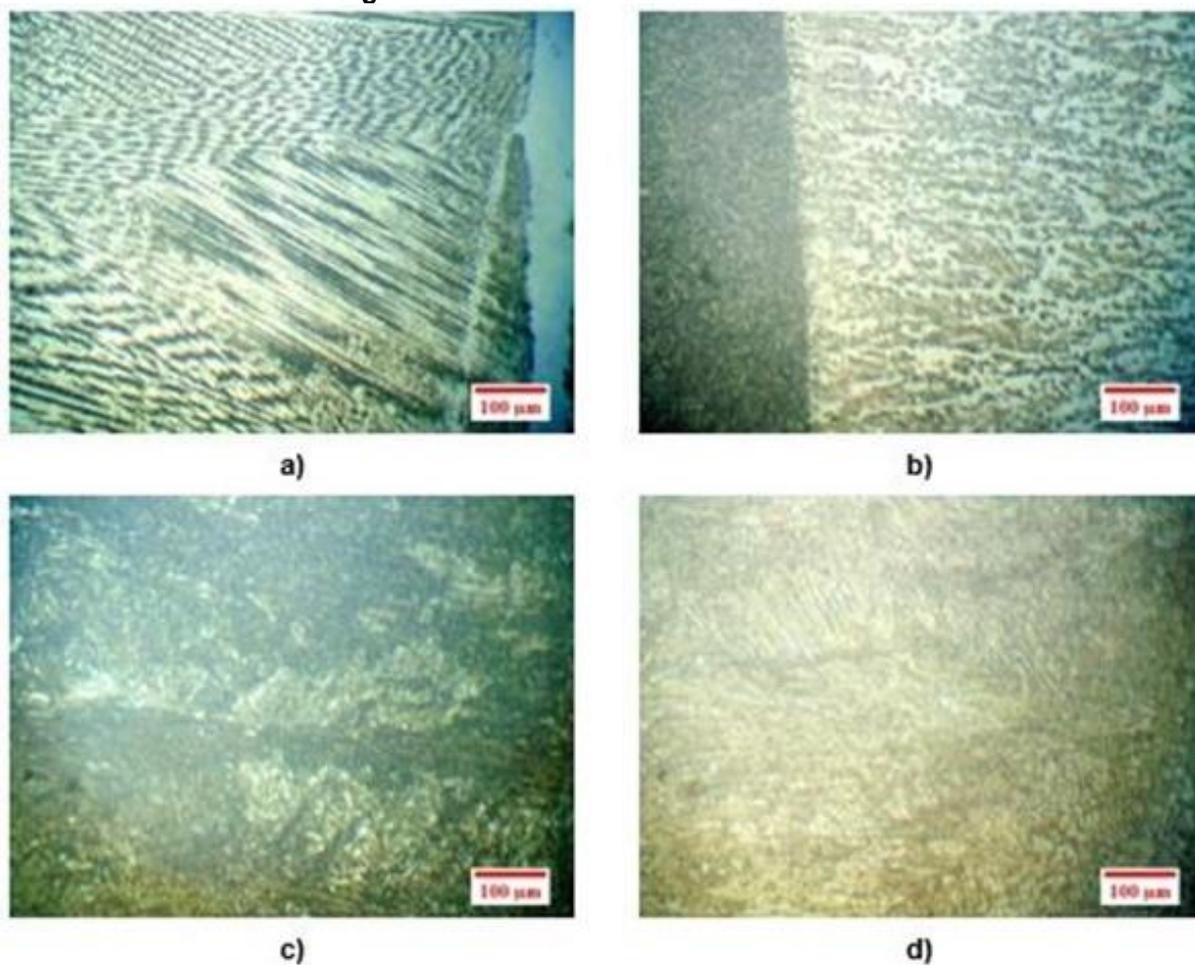
Figura 4.11: Microestrutura da ZAC na PT 3.



a) ZR e MB, b) ZRG, c) ZCG, d) ZPF e ZCG.

Fonte: O autor.

Já a microestrutura do revestimento teve uma predominância de martensita revenida, porém foi verificada a presença de alguns precipitados nas camadas C4, C5 e C6 (Figura 4.12).

Figura 4.12: Microestrutura da ZF na PT 3.

a) C1 e C2, b) C2 e C3, c) C4 e C5, d) C6.

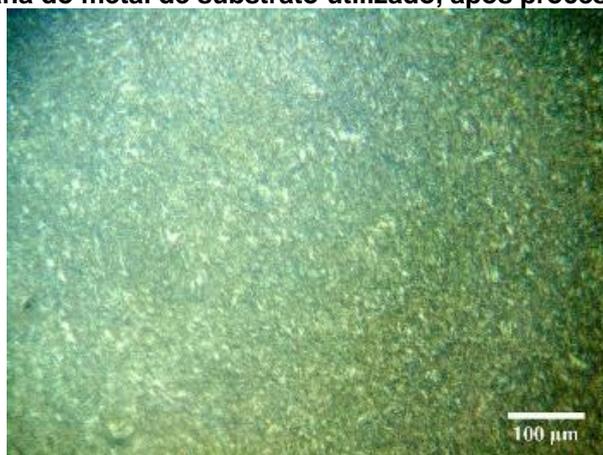
Microestrutura predominante de martensita revenida com presença de precipitados (Regiões claras) a partir da Camada C4 e C5.

Fonte: O autor.

4.1.3.1 PT 4

A microestrutura da PT 4 na condição como beneficiada foi avaliada e pode ser vista por meio da figura 4.13. A microestrutura é predominantemente constituída de martensita revenida.

Figura 4.13: Micrografia do metal de substrato utilizado, após processo de beneficiamento.



Ataque Nital a 2% por 20s, aumento de 200x.
Fonte: O autor.

4.1.3.1 PT 5

A microestrutura da ZTA da PT 5, assim como as demais PT's, foi predominantemente constituída de martensita revenida e bainita, particularmente próximo à zona de ligação do revestimento com o metal de substrato, sem evidências de problemas metalúrgicos na ZPF e ZCG (Figura 4.14).

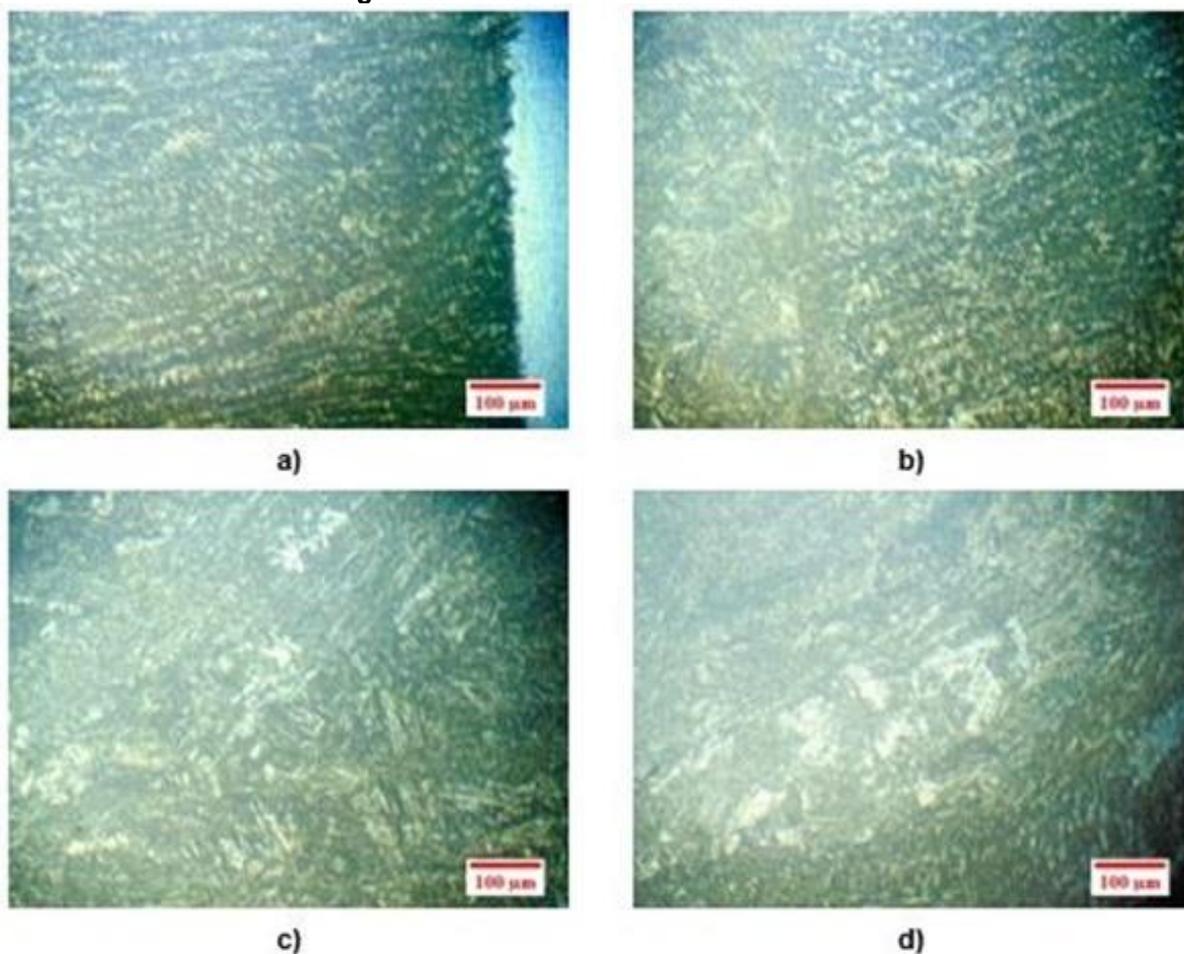
Figura 4.14: Microestrutura da ZAC na PT 5.



a) ZR e MB, b) ZPF e ZCG.
Fonte: O autor.

A microestrutura do revestimento teve uma predominância de martensita revenida, porém, foi verificada a presença de alguns precipitados na camada C5 e C6 principalmente (Figura 4.15).

Figura 4.15: Microestrutura da ZF na PT 5.



a) C1 e C2, b) C2 e C3, c) C4 e C5, d) C6.

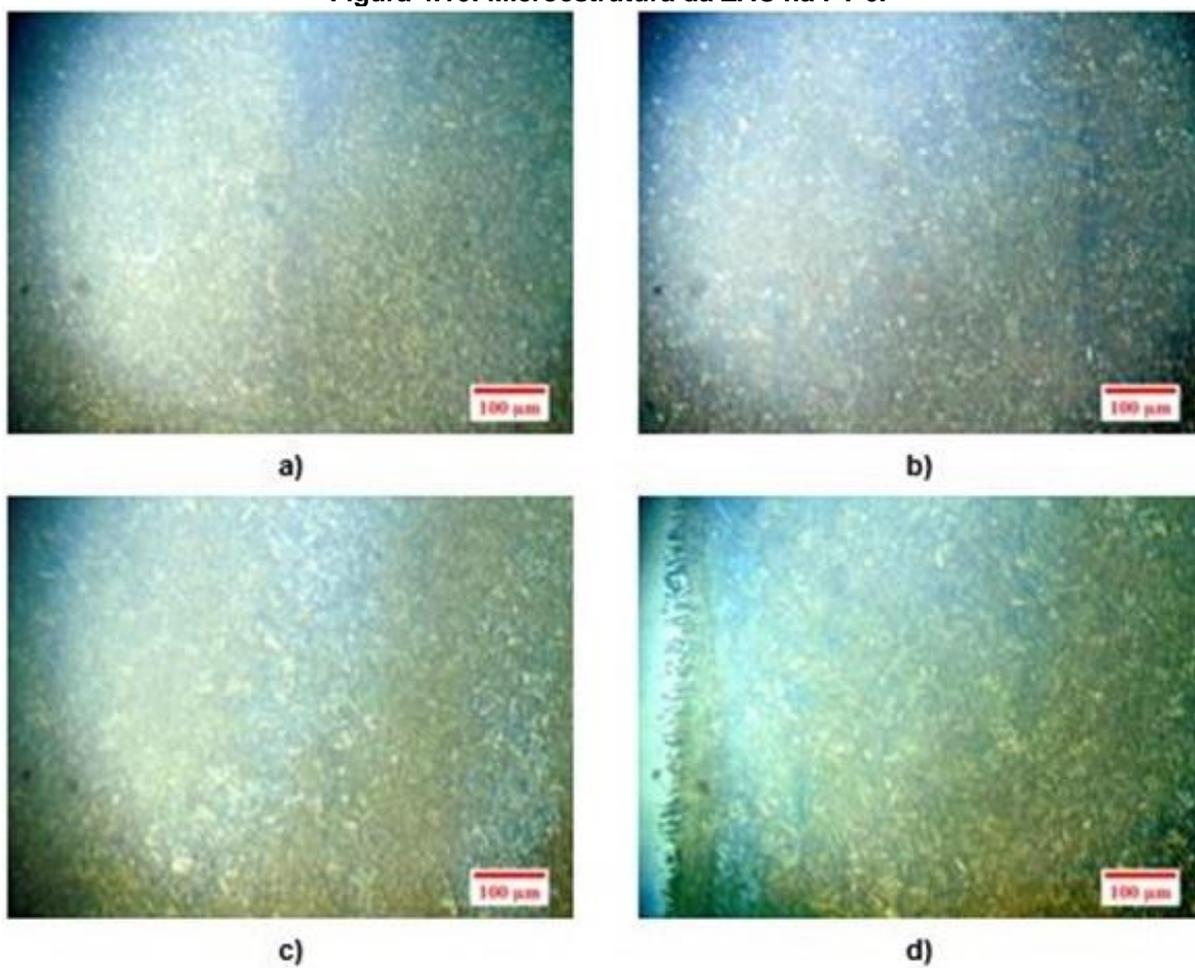
Microestrutura predominante de martensita revenida e presença de precipitados (Regiões claras) nas camadas C5 e C6 principalmente.

Fonte: O autor.

4.1.3.1 PT 6

A microestrutura da ZTA da PT 6, assim como as demais PT's, foi predominantemente constituída de martensita revenida e bainita, particularmente próximo à zona de ligação do revestimento com o metal de substrato, sem evidências de problemas metalúrgicos na ZPF e ZCG (Figura 4.16).

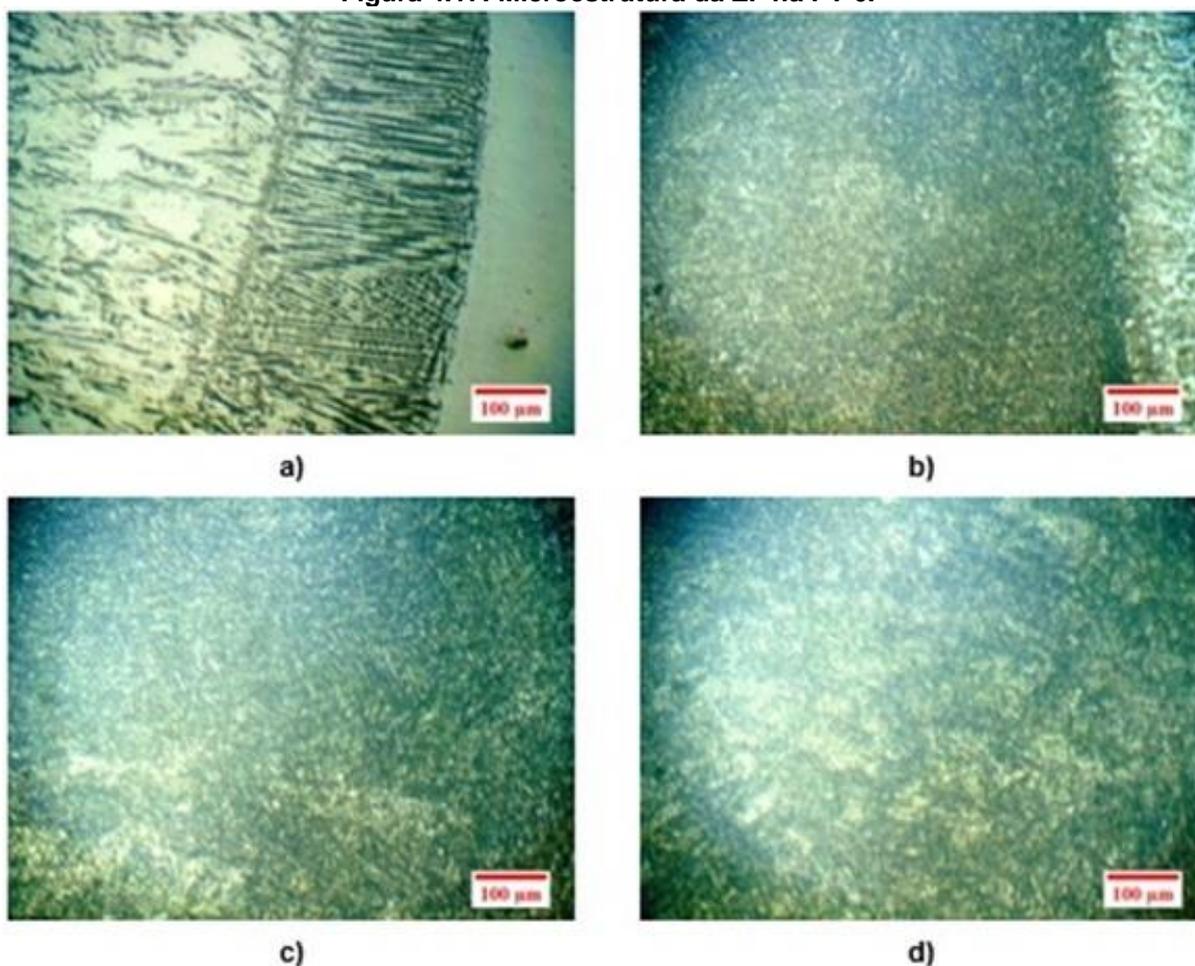
Figura 4.16: Microestrutura da ZAC na PT 6.



a) ZR e MB, b) ZRG, c) ZCG, d) ZPF e ZCG.
Microestrutura predominante de martensita revenida e bainita.
Fonte: O autor.

A microestrutura do revestimento teve uma predominância de martensita revenida conforme pode ser visualizada por meio da figura 4.17.

Figura 4.17: Microestrutura da ZF na PT 6.

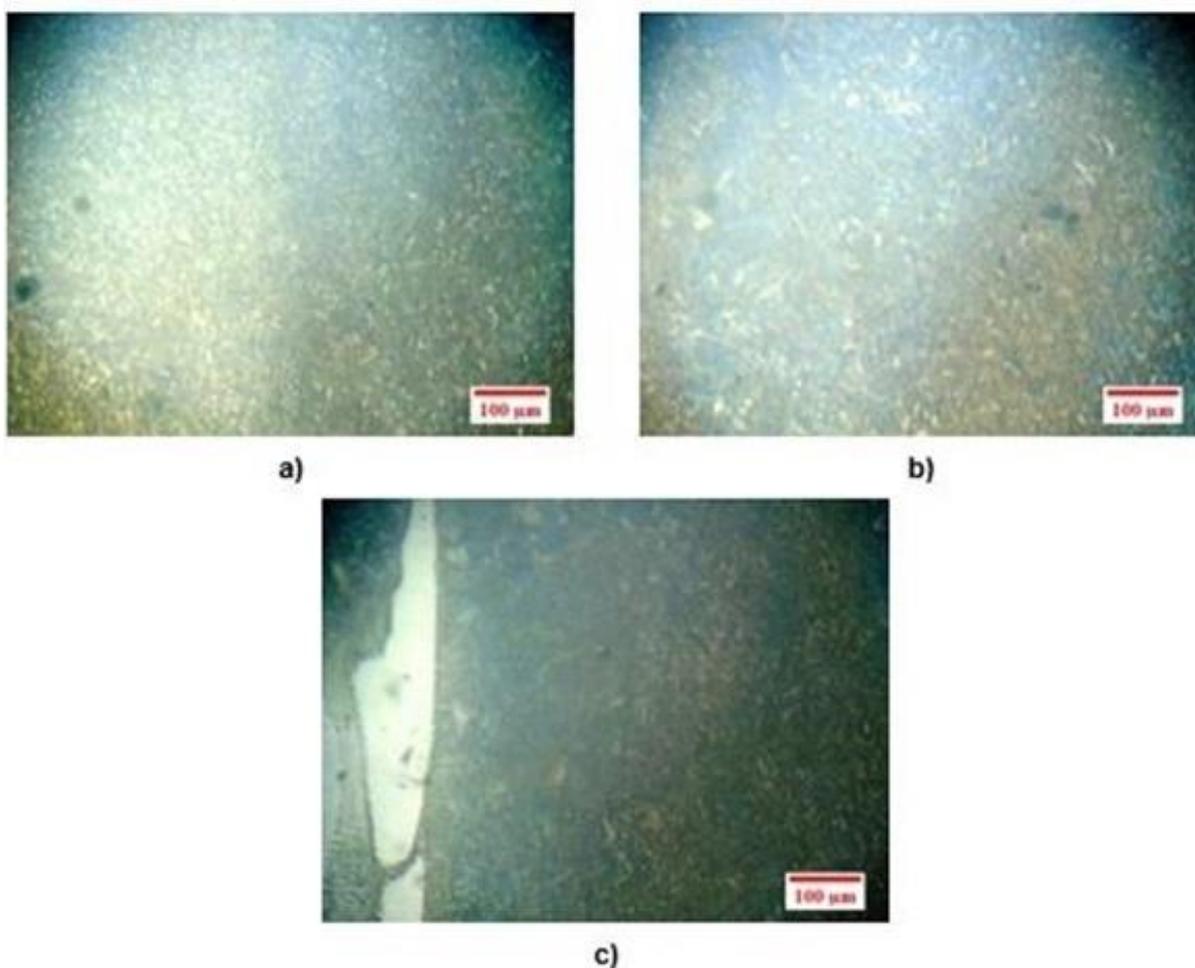


**a) C1 e C2, b) C2 e C3, c) C4 e C5, d) C6.
Microestrutura predominante de martensita revenida.
Fonte: O autor.**

4.1.3.1 PT 7

A microestrutura da ZTA da PT 7, assim como as demais PT's, foi predominantemente constituída de martensita revenida e bainita, particularmente próximo à zona de ligação do revestimento com o metal de substrato, sem evidências de problemas metalúrgicos na ZPF e ZCG (Figura 4.18).

Figura 4.18: Microestrutura da ZAC na PT 7.

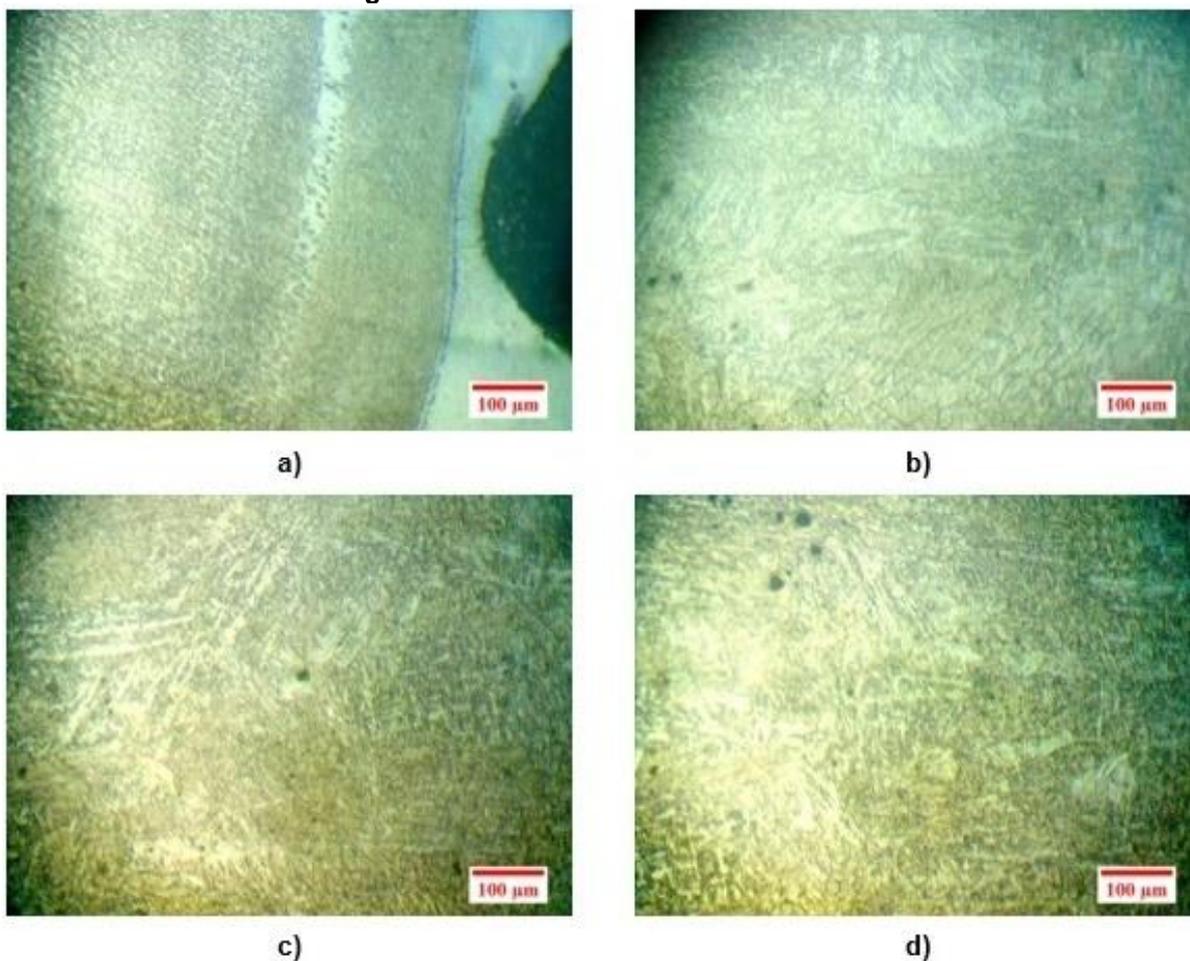


a) ZR e MB, b) ZRG, c) ZPF e ZCG.

Microestrutura predominante de martensita revenida e bainita.

Fonte: O autor.

A microestrutura do revestimento teve uma predominância de martensita revenida, porém foi verificada a presença de precipitados na camada C5 e C6 conforme pode ser visto por meio da figura 4.19.

Figura 4.19: Microestrutura da ZF na PT 7.

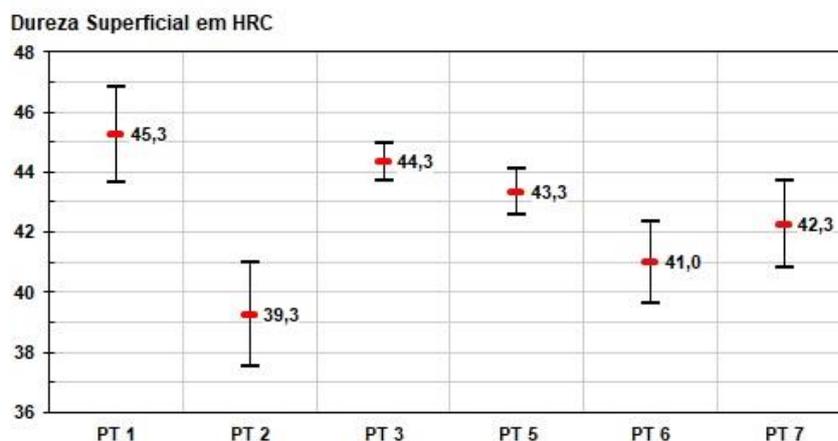
a) C1 e C2, b) C3, c) C5, d) C6.

Microestrutura predominante de martensita revenida e presença de precipitados.

Fonte: O autor.

4.1.4 Ensaio de Dureza (HRC)

A dureza dos revestimentos depositados nas PT's foi verificada, foram realizadas 6 leituras por cada PT (Maiores detalhes podem ser visualizados no Apêndice A). Os resultados estão contidos na figura 4.20.

Figura 4.20: Dureza dos revestimentos depositados nas peças-teste.

Fonte: O autor.

Em relação a dureza, o MRD 7 utilizado para revestimento da PT 2 não atingiu o valor informado pelo fabricante, que deveria ser de 400 a 450 HB (43 a 48 HRC respectivamente) e foi de 39.3 HRC. Porém, é provável que o tratamento térmico realizado após a deposição, tenha provocado o amolecimento térmico na liga em função da ausência de elementos de liga que atuem em oposição a esta ocorrência, juntamente associado com o teor de C inferior ao informado pelo fornecedor, o que indica uma provável baixa resistência ao amolecimento térmico para o MRD 7. Uma comparação das PT's como revestidas e como beneficiadas, consta na tabela 4.3.

Tabela 4.3: Comparativo da dureza das peças-teste como beneficiada e após revestimento depositado.

Condição	PT 1	PT 2	PT 3	PT 5	PT 6	PT 7
Como beneficiada	41.4 ± 2.2	42.3 ± 1.5	40.8 ± 2.1	39.7 ± 2.1	39.3 ± 2.3	39.8 ± 2.3
Como revestida	45.3 ± 1.6	39.3 ± 1.7	44.3 ± 0.6	43.3 ± 0.7	41.0 ± 1.4	42.3 ± 1.4

Fonte: O autor.

Por meio da tabela 4.2 fica evidente que o material utilizado no revestimento do PT 2 (MRD 7) apresentou uma dureza em atendimento à faixa especificada (37 a 46HRC) para uso no processo de forjamento, porém referente ao metal de substrato foi inferior em 3HRC, sendo a única configuração de revestimento que não resultou em aumento de dureza em relação ao metal de substrato na condição como beneficiado outro detalhe que sinaliza este material como inadequado para uso em aplicações muito críticas, isto em virtude destas ocasiões ser requerido uma dureza superior na superfície (DAVIS et al., 1995; ROBERTS; KENNEDY; KRAUSS, 1998; SILVA; MEI, 2006).

Outro fator relacionado com esta afirmação advém do uso, já que com a utilização do material de substrato na condição como beneficiado se tem uma dureza superior como na condição revestida com a configuração utilizada na PT 2, não seria relevante desta em função do custo associado e também da conseqüente redução de dureza.

No que se refere à faixa especificada, todos os materiais utilizados, apresentaram conformidade, enquanto os materiais MRD 2 (PT 1), MRD 5 (PT 3) e MRD 6 (PT 5) apresentaram dureza superior aos demais, reforçando que estas opções se apresentam supostamente como os mais apropriados.

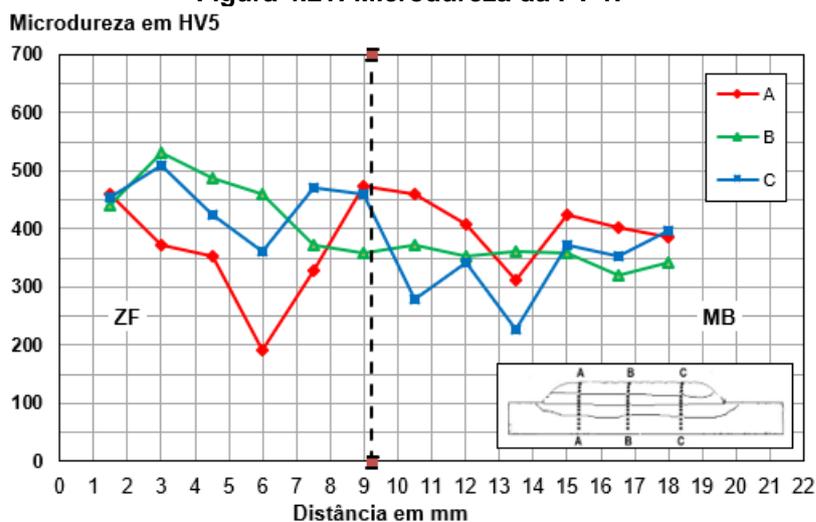
4.1.5 Ensaio de Microdureza Vickers a temperatura ambiente (HV5)

O ensaio de microdureza foi realizado nas peças-teste que os revestimentos foram depositados e os resultados foram dispostos por cada peça-teste avaliada.

4.1.5.1 PT 1

As medições de microdureza realizadas na PT 1 evidenciaram que o tratamento térmico pós-revestimento foi bastante eficaz, apresentando razoável regularidade na microdureza na transição do metal de base (MB) para a Zona Fundida (ZF), o perfil de dureza do revestimento. A microdureza da região contemplando o metal de substrato e o revestimento depositado pode ser visualizado conforme a figura 4.21.

Figura 4.21: Microdureza da PT 1.

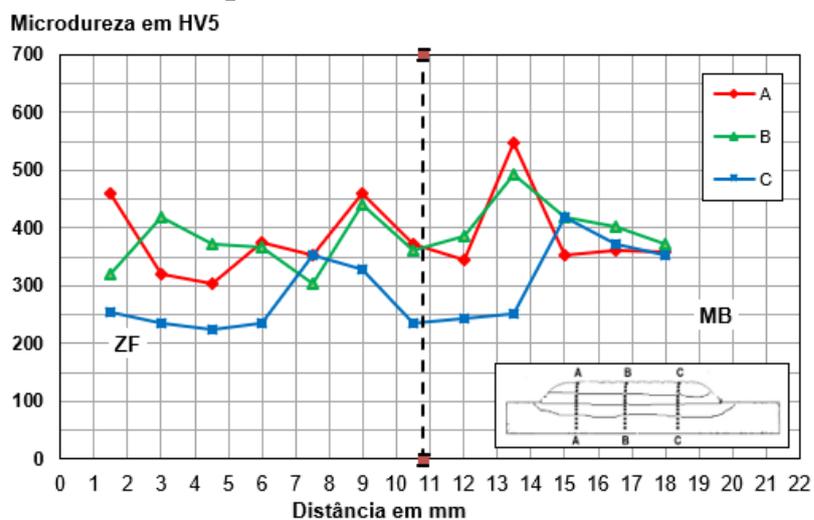


Linha tracejada – representação da transição do revestimento depositado/metal de substrato.
Fonte: O autor.

4.1.5.1 PT 2

As medições de microdureza realizadas na PT 2 evidenciaram que o tratamento térmico pós-revestimento foi bastante eficaz. A microdureza da região contemplando o metal de substrato e o revestimento depositado pode ser visualizado conforme a figura 4.22.

Figura 4.22: Microdureza da PT 2.

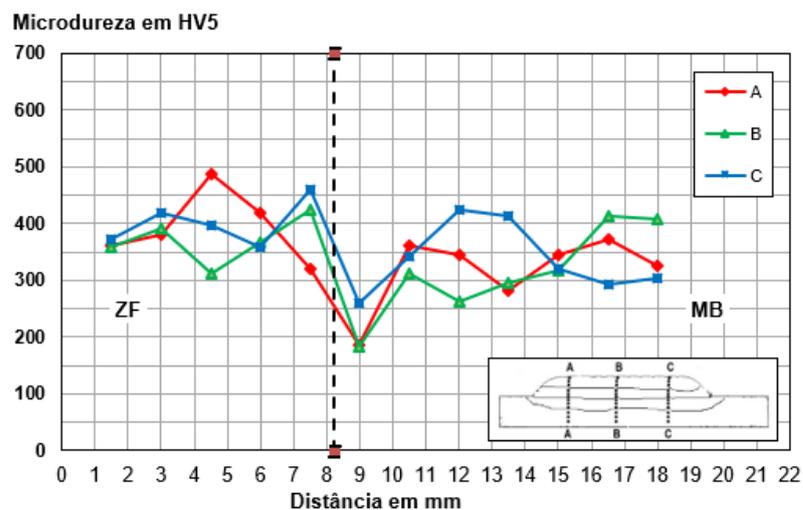


Linha tracejada – representação da transição do revestimento depositado/metal de substrato.
Fonte: O autor.

4.1.5.2 PT 3

A microdureza realizada na PT 3 evidenciou que o tratamento térmico pós-revestimento foi bastante eficaz. A microdureza da região contemplando o metal de substrato e o revestimento depositado pode ser visualizado conforme a figura 4.23.

Figura 4.23: Microdureza da PT 3.

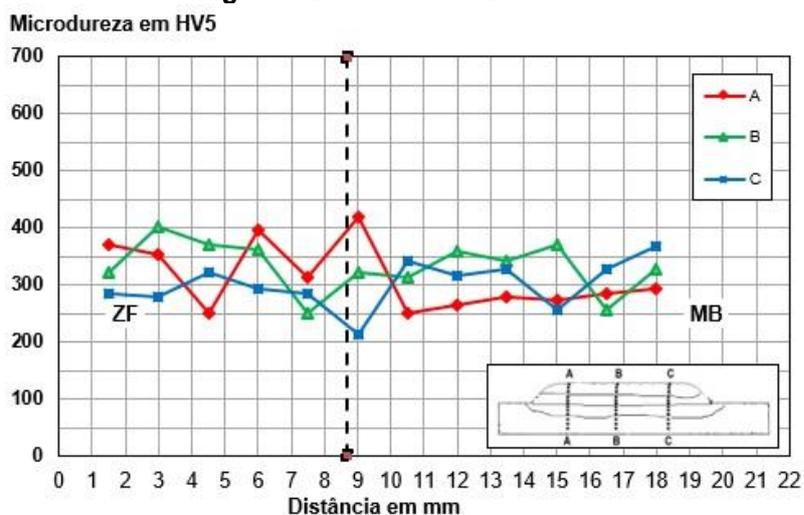


Linha tracejada – representação da transição do revestimento depositado/metal de substrato.
Fonte: O autor.

4.1.5.3 PT 5

A microdureza realizada na PT 5 evidenciou que o tratamento térmico pós-revestimento foi bastante eficaz. A microdureza da região contemplando o metal de substrato e o revestimento depositado pode ser visualizado conforme a figura 4.24.

Figura 4.24: Microdureza da PT 5

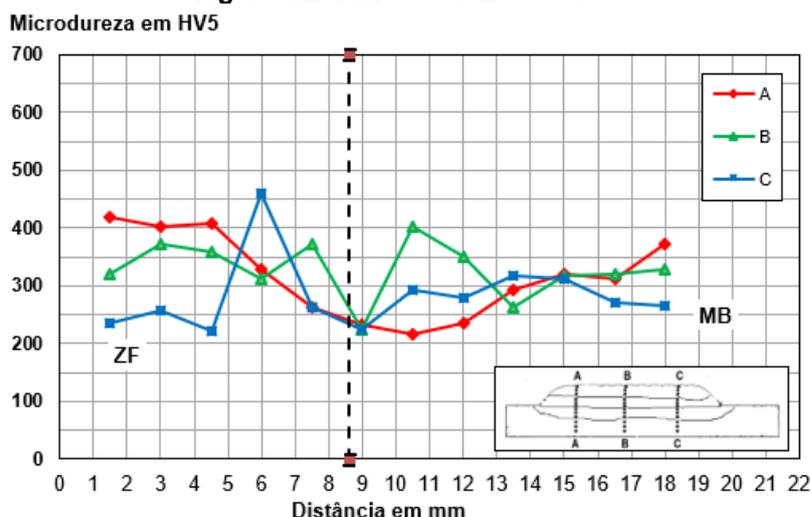


Linha tracejada – representação da transição do revestimento depositado/metal de substrato.
Fonte: O autor.

4.1.5.4 PT 6

A microdureza realizada na PT 6 evidenciou que o tratamento térmico pós-revestimento foi bastante eficaz. A microdureza da região contemplando o metal de substrato e o revestimento depositado pode ser visualizado conforme a figura 4.25.

Figura 4.25: Microdureza da PT 6.

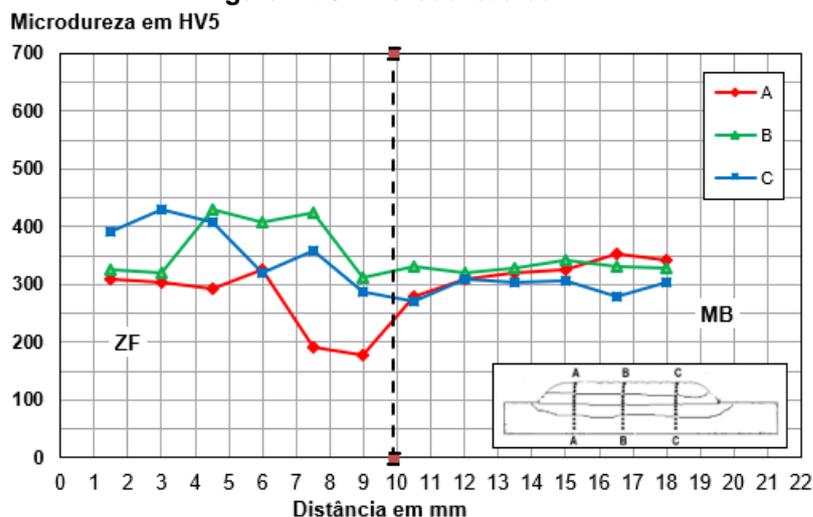


Linha tracejada – representação da transição do revestimento depositado/metal de substrato.
Fonte: O autor.

4.1.5.5 PT 7

A microdureza realizada na PT 7 evidenciou que o tratamento térmico pós-revestimento foi bastante eficaz. A microdureza da região contemplando o metal de substrato e o revestimento depositado pode ser visualizado conforme a figura 4.26.

Figura 4.26: Microdureza da PT 7.

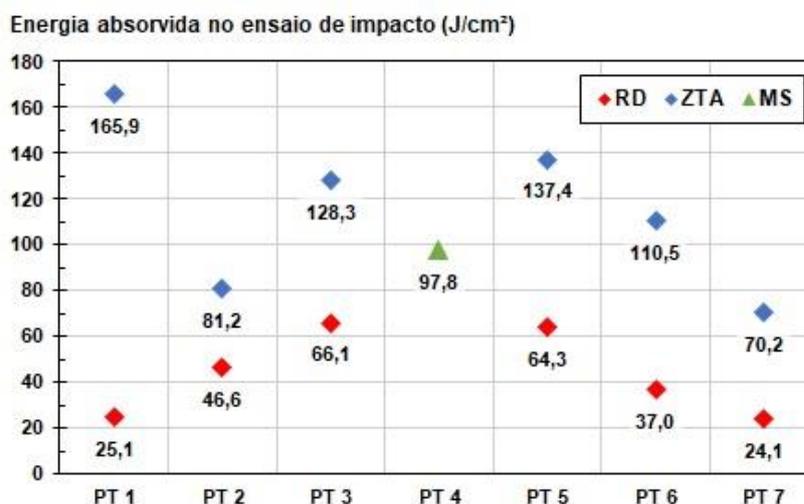


Linha tracejada – representação da transição do revestimento depositado/metal de substrato.
Fonte: O autor.

4.1.6 Ensaio de Resistência ao Impacto

Os resultados obtidos no ensaio constam na figura 4.27 para a energia absorvida pela amostra do revestimento depositado (RD), Zona termicamente afetada (ZTA) e metal de substrato (MS) da PT 4.

Figura 4.27: Energia absorvida no ensaio de impacto.



Valores médios.

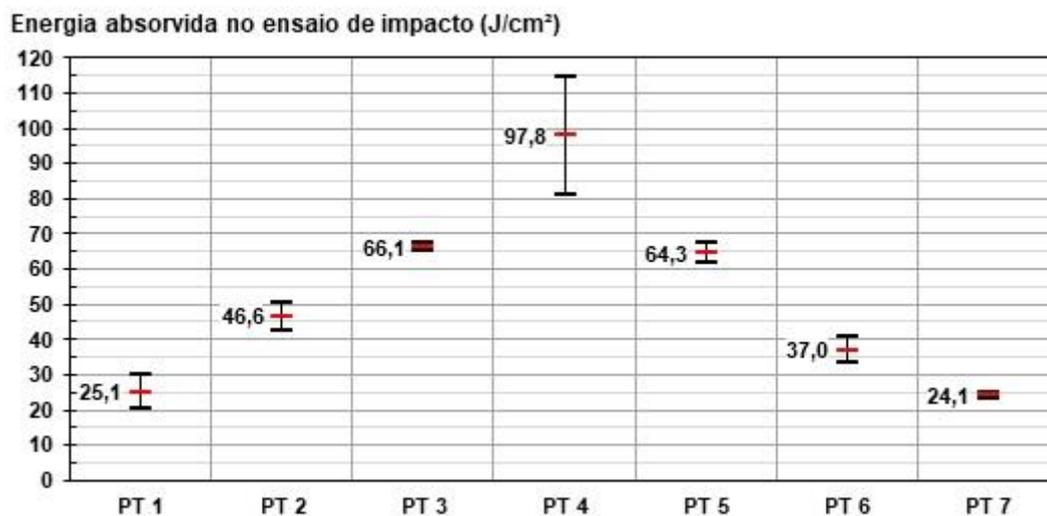
Fonte: O autor

Os materiais depositados na PT 1 e PT 7 obtiveram resultados equivalentes, da mesma forma que os depositados na PT 3 e PT 5 que inclusive os resultados foram superiores aos demais. Uma das amostras da ZTA da PT 1 não fraturou no momento do ensaio, detalhe que provavelmente possa estar relacionado com a falha que ocorreu no início do estabelecimento do preaquecimento, conforme pode ser visto por meio da seção apêndice tabela A.1.

Todos os metais de revestimento, apresentaram valores de energia absorvida (J/cm²) inferior ao material de substrato na condição como beneficiado (PT 4), entretanto, os materiais depositados na PT 3 e PT 5 foram os que apresentaram melhor relação, cerca de 34J/cm² inferior.

Na figura 4.28 é apresentado a energia absorvida pelo revestimento depositado, região contemplando a ZTA e o material de referência na condição como beneficiado (\approx 39HRC).

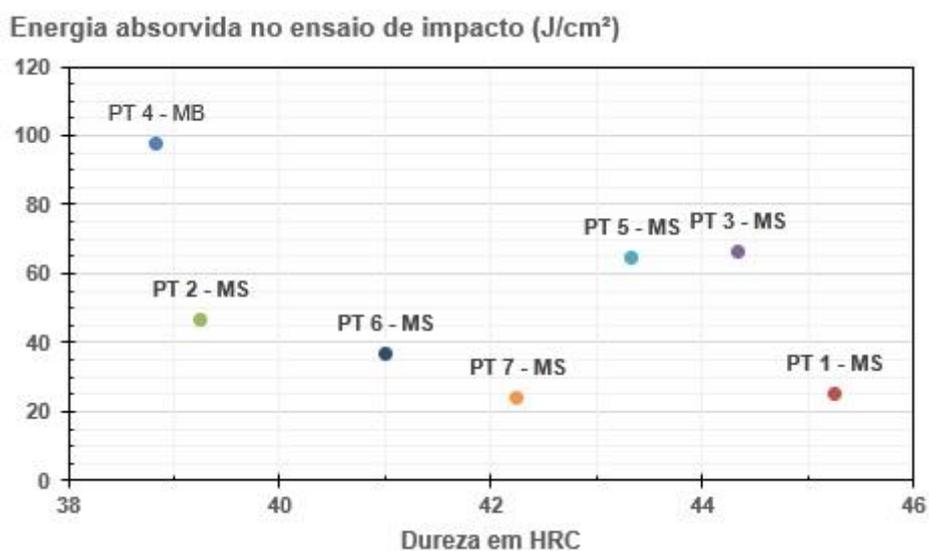
Figura 4.28: Energia absorvida no ensaio de impacto pelo revestimento depositado e o metal de substrato (PT 4).



Fonte: O autor.

Outra relação que foi feita e que constata a proeminência da propriedade tenacidade, é a correspondência com a dureza. Diante disto, foi feita uma associação da dureza e energia absorvida no ensaio de impacto do material de substrato de substrato na condição como beneficiado (PT 4) e revestimentos utilizados, como resultados, os revestimentos utilizados na PT 3 e PT 5 obtiveram a melhor relação conforme consta na figura 4.29.

Figura 4.29: Relação entre dureza e energia absorvida no ensaio de impacto para os materiais depositados e o metal de substrato.



Fonte: O autor.

Levando em conta os resultados obtidos na análise da relação da energia absorvida e a dureza, vale ressaltar que os revestimentos utilizados na PT 3 e PT 5 mesmo que com resultados inferiores ao material de substrato beneficiado, cerca de 34J/cm², em razão da dureza superior, possivelmente se o PT 4 tivesse uma dureza semelhante ao destes materiais, essa diferença na energia absorvida seria consequentemente menor.

4.2 ANÁLISE DE VIABILIDADE TECNOLÓGICA

Em função dos resultados obtidos nos ensaios e experimentos realizados além dos requisitos de viabilidade tecnológica estipulados, a relação dos ensaios com a viabilidade tecnológica, conforme pode ser visto por meio da tabela 4.4, a única configuração de revestimento utilizado que não apresentou viabilidade tecnológica foi a utilizada na PT 7 (MCT 1 + MRD 1).

Tabela 4.4: Resultados obtidos nos ensaios / análises para avaliar a viabilidade tecnológica das configurações de revestimentos utilizadas.

Ensaio	Critério / objetivo	Viabilidade tecnológica das configurações de revestimento					
		PT 1	PT 2	PT 3	PT 5	PT 6	PT 7
Macro e Micrografia	Validação do revestimento / defeitos na ZTA e MB	OK	OK	OK	OK	OK	OK
Microdureza	Validação do tratamento térmico pós-soldagem	OK	OK	OK	OK	OK	OK
Dureza	$\geq 37 \leq 46$ HRC	OK	OK	OK	OK	OK	OK
Impacto	≥ 25 J/cm ²	OK	OK	OK	OK	OK	X
Impacto	Comparativo com a PT 4 (J/cm ²)	< 72.7	<51.2	<31.7	<33.5	<60.8	<73.7

Fonte: O autor.

Em relação às configurações que se apresentaram mais viáveis tecnologicamente, foram as utilizadas na PT 3 (MCT 1 + MRD 5), PT 5 (MCT 1 + MRD 6) e PT2 (MCT 2 + MRD 7) respectivamente. Em todas as análises realizadas, as configurações de revestimento utilizadas na PT 3 e PT 5 apresentaram-se geralmente superiores aos demais, sendo apenas em dureza inferior ao resultado apresentado pela configuração utilizada na PT 1 (MCT 2 + MRD 2) que obteve 45.3HRC, frente a 44.3HRC e 43.3HRC respectivamente.

Em comparação com outra configuração que obteve resultados bem relevantes, a configuração utilizada na PT 2, as configurações utilizadas na PT 3 e PT 5 tanto em dureza quanto em resistência ao impacto foram superiores. Para a análise de dureza a PT 2 obteve 39.3HRC, valor inferior em 5.0HRC e 4.0HRC respectivamente. Já no ensaio de resistência ao impacto, a energia absorvida pela PT 2 foi de 46.6J/cm², terceiro melhor resultado inclusive, porém inferior em 19.5J/cm² e 17.1J/cm² em comparação as configurações utilizadas na PT 3 e PT 5.

Relativo as configurações de revestimentos que obtiveram viabilidade tecnológica, a análise da faixa de parâmetros qualificadas para uso do procedimento de revestimento em chão de fábrica conforme as normas ASME Sec. IX (2013) e ISO EN 15614-7 (2007) consta na tabela 4.5.

Tabela 4.5: Faixa de parâmetros qualificados conforme ASME Sec. IX e ISO EN 15614-7 para uso em chão de fábrica das configurações de revestimentos viáveis tecnologicamente.

Parâmetros utilizados no teste	Faixa qualificada conforme ISO EN 15614-7 (2007)	Faixa qualificada conforme ASME IX (2013)
Material de substrato: DIN 55NiCrMoV7 para todas as PT's	DIN 55NiCrMoV7 e seus similares conforme equivalências normativas	DIN 55NiCrMoV7 e seus similares conforme equivalências normativas
Espessura do metal de substrato: PT 1: 26mm PT 2: 30mm PT 3: 30mm PT 5: 26mm PT 6: 32mm	Espessura \geq 25mm para todas as PT's	Espessura \geq 25mm para todas as PT's
Espessura do revestimento depositado: PT1: 9.2mm PT 2: 10.5mm PT 3: 8.0mm PT 5: 8.4mm PT 6: 8.3mm Fresado cerca de 1mm de espessura em todas PT's para o teste de análise química e dureza.	8.2mm 9.5mm 7.0mm 7.4mm 7.3mm	8.2mm 9.5mm 7.0mm 7.4mm 7.3mm
Classificação dos consumíveis de soldagem: PT 1: MCT – AWS A5.4 E312-16/17, e; MRD – DIN 8555 E3-UM-45T. PT 2: MCT – AWS A5.4 E312-16/17, e; MRD – DIN 8555 E6-UM-40 / ISO EN 14700 EFe2. PT 3: MCT – AWS A5.4 E309Mo-16, e; MRD – Desenvolvimento Especial. PT 5: MCT – AWS A5.4 E309Mo-16, e; MRD – DIN 8555 E3-UM-40ST. PT 6: MCT – AWS A5.4 E309Mo-16, e; MRD – Desenvolvimento Especial.	Mesma classificação de consumíveis utilizados no teste para todas as PT's.	Mesma classificação de consumíveis utilizados no teste para todas as PT's.
Ø do consumível: Camada MCT (Todas as PT's): Ø de 3.2mm. Camada MRD (Todas as PT's): Ø de 4.0mm	Ø de 2.5mm, 3.2mm e 4.0mm. Ø de 3.2mm, 4.0mm e 5.0mm.	-* -*

Ø do consumível na 1ª camada: Ø de 3.2mm.	Ø de 2.5mm, 3.2mm e 4.0mm.	Ø de 3.2mm.
Posição de trabalho: Plana para todas as PT's	Plana	Plana
Preaquecimento: PT 1: 306°C PT 2: 316°C PT 3: 319°C PT 5: 309°C PT 6: 308°C	306°C 316°C 319°C 309°C 308°C	251°C a 306°C 261°C a 316°C 264°C a 319°C 254°C a 309°C 253°C a 308°C
Interpasse: PT 1: 372°C PT 2: 362°C PT 3: 368°C PT 5: 362°C PT 6: 365°C	≤ 372°C ≤ 362°C ≤ 368°C ≤ 362°C ≤ 365°C	≤ 372°C ≤ 362°C ≤ 368°C ≤ 362°C ≤ 365°C
Tratamento térmico: Duplo revenimento para todas as PT's. 1º – 550°C / 2h / Ar, e; 2º – 520°C / 2h / Ar. Taxa de aquecimento – 150°C/h.	550°C ± 20°C / 2h / Ar, e; 520°C ± 20°C / 2h / Ar; 150°C/h.	550°C / 2h a 2:29h / Ar, e; 520°C / 2h a 2:29h / Ar; 150°C/h.
Polaridade de soldagem: CC+ para todas as PT's	CC+	CC+
Intensidade de corrente de soldagem: PT 1: 130A; PT 2: 130A; PT 3: 132A; PT 5: 130A; PT 6: 125 ^a	-*	130A a 142A 130A a 142A 132A a 144A 130A a 142A 125A a 136A
Aporte térmico total (Q_T): PT 1: Camada MCT – 1108.7J/mm, e; Camada MRD – 1234.3J/mm. PT 2: Camada MCT – 1079.9J/mm, e; Camada MRD – 1349.7J/mm. PT 3: Camada MCT – 991.2J/mm, e; Camada MRD – 1081.1J/mm. PT 5: Camada MCT – 942.3J/mm, e; Camada MRD – 1106.0J/mm. PT 6: Camada MCT – 1021.0J/mm, e; Camada MRD – 1103.8J/mm.	PT 1: 998J/mm a 1385J/mm, e; 1111J/mm a 1542J/mm. PT 2: 972J/mm a 1349J/mm, e; 1215J/mm a 1687J/mm. PT 3: 893J/mm a 1238J/mm, e; 974J/mm a 1351J/mm. PT 5: 849J/mm a 1177J/mm, e; 996J/mm a 1382J/mm. PT 6: 919J/mm a 1276J/mm, e; 994J/mm a 1379J/mm.	-*

Método/Técnica de soldagem: Soldagem manual com técnica de deposição alternada de passes retilíneos justapostos lateralmente	Conforme utilizado no teste para todas as PT's	Conforme utilizado no teste para todas as PT's
Método de limpeza: Escova de aço e Martelo picador	_*	Conforme utilizado no teste para todas as PT's
Martelamento: Uso de Martelo picador pelo método manual	_*	Conforme utilizado no teste para todas as PT's
Configuração do revestimento: Revestimento multicamadas	Conforme utilizado no teste para todas as PT's	Conforme utilizado no teste para todas as PT's
Camadas depositadas: 6	6 a 10 para todas as PT's	_*
*Campo não consta faixa especificada na norma de referência.		

Fonte: O Autor.

Em função da delimitação de uma faixa de parâmetros mais detalhada e que englobe requisitos mais conservadores e em conformidade com ambas as normas ASME Sec. IX (2013) e ISO EN 15614-7 (2007), se especifica as seguintes faixas qualificadas conforme consta na tabela 4.6.

Tabela 4.6: Faixa de qualificação de parâmetros de revestimento otimizadas e especificadas para as configurações utilizadas conforme.

Faixa de qualificação	Configuração de Revestimento					
	PT 1	PT 2	PT 3	PT 5	PT 6	
Processo de soldagem	Eletrodo Revestido					
Material de substrato	DIN 55NiCrMoV7 e similares conforme equivalências normativas					
Espessura do material de substrato	Maior ou igual a 25mm					
Configuração de revestimento	MCT	1 camada				
	MRD	5 a 9 camadas				
Designação do material de adição	MCT	AWS A5.4 E312-16/17		AWS A5.4 E309Mo-16		
	MRD	DIN 8555 E3-UM-45T	DIN 8555 E6-UM-40 / ISO EN 14700 EFe2	Desenv. Especial ¹	DIN 8555 E3-UM-40ST	DIN 8555 E3-UM-40PT
Designação comercial	MRD	KST D45	KST E40W	NCS 540T	NCS 54T	UTP 73 G4
Ø consumível (mm)	MCT	2.5 ou 3.2				
	MRD	3.2 ou 4.0				
Tipo de corrente utilizada	MCT	CC+				
	MRD	CC+				
Aporte térmico total (Q_T) se MCT Ø3.2mm e MRD Ø4.0mm (J/mm)	MCT	998.0 a 1108.7	972.0 a 1079.9	893.0 a 991.2	849.0 a 942.3	919.0 a 1021.0
	MRD	1111.0 a 1234.3	1215.0 a 1349.7	974.0 a 1081.1	996.0 a 1106.0	994.0 a 1103.8
Aporte térmico Total (Q_T) se MCT Ø2.5mm e MRD Ø3.2mm (J/mm)	MCT	< 998.0	< 972.0	< 893.0	< 849.0	< 919.0
	MRD	< 1111.0	< 1215.0	< 974.0	< 996.0	< 994.0
Intensidade de corrente na camada MCT se Ø3.2mm (A)	MCT	130 a 142	130 a 142	132 a 144	130 a 142	125 a 136
Espessura mínima de revestimento qualificada (mm)		8.2	9.5	7.0	7.4	7.3
Método de preparação do material de substrato	Fresamento					
Espessura/profundidade da preparação (mm)	8.2 a 14*	9.5 a 16*	7.0 a 12*	7.4 a 12.5*	7.3 a 12.5*	
Método de limpeza	Escova de aço e martelo picador.					
Posições de trabalho	Plana					
Preaquecimento	251 a 306°C	261 a 316°C	264 a 319°C	254 a 309°C	253 a 308°C	
Interpasse	≤ 372°C	≤ 362°C	≤ 368°C	≤ 362°C	≤ 365°C	

Tipo de resfriamento pós-revestimento	Acondicionar em material refratário. Taxa de resfriamento $\leq 68^{\circ}\text{C}$.
Tratamento térmico	550 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ / 02:00 a 02:29h / Ar 520 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ / 02:00 a 02:29h / Ar Taxa de aquecimento de 150 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$
Técnica de soldagem	Soldagem manual com técnica de deposição alternada de passes retilíneos justapostos lateralmente
¹ Desenv. Especial – Desenvolvimento Especial. *Valor de referência, pois a profundidade foi estimada em função do uso da quantidade máxima de camadas qualificadas (10 – sendo 1 camada de MCT e de 5 a 9 camadas de MRD).	

Fonte: O Autor

4.3 ANÁLISE DE VIABILIDADE FINANCEIRA

O resultado referente ao estudo de viabilidade financeira, em consequência da análise de viabilidade tecnológica realizada, foi dividido em duas partes: Custo dos revestimentos e Estudo de caso que podem ser vistos nas seções a seguir.

4.3.1 Custo dos Revestimentos

O custo do revestimento depositado (C_1), custo com mão-obra alocada (C_2), custo com o consumo elétrico (C_3), custo com o tratamento térmico (C_4), custo da depreciação dos equipamentos utilizados (C_5), custo com o preaquecimento (C_6), custo total do revestimento (C_T) e custo por área revestida (C_7) para cada configuração de revestimento viável tecnologicamente é apresentado na tabela 4.7 e foram obtidos com auxílio das equações (1) a (14) e por intermédio das informações que constam nas tabelas 3.11, no capítulo metodologia de estudo na parte análise de viabilidade financeira e as tabelas: A.7; A.8, e; A.9 no apêndice A.

Tabela 4.7: Resultados da análise do custo por área revestida.

Itens	PT 1	PT 2	PT 3	PT 5	PT 6
C₁ – Custo com material de revestimento depositado	R\$ 34.86	R\$ 26.72	R\$ 82.18	R\$ 66.10	R\$ 84.76
C₂ – Custo com mão de obra alocada	R\$ 24.13	R\$ 23.60	R\$ 24.13	R\$ 23.33	R\$ 22.27
T_{MCT} – Tempo de soldagem na camada MCT	0.10h	0.12h	0.13h	0.12h	0.13h
T_{MRD} – Tempo de Soldagem na camada MRD	0.54h	0.41h	0.43h	0.48h	0.38h
T_{RS} – Tempo real de soldagem	0.65h	0.53h	0.56h	0.60h	0.51h
C₃ – Custo com o consumo elétrico	R\$ 1.19	R\$ 1.05	R\$ 1.04	R\$ 1.07	R\$ 0.89
T_{TT} – Tempo Total de Tratamento térmico	10.8h				
C₄ – Custo com o tratamento térmico	R\$ 13.54				
D_{FS} – Depreciação da fonte de soldagem	0.34 R\$/h				
D_{FT} – Depreciação do forno de tratamento térmico	0.11 R\$/h				
C₅ – Custo da depreciação dos equipamentos utilizados	R\$ 1.45	R\$ 1.41	R\$ 1.43	R\$ 1.44	R\$ 1.41
C₆ – Custo com o preaquecimento	R\$ 0.74	R\$ 0.89	R\$ 0.86	R\$ 0.74	R\$ 0.79
C_T – Custo total do processo de revestimento	R\$75,91	R\$ 67,21	R\$ 123,18	R\$ 106,23	R\$ 123,67
A_{RPT} – Área revestida da PT	112.0cm ²	121.5cm ²	170.0cm ²	144.5cm ²	131.8cm ²
C₇ – Custo por Área revestida	0.68R\$/cm ²	0.55R\$/cm ²	0.72R\$/cm ²	0.74R\$/cm ²	0.94R\$/cm ²

Fonte: O autor.

A configuração de revestimento que se apresentou mais viável financeiramente, foi a utilizada na PT 2 (MCT 2 + MRD 7) e respectivamente a PT 1 (MCT 2 + MRD 2), PT 3 (MCT 1 + MRD 5) e PT 5 (MCT 1 + MRD 6). O C₇ da PT 2 quando comparado aos demais, foi bastante econômico, conforme por ser visto por meio da tabela 4.8 que consta uma relação do C₇ entre as configurações de revestimentos viáveis tecnologicamente.

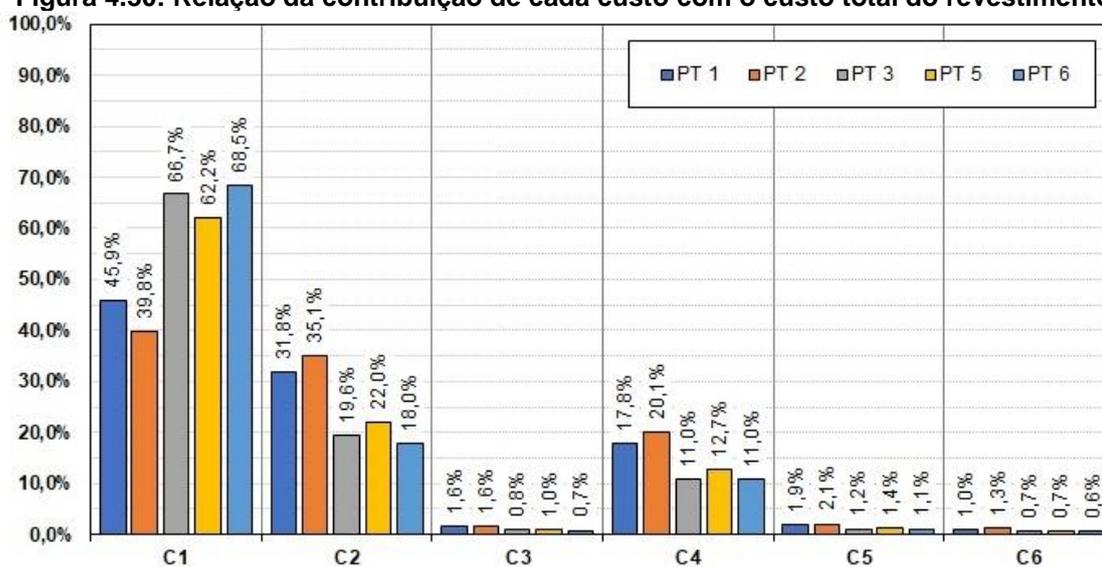
Tabela 4.8: Relação do custo por área revestida das configurações de revestimento viáveis tecnologicamente.

Configuração para comparação	Configuração de referência				
	PT 1	PT 2	PT 3	PT 5	PT 6
PT 1	←	-19%	6%	9%	38%
PT 2	24%	←	31%	35%	71%
PT 3	-6%	-24%	←	3%	31%
PT 5	-8%	-26%	-3%	←	27%
PT 6	-28%	-41%	-23%	-21%	←

Fonte: O autor.

Em relação ao C_T , o custo que teve maior contribuição, foi o C_1 que representou de 39.8% (PT 2) a 68.5% (PT 6). O C_1 da PT 3 (66.7%), PT 5 (62.2%) e PT 6 (68.5%) foi superior a 62% da C_T , e na PT 1 (45.9%) e PT 2 (39.8%) foi inferior respectivamente a 46% e 40% C_T que conforme consta na figura 4.30.

Figura 4.30: Relação da contribuição de cada custo com o custo total do revestimento.



Fonte: O Autor.

O C_2 e C_4 apresentaram contribuição relevante para o C_T , com valores da ordem de 11.0% (PT 6) a 35.1% (PT 2), representando em conjunto um montante de 29.0% (PT 6) a 55.2% (PT 2) do C_T . Já o C_3 , C_5 , e C_6 obtiveram uma contribuição muito pequena, apresentando valores inferiores a 2.2%, e em conjunto representaram um montante não superior a 5% (PT 2).

Em decorrência da análise preliminar, foi evidente que os custos que tem maior representatividade no C_T respectivamente são: C_1 , C_2 , C_4 , C_5 , C_3 e C_6 .

4.3.2 Estudo de Caso

O resultado da estimativa do custo para revestir cada área crítica dos estudos de caso (C_8), consta na tabela 4.9. Os resultados foram obtidos com o uso da equação (15).

Tabela 4.9: Custo para revestir as áreas críticas dos estudos de caso com os revestimentos viáveis tecnologicamente

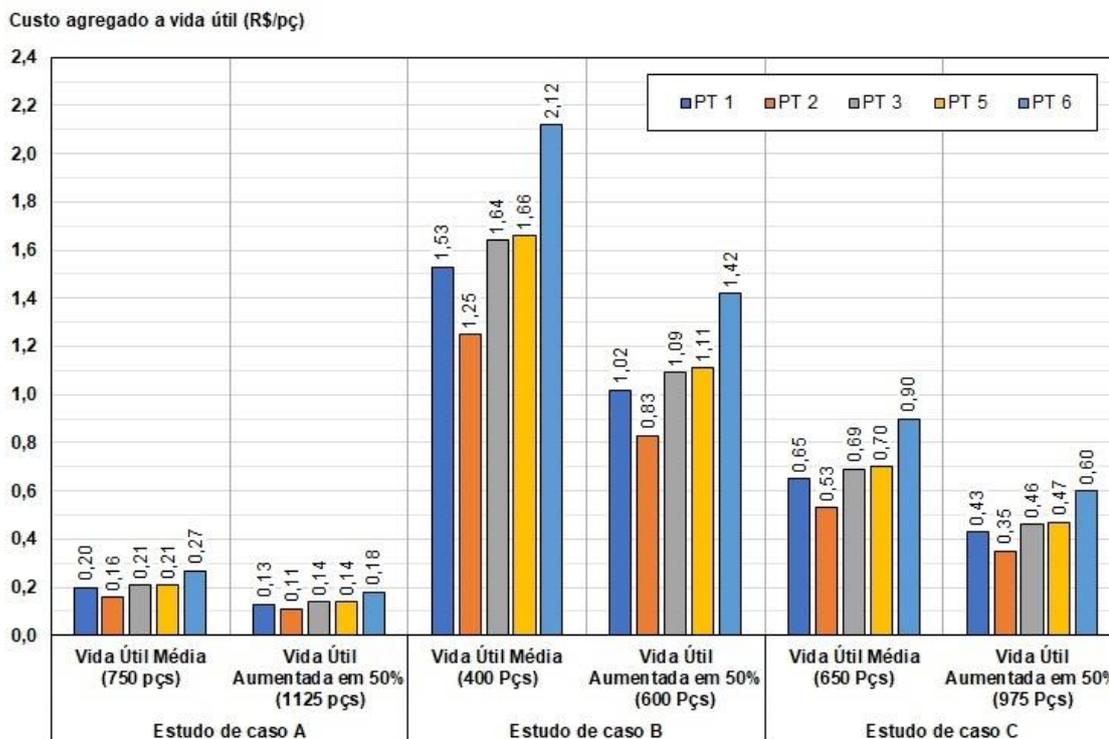
Estudo de Caso	A_{ASR} – Área a ser revestida (cm ²)	Custo com o revestimento utilizado				
		PT 1	PT 2	PT 3	PT 5	PT 6
A	216.2	R\$ 146.54	R\$ 119.60	R\$ 156.66	R\$ 158.94	R\$ 202.86
B	905.3	R\$ 613.60	R\$ 500.80	R\$ 655.97	R\$ 665.53	R\$ 849.44
C	623.0	R\$ 422.26	R\$ 344.63	R\$ 451.42	R\$ 458.00	R\$ 584.56

Fonte: O Autor.

Os resultados para o C_8 situaram-se na faixa de: R\$ 119.60 a R\$ 202.86, para o estudo de caso A; R\$ 500.80 a R\$ 849.44 para o estudo de caso B, e; R\$ 344.63 a R\$ 584.56 para o estudo de caso C. O C_8 do estudo de caso B, foi consideravelmente superior quando comparado com os outros estudos de caso, detalhe resultante do estudo de caso apresentar a área crítica de maior extensão.

O resultado da estimativa do custo agregado a vida útil das matrizes do estudo de caso (C_9) em razão do C_8 e vida útil média e vida útil com aumento de 50%, consta na figura 4.31. Os resultados foram obtidos com o uso da equação (16).

Figura 4.31: Estimativa do custo agregado por peça produzida em relação ao uso das configurações de revestimento viáveis tecnologicamente.



Fonte: O autor.

Em relação ao C_9 em razão da vida útil média esperada dos estudos de casos A e C, todas as configurações de revestimento viáveis tecnologicamente obtiveram um valor inferior a 0,91 R\$/pç. Sendo respectivamente 0,16 a 0,27 R\$/pç para o estudo de caso A e 0,53 a 0,90 R\$/pç para o estudo de caso C. Já para o estudo de caso B, o valor variou de 1,25 a 2,12R\$/pç. Já para a análise feita em razão do aumento da vida útil em 50%, os valores variaram de: 0,11 a 0,18 R\$/pç para o estudo de caso A; 0,35 a 0,60 R\$/pç para o estudo de caso C, e; 0,83 a 1,42 R\$/pç para o estudo de caso B.

Considerando que os produtos que são produzidos por meio das matrizes presentes no estudo de caso tenham um valor respectivamente de: 36.10R\$ (Estudo de caso A); 94.30R\$ (Estudo de caso B), e; 56.80R\$ (Estudo de caso C), o C_9 em razão da vida útil esperada, para todos os casos representaria um valor inferior a 3% do valor praticado na comercialização enquanto para a análise em razão de um aumento de 50% da vida útil representariam um valor inferior a 1,5%.

5 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos possibilitam concluir, de forma geral que a metodologia utilizada para o estudo de viabilidade técnica e financeira do uso de revestimento duro por soldagem para recuperação de ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente em martelo em aço ferramenta DIN 55NiCrMoV7 proporcionou subsídios para ressaltar a relevância e confiabilidade do uso do processo de deposição de material em razão da sistemática de custos estabelecidos e rigor enfatizado para o estabelecimento do processo no chão de fábrica.

A metodologia desenvolvida trouxe parâmetros como: área crítica a ser revestida, que se refere aos locais das ferramentas que são propícios a ocorrer danos e que de certo modo limitam a vida útil destas; peças de teste para estabelecimento das configurações de revestimentos a serem testadas; custo por área revestida, entre outros. Estas contribuições impulsionam a utilização do revestimento duro por soldagem como ferramenta para contornar a ocorrência de danos nestas regiões e direcionam o uso do processo com maior segurança e controle financeiro, já que possibilitam o conhecimento das propriedades e do custo por procedimento (R\$/cm²) para o responsável do controle de ferramental em uma forjaria.

As conclusões específicas deste trabalho são:

- A) A configuração utilizada na PT 2 em relação comparativa às demais, foi mais econômica em cerca de 19% a 41%. No entanto associando as propriedades mecânicas com o C7, as configurações utilizadas na PT 3 e PT 5, respectivamente indicam possibilidades mais interessantes, mesmo tendo um custo superior em: 31% e 35% quando comparadas com o C7 da configuração utilizada na PT 2, e; 6% e 9% da configuração utilizada na PT 1;
- B) Relativo ao estudo de caso A, ficou evidente que todas as configurações viáveis tecnologicamente, tiveram um C8 estimado em uma faixa de valores considerados como irrelevantes, sendo inferiores a: 0.28R\$/pç para a análise realizada em função da vida útil, e; 0.19 R\$/pç para a análise realizada em função do aumento da vida útil em 50%;
- C) No estudo de caso B, a priori seria mais adequado o uso da configuração

utilizada na PT 2 em virtude do C8 estimado ser inferior às demais, enquanto que para o estudo de caso C a única configuração de revestimento que apresentou ser desvantajosa para utilização foi a utilizada na PT 2;

- D) A área a ser revestida e a vida útil média subsequente com o uso da configuração de revestimento, são particularidades fortemente impactantes no C8 e se caracterizam como parâmetros de viabilidade financeira crucial e que por apresentar relações com as propriedades relevantes às matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente em martelo que é associado a tenacidade e dureza que foram analisadas na viabilidade tecnológica no presente trabalho, acredita-se ter subsídios para eleger a configuração utilizada na PT 3 e PT 5 como soluções potenciais;
- E) Por intermédio da análise financeira, foi notório que para o estabelecimento do procedimento de revestimento, o custo de maior impacto é o referente ao material depositado (C1) que conseqüentemente está relacionado com a configuração do revestimento utilizado (Quantidade de camadas) devendo este ser um critério básico a tomar como rigor em função da manutenção da proporção dos custos estimados no procedimento teste;
- F) Parâmetros como a espessura do metal de revestimento após o fresamento para regularização da superfície e posterior teste de dureza e análise química; e a área revestida da peça utilizada no teste, devem ser indispensáveis, pois são fundamentais no auxílio da preparação das regiões críticas das matrizes que receberão as configurações de revestimento testadas para assegurar que os custos com processos como: usinagem na preparação, e pós-revestimento sejam minimizados, já que estes não foram considerados no trabalho;
- G) O consumível que a empresa em que o trabalho foi desenvolvido tinha como uso em virtude da afirmativa de ser a única possibilidade comercial para utilização em ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente em martelo e que fez parte da configuração utilizada na PT 7, foi a única que não obteve viabilidade tecnológica;
- H) Dentre as configurações de revestimentos analisados no presente estudo, a configuração que se apresentou como melhor opção para uso nas matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente em martelo, foi a configuração utilizada na PT 3 (MCT 1 + MRD 5) que obteve um C7 de 0.72R\$/cm²;

- l) Por fim, conclui-se que o uso da soldagem para desenvolvimento de revestimentos protetivos em matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente em martelo pode ser estabelecido com consumíveis de baixo custo e resultados satisfatórios podem ser obtidos no chão de fábrica. Precisamente com o uso da configuração utilizada na PT 3, PT 5 e PT 2.

6 PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS

Vários pontos que não foram abordados neste trabalho e que demonstraram potencial relevância para estabelecimento de procedimentos para revestimento por soldagem de matrizes utilizadas no processo de forjamento a quente em martelo para aumento da vida útil destas, foram os seguintes:

- Utilizar os revestimentos depositados na PT 2 (MCT 2 + MRD 7), PT 1 (MCT 2 + MRD 2), PT 3 (MCT 1 + MRD 5), e PT 5 (MCT 1 + MRD 6), em aplicações de chão de fábrica para avaliar o comportamento em processo;
- Avaliar as propriedades do revestimento multicamadas com a combinação dos consumíveis MCT 1 + MRD 5 + MRD 2 com uma espessura maior (>15mm) sendo 1 camada de MCT 1, 5 camadas de MRD 5 e 5 camadas de MRD 2 com e sem aplicação de tratamento termoquímico adicional;
- Analisar a viabilidade da aplicação de tratamentos termoquímicos nas configurações de revestimentos utilizados na PT 2 (MCT 2 + MRD 7), PT 1 (MCT 2 + MRD 2), PT 3 (MCT 1 + MRD 5), e PT 5 (MCT 1 + MRD 6);
- Utilizar o consumível MRD 7 como camada de transição e avaliar o comportamento da configuração revestida com este e: MRD 2; MRD 5, e; MRD 6;
- Avaliar a propriedade mecânica a quente do metal de substrato e configurações de revestimento utilizadas na PT 3, PT 5, PT 2 e PT 1 com os ensaios de dureza, impacto e desgaste de metal com metal.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AFROX WELDING. **Welding Consumables: Hardfacing**. Afrox Product Reference Manual 2012. Disponível em: <https://www.google.com.br/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=4&cad=rja&uact=8&ved=0ahUKEwig9K7xxKrXAhVLEZAKHa3NAcQFgg-MAM&url=http%3A%2F%2Fwww.afrox.co.za%2Finternet.global.corp.zaf%2Fen%2Fimages%2FSection%252012%2520-%25207%2520%2520Hardfacing266_154582.pdf%3Fv%3D1.0&usq=AOvVaw32j9InfEklCoWlocplDbtv>
- AHMED, S. R.; AGARWAL, L. A.; DANIEL, B. S. S. Effect of Different Post Weld Heat Treatments on the Mechanical properties of Cr-Mo Boiler Steel Welded with SMAW Process. **Materials Today: Proceedings**, v. 2, n. 4-5, p. 1059-1066, 2015.
- AHN, D. G. et al. Improvement of the wear resistance of hot forging dies using a locally selective deposition technology with transition layers. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v. 65, n. 1, p. 257-260, 2016.
- AMIN, M. **Microstructure and Durability Analysis of Multi-Layer Repaired Forging Dies**. Tese de Doutorado apresentada ao departamento de engenharia metalúrgica e de materiais da universidade d engenharia e tecnologia Lahora, Paquistão, 2006.
- AMIN, M.; ALI, L. The Role of Weld-Deposited Working Layer on the Performance of Hot Forging Dies. **Pakistan Journal of Engineering and Applied Sciences**, v. 12, p. 95-101, Jan, 2013.
- AMONDARAIN, Z. et al. Failure assessment in a H10 hot die forging tool related to thermal fatigue. **Conference Metal**, Jun 3rd-5th, Brno, República Tcheca, 2015.
- ARAUJO, B. A. et al. Estudo das Tensões Residuais de Juntas Soldadas de Aço API 5L X80. **Soldagem & Inspeção, São Paulo**, v. 18, p. 217-226, 2013.
- ARSIĆ, D. et al. Selection of the optimal hard facing (HF) technology of damaged forging dies based on cooling time $t_{8/5}$. **Metalurgija**, v. 55, n. 1, p. 103-106, 2016.
- ASME Sec. IX. **Qualification standard for welding and brazing procedures, welders, brazers, and welding and brazing operators**. ASME (American Society of Mechanical Engineers) Boiler Vessel Pressure. 2013.
- ASTM A681. Standard Specification for Tool Steels Alloy. **American Society for Testing and Materials - ASTM**, 2008.
- ASTM E3. Standard guide for preparation of metallographic specimens. **American Society for Testing and Materials - ASTM**, 1995.
- ASTM E340. Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys. **American Society for Testing and Materials - ASTM**, 2000.

ASTM E407. Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. **American Society for Testing and Materials - ASTM**, 1999.

AWS A5.4. **Specification for stainless steel electrodes for shielded metal arc welding**. AWS (American Welding Society), 2006.

AWS A5.13. **Specification for surfacing electrodes for shielded metal arc welding**. AWS (American Welding Society), 2000.

AWS A5.21. **Specification for bare electrodes and rods for surfacing**. AWS (American Welding Society), 2001.

BERGERON, J. C. et al. Failure Analysis of H13 Gear Blank Forging Dies. **Michigan Technological University**, Estados Unidos, p. 1-25, 2004.

BHADESHIA, H.; HONEYCOMBE, R. **Steels: microstructure and properties**. Butterworth-Heinemann, 2017.

BIGLARI, F. R.; ZAMANI, M. Die Wear Profile Investigation in Hot Forging. In: **Proc. the World Congress on Engineering**, Londres, Reino Unido. p. 3-7., 2008.

BÍLIK, J.; POMPUROVÁ, A.; RIDZONĚ, M. Increasing the lifetime of forming tools. **8th International DAAAM Baltic Conference "Industrial Engineering"**, University of Technology, p. 193-197, Tallinn, Estonia, 2012.

BLONDEAU, R. (Ed.). **Metallurgy and mechanics of welding**. John Wiley & Sons, 2013.

BÖHLER. **Hot Work Tool Steel: W500**. Catálogo técnico, Böhler Edelstahl, 2006.

BONIN, D. Hot Forging: A new concept of coated tool. In: **The Use of Tool Steels: Experience and Research, Proceedings of the 6th International Tooling Conference**, Karlstad, Suécia, p. 141-150, 2002.

BRNIC, J. et. al. Behavior comparison of stainless steel and tool steel materials at elevated temperatures. **6th International DAAAM (Danube Adria Association for Automation & Manufacturing) Baltic Conference "Industrial Engineering"**, University of Technology, Abr. 24-26, Tallinn, Estonia, 2008.

BROCKHAUS, H. W.; GUDERJAHN, A.; SCHRUFF, I. Improving the performance of forging tools – a case study. In: **The Use of Tool Steels: Experience and Research, Proceedings of the 6th International Tooling Conference**, Karlstad, Suécia. p. 113-128, 2002.

BS EN 14700. BS EN ISO – *British Standard European Norm International Standard Organization* (BS EN ISO, v. 14.700, 2005).

BS EN ISO 4957. *British Standard European Norm International Standard Organization* 4957. **Tool steels (BS EN ISO, v. 4957, 2000)**.

BS EN ISO 15614-7. BS EN ISO – *British Standard European Norm International Standard Organization*. (BS EN ISO, v. 15.614-7, 2007)

BUCHMAYR, B. Damage, Lifetime, and Repair of Forging Dies. **BHM – Berg-und Hüttenmännische Monatshefte**, v. 162, n. 3, p. 88-93, 2017.

CALISKANOGLU, D. et al. Thermal fatigue and softening behavior of hot work tool steels. In: **The Use of Tool Steels: Experience and Research, Proceedings of the 6th International Tooling Conference**, Karlstad, Suécia. p. 707-719. 2002.

CÂNDEA, V. N. Loading Thermal Cycles Produced by Welding Steel Molds and X30WCrV9-3 and 55NiCrMoV6. **RECINT**, v. 14, p. 146–151, 2013.

CAPDEVILA, C.; CABALLERO, F. G.; ANDRÉS, C. G. Determination of Ms temperature in steels: A Bayesian neural network model. **ISIJ (Iron and Steel Institute of Japan) international**, v. 42, n. 8, p. 894-902, 2002.

CHANG, S. H.; LEE, Shih-Chin; TANG, Tzu-Piao. Effect of shot peening treatment on forging die life. **Materials transactions**, v. 49, n. 3, p. 619-623, 2008.

CHEN, D.; LEI, Y.; LI, X.; SHI, Y.; TIAN, Z. Three-dimension Monte Carlo simulation of austenite grain growth in CGHAZ of an ultrafine grain steel. **Journal of Materials Sciences and Technology**, v. 19, n. 04, p. 309-312, 2003.

CVERNA, F. et al. (Ed.). **Worldwide guide to equivalent irons and steels**. **ASM** (American Society for Metals) international, 2006.

DAVIS, J. R. et al. **ASM Specialty Handbook: Tool Materials**. ASM (American Society of Materials) International, 1995.

DAVIS, J. R. et al. **ASM Specialty Handbook: cast irons**. ASM (American Society of Materials) International, 1996.

DAVIS, J. R. **Corrosion of weldments**. ASM (American Society of Materials) International, 2006.

DENG, H.; SHI, H.; TSURUOKA, S. Influence of Coating Thickness and Temperature on Mechanical Properties of Steel Deposited with Co-based Alloy Hardfacing Coating. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 23, p. 3927-3934, 2010.

DIGAMBAR, B.; CHOUDHARY, D. A Review Paper on Hardfacing Processes, Materials, Objectives and Applications. **International Journal of Science and Research (IJSR)**, v. 3, n. 6, p. 2401–2402, 2014.

DIN 8555. Filler **Metals Used for Surfacing: Filler Wires, Filler Rods, Wire Electrodes, Covered Electrodes**. **Designation, Technical Delivery Conditions**. DIN (*Deutsches Institut für Normung*), 1983.

DWIVEDI, D. K. **Surface Engineering: Enhancing Life of Tribological Components**. Springer, 2018.

ESAB. **Catálogo de Consumíveis**. 2013.

FAN, M. T.; SUN, M. Y.; LI, D.Z. Effect of Microstructural Evolution on Mechanical Properties of 55NiCrMoV7 Steel. In: **Advanced Materials Research**. Trans Tech Publications, p. 848-852, 2011.

FARHANI, M. et al. The Study of Wear Resistance of a Hot Forging Die, Hardfaced by a Cobalt-Base Superalloy. **Materials fórum**, vol. 30, p. 212-218, 2006.

FLAUSINO, P. C. **Desgaste de uma matriz de forjamento a quente considerando o amaciamento devido ao revenimento**. Dissertação de Mestrado apresentado ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, 2010.

FLORA, M. G.; PELLIZZARI, M. Behaviour at Elevated Temperature of 55NiCrMoV7 Tool Steel. **2nd International Conference on Heat Treatment and Surface Engineering of Tools and Dies**, Mai., Bled, Slovênia, 2008.

FOX, D. Die maintenance in the forge shop. **FORGE: The International Journal of Forging Business & Technology**, Jul, 2008.

GABARDO, J. F. **Estudo da tenacidade do aço ferramenta H13**. Dissertação de mestrado apresentada ao curso de Mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná (UFPR), Curitiba, 2008.

GADALLAH, R. et al. Critical investigation on the influence of welding heat input and welding residual stress on stress intensity factor and fatigue crack propagation. **Engineering Failure Analysis**, v. 89, p. 200-221, 2018.

GRONOSTAJSKI, Z. et al. Numerical modelling of the thermal fatigue of steel WCLV used for hot forging dies. **Eksplatacja i Niezawodność**, v. 15, n. 2, p. 129-133, 2013.

GRUPPO LUCEFIN. **Acciai per stamp e utensili: Mould and Tool Steel**. Catálogo Técnico 2010. Disponível em: http://www.lucefin.com/wp-content/files_mf/manual_mouldandtoolsteels.pdf

HAMMOCK, D. Welded Repairs Extend Forging Die Life. **FORGE: The International Journal of Forging Business & Technology**, p. 17-19, Abr, 2007.

HÄNSEL, M.; HARNAU, T. Tool Life and Tool Quality – A Summary of the Activities of the ICFG Subgroup Tool Life. In: **6th International Tooling Conference, Karlstad University**, Suécia, p. 1263-1281, 2002.

HASHIMOTO, T.; TERASAKI, H.; KOMIZO, Y. Effect of solidification velocity on weld solidification process of alloy tool steel. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 13, n. 4, p. 409-414, 2008.

HASHIMOTO, T.; TERASAKI, H.; KOMIZO, Y. Solidification cracking susceptibility of alloy tool steel under rapid solidification. **Quarterly Journal of the Japan Welding Society**, v. 27, n. 2, p. 126s-129s, 2009.

HAWRYLUK, M. Review of Selected Methods of Increasing the Life of Forging Tools in Hot Die Forging Processes. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 16, n. 4, p. 845-866, 2016.

HU, Z.; QIN, X.; SHAO, T. Welding Thermal Simulation and Metallurgical Characteristics Analysis in WAAM for 5CrNiMo Hot Forging Die Remanufacturing. **Procedia Engineering**, v. 207, p. 2203-2208, 2017.

ISO. Catálogo de Normas. ISO – *International Standard Organization*. Disponível em <<http://www.iso.org/iso/home/search.htm?qt=15614-7&sort=rel&type=simple&published=on>>. Acesso em: 18 maio 2016.

JHAVAR, S.; PAUL, C. P.; JAIN, N. K. Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review. **Engineering Failure Analysis**, v. 34, p. 519-535, 2013.

JEFFUS, L. **Welding: principles and applications**. Nelson Education, 2011.

KASHANI, H.; AMADEH, A.; GHASEMI, H. M. Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coatings on hot forging dies. **Wear**, v. 262, n. 7, p. 800-806, 2007.

KENCHIREDDY, K. M.; JAYADEVA, C. T. The Effects of Welding Processes and Microstructure on 3 Body Abrasive Wear Resistances for Hardfacing Deposits. In: **Transactions on Engineering Technologies**. Springer, Singapore, p. 155-167, 2016.

KENCHIREDDY, K. M.; JAYADEVA, C. T. Study on abrasive wear characteristics of Fe-Cr-C hardfacing alloy and effect of welding parameters. **IJESRT - International Journal of Engineering Sciences & Research Technology**. 2014.

KESTRA. **Consumíveis em Soldagem**. KESTRA UNIVERSAL SOLDAS, 2012.

KOKOSZA, A.; PACYNA, J. Effect of Retained Austenite on the Fracture Toughness of Tempered Tool Steel. **Archives of Materials Science**, v. 88, p. 88, 2008.

KOU, S. **Welding metallurgy**. John Wiley & Sons, 2003.

LAVTAR, L. et al. Main damages on upper die in industrial hot forging. **RMZ – Materials and Geoenvironment**, Vol. 57, No. 4, pp. 453–464, 2010.

LAZIĆ, V. et al. Reparation of the damaged forging hammer mallet by hard facing and weld cladding. **Technical Gazette**, v. 16, n. 4, p.107-113, 2009.

LAZIĆ, V. et al. Carbide type influence on tribological properties of the hardfaced steel layer–part II–experimental results. **Tribology in Industry**, v. 32, n. 3, p. 3-12, 2010a.

LAZIĆ, V. et al. Tribological Investigations of Hard-Faced Layers and Base Materials of Forging Dies with Different Kinds of Lubricants Applied. **Tribology in industry**, v. 32, n. 4, p. 36-44, 2010b.

LAZIĆ, V. et al. Selection of the most appropriate technology of reparatory hard facing of working parts on universal construction machinery. **Tribology in industry**, v. 33, n. 1, p. 18-27, 2011.

LAZIĆ, V. et al. Techno-economic justification for reparatory hard-facing of machine systems' working parts. In: **13th International Conference on Tribology – Serbiatrib'13**, Kragujevac, Sérvia, 15-17 Mai, p.281-285, 2013.

LEGUTKO, S.; MELLER, A.; GAJEK, M. Investigation of the influence of hybrid layers on the life time of hot forging dies. **Metalurgija**, v. 52, n. 2, p. 185-188, ISSN 0543-5846, 2013.

LI, D. et al. Effects of RE oxide on the microstructure of hardfacing metal of the large gear. **Materials Science and Engineering: A**, v. 509, n. 1-2, p. 94-97, 2009.

LINCOLN ELETRIC. **Hardfacing: Product and Procedure Selection**. The Lincoln Eletric Company, 2014.

LISCIC, B. et al. (Ed.). **Quenching theory and technology**. CRC Press, 2010.

MANDIĆ, V. et al. Concurrent engineering based on virtual manufacturing. **Tehničivjesnik**, v. 19, n. 4, p. 885-892, 2012.

MANSORI, M. E; NOUARI, M. Dry machinability of nickel-based weld-hardfacing layers for hot tooling. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 47, n. 11, p. 1715-1727, 2007.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. Efeito do Ti, Nb e V no Crescimento de Grão Austenítico de um Aço Ferramenta Para Trabalho a Quente. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v.1, n.3, p.7-12, jan.-mar. 2005.

MESQUITA, R. A. et al. Aços ferramenta para trabalho a quente com baixo Teor de silício: caracterização e aplicações. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 4, n. 4, p. 7, 2008.

MESQUITA, R. A.; MORAES, P. Tratamento térmico de moldes e matrizes e os aspectos de qualidade relevantes. **Exacta**, v. 10, n. 3, 2012.

MESQUITA, R. A. (Ed.). **Tool Steels: Properties and Performance**. CRC Press, 2016.

MESSLER JR, R. W. **Principles of welding: processes, physics, chemistry, and metallurgy**. John Wiley & Sons, 2008.

MONTEIRO, A. C. et al. **Estudo do comportamento dos aços ferramenta soldados em fadiga**. 2011. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Pará (UFPA), Belém, 2011.

MUTAVDŽIĆ, M. et al. Determination of the optimal tempering temperature in hard facing of the forging dies. **Materials Engineering-Materiálové Inžinierstvo (MEMI)**, v. 19, n. 3, p. 95-103, 2012.

NEDELJKOVIĆ, B. et al. Influence of the carbide type on tribological properties of the hardfaced layers. **Metalurgija**, v. 16, n. 2, p. 77-90, 2010.

NEMATZADEH, F. et al. Effect of welding parameters on microstructure, mechanical properties and hot cracking phenomenon in Udimet 520 superalloy. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 36, p. 94-99, 2012.

LOUDIN, A.; **Thermo-Mechanical Fatigue of Hot Work Tool Steels**. Tese de Doutorado apresentado a Escola Superior Nacional de Minas área de concentração - Ciência e Engenharia de Materiais, Paris, França, 2001.

PANESAR, S. S. **Evaluation of wear coefficient of hot forging dies in hammer forging**. Dissertação de Mestrado apresentada ao programa de Mestrado em Engenharia da Thapar University, Índia, 2008.

PEET, M. Prediction of martensite start temperature. **Materials Science and Technology**, v. 31, n. 11, p. 1370-1375, 2015.

POLAT, H. **Comparisons of different methods used for improving life of hot forging dies**. Dissertação de mestrado apresentada ao departamento de engenharia mecânica da University Çukurova, Turquia, 2006.

PYTEL, S. et al. The properties and microstructure of padding welds built up on the surface of forging dies. **Chemical analysis**, v. 33, p. 36, 2010.

QUEJI, L. M. **Análise da influência da geometria da matriz e do tempo de encharque no fechamento de defeitos internos de chapas do aço W. NR. 1.2714**. Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais – PPGEM da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFGRS), 2012.

ROBERTS, G. A.; KENNEDY, R.; KRAUSS, G. **Tool steels**. ASM international, 1998.

SANTOSH, B.D.; RONGE, B. P.; MISAL, N.D. FEA Approach for Prediction and Validation of Die Life of Hot Forging Dies. **International Journal of Application or Innovation in Engineering & Management (IJAEM)**, v. 3, ed. 11, p. 152-158, ISSN 2319 – 4847, Nov, 2014.

SERIACOPI, V. **Simulação numérica do campo de tensões na microestrutura do aço ferramenta AISI H13 durante o forjamento a quente**. Dissertação de Mestrado apresentado a Escola Politécnica da universidade de São Paulo (USP), São Paulo, 2013.

SHEN, Li et al. Analysis of service condition of large hot forging die and refabrication of die by bimetal-layer weld surfacing technology with a cobalt-based superalloy and a ferrous alloy. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 31, p. 731-743, 2018.

SHIRGAOKAR, M. **Technology to improve competitiveness in warm and hot forging: Increasing die life and material utilization**. Tese de Doutorado apresentada a The Ohio State University, Estados Unidos, 2008.

SIGNES, E. G. et al. **Tool Steel**. In: *Welding Handbook: Metal and Their Weldability*, ed. 7, v.4, p.147-168. American Welding Society (AWS), 1982.

SILVA, A. L. C. E.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. Edgard Blücher, 2006.

SILVA, B. et al. New Welding Procedures for Repairing H13 And P20 Tool Steels. **Congresso Luso Moçambicano de Engenharia (CLME08)**, Moçambique, 2008.

SILVA, L. R. et al. Proposição de melhorias para recuperação de matrizes em aço DIN 55NiCrMoV7 considerando ensaios de verificação de falhas e procedimento de soldagem para melhora desempenho no forjamento de válvulas. **37th Seminário Nacional de Forjamento (SENAFOR)**, Out., Porto Alegre, Brasil, 2017.

SRIVASTAVA, B. K.; TEWARI, S. P.; PRAKASH, J. A Review on Effect of Preheating and/or Post Weld Heat Treatment (PWHT) on Mechanical Behavior of Ferrous Metals. **International Journal of Engineering Science and Technology**, v. 2, n. 4, p. 625-631, 2010.

STEFANOVIĆ, M. et. al., Increasing of tool life for hot forging using Surface modification. **SERBIATRIB '13 – 13th International Conference on Tribology**. Kragujevac, Sérvia, p.261-264, 15–17 Mai, 2013.

SOURMAIL, T.; GARCIA-MATEO, C. Critical assessment of models for predicting the Ms temperature of steels. **Computational materials science**, v. 34, n. 4, p. 323-334, 2005.

STOODY. **Cobalt & Nickel Based Hardfacing Alloys**. STOODY An ESAB BRANCD. 2015.

SUAREZ, A.; SUAREZ, A. M.; PRECIADO, W. T. Arc Welding Procedures on Steels for Molds and Dies. **Procedia Engineering**, v. 100, p. 584-591, 2015.

THAMIR, A. D.; AHAMED, I. K.; Cryogenic Treatments of Hot Work Tool Steel 56NiCrMoV7; **Eng. & Tech. Journal**, Vol. 29, No.4, 2011.

TOTTEN, George E. (Ed.). **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. CRC Press, 2006.

TRZASKA, J.; JAGIEŁŁO, A.; DOBRZAŃSKI, L. A. The calculation of CCT diagrams for engineering steels. **Archives of Materials science and Engineering**, v. 39, n. 1, p. 13-20, 2009.

TRZASKA, J. Calculation of Critical Temperatures by Empirical Formulae. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 61, n. 2, p. 981-986, 2016.

TUREK, J; BRIL, J. Impact resistance of hot-work tool steels and padding layers on forging dies. **19th International Modeling School of AMSE-UAPL**, Lviv, Ucrânia Out. 30-31, 2014

UDDEHOLM. **Welding of Tool Steel**. 2015. Disponível em: <https://www.google.com.br/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&uact=8&ved=0ahUKEwi07p2rxK_XAhWHkpAKHRMnDeUQFggrMAA&url=http%3A%2F%2Fwww.bohler-uddeholm.co.za%2Fmedia%2FWELDING-ENGLISH_020502.pdf&usg=AOvVaw0w1sKYLZHF6mjG9tZGQKwt>

VASILESCU, M.; DOBRESCU, M. Hardfacing Corrosion and Wear Resistant Alloys. **Advanced Materials Research**, v. 1114, p. 196-205, 2015.

VELAY, V. et al. Thermal fatigue of a tool steel: Experiment and Numerical Simulation. In: **6th International Tooling Conference**. Karlstad University, Suécia. p. 793-814. 2002.

VENDRAMIN, J. C.; NUNES, M. L.; MUNHOZ, G. **Estudo do tratamento térmico de têmpera do aço-ferramenta VMO sob duas diferentes condições de resfriamento**. Seminário TTT “Temas de Tratamento Térmico”, 2006.

VENKATESH, B.; SRIKER, K.; PRABHAKAR, V. S. V. Wear characteristics of hardfacing alloys: state-of-the-art. **Procedia Materials Science**, v. 10, p. 527-532, 2015.

VERÁSTEGUI, R. N. **Análise da refusão superficial de aços por laser com altas taxas de resfriamento**. Dissertação de mestrado apresentada ao departamento de metalurgia da escola de engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) no programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, Porto Alegre, 2007.

VERMEULEN, W. G. et al. Prediction of martensite start temperature using artificial neural networks. **Ironmaking and Steelmaking**, v. 23 n. 5, p. 433-437, 1996.

VILLARES METALS. **Aços para Trabalho a Quente: VMO**. Separata Técnica. Villares Metals, 2009.

VIRTANEN, E.; TYNE, C. J. V.; LEVY, B. S. Tempering behavior of hot forging die steels. **FIERF (Forging Industry Educational & Research Foundation) Finkl Challenge Grant Report**, 2009.

XAVIER, C. R. et al. Numerical Predictions for the Thermal History, Microstructure and Hardness Distributions at the HAZ During Welding of Low Alloy Steels. **Materials Research**, v. 19, n. 3, p. 520-533, 2016.

YANG, Q. et al. Mechanism of cracking resistance of hardfacing specimens of steel 5CrNiMo improved by rare earth oxide. **Journal of rare earths**, v. 24, n. 4, p. 471-478, 2006.

YEH, S. H. **Effect of Vacuum Heat Treated and Surface Treated Hot Work Tool Steels on the Thermal Fatigue Resistance and Mechanical Properties**. Tese de doutorado apresentada a Tatung University, China. 2013.

YOUNAS, M.; SHEIKH, A. K. Performance Evaluation of Forging Dies. In: **The 6th Saudi Engineering Conference, KFUPM (King Fahd University of Petroleum and Minerals)**, Dhahran, Arábia Saudita. Dez. p. 155. 2002.

ZHANG, W. et al. Brittle Fracture Behaviors of Large Die Holders Used in Hot Die Forging. **Metals**, v. 7, n. 6, p. 198, 2017.

ZHANG, Z. et al.; Microstructure Variation and Hardness Diminution During Low Cycle Fatigue of 55NiCrMoV7 Steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**. V.14, Ed.6, p.68-73, 2007.

ZIEGER, B. Vacuum-Heat-Treatment of Hot-work steel. In: **6th International Tooling Conference**, Karlstad University, Suécia, p. 643-655, 2002

APÊNDICES

A CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE O PROCESSO DE REVESTIMENTO DAS PT'S E CARACTERÍSTICAS DO DEPÓSITO.

Este apêndice consta todos os detalhes referentes ao processo de revestimento das peças de teste.

A.1 Revestimento da peça de teste 1

Foi depositado na camada de transição (C1) 11 passes com o material MCT 2, as demais camadas (C2 a C6), foram depositadas com o material MRD 2 com uma média de 9 passes por camada. Os parâmetros utilizados no revestimento da PT 1 estão contidos na tabela A.1.

Tabela A.1: Parâmetros de revestimento utilizados no revestimento da PT 1.

Camada	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/s)	Aporte térmico total – Q_T (J/mm)	Preaquecimento ¹ e interpasse máximo (°C)	Aumento do aporte térmico na 2ª camada
MCT	130	35,0	4,1	1108,7	306 e 372	11%
MRD	158	24,0	3,1	1234,3		

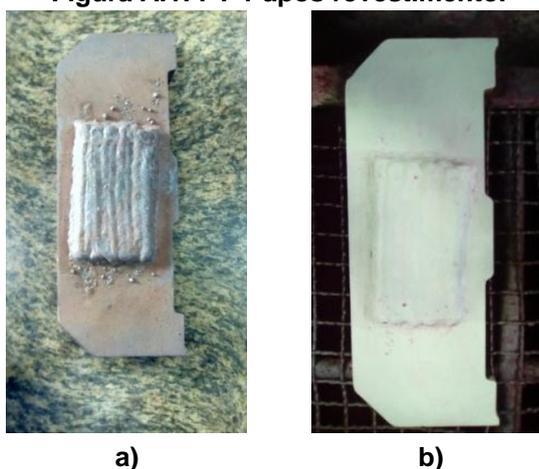
¹No preaquecimento por falha na válvula de controle da alimentação do ar atmosférico, ocorreu um pico de elevação de temperatura, cerca de aproximadamente 560°C no ponto mais elevado. A revestimento só deu início após o estabelecimento da temperatura definida.

Fonte: O Autor.

O depósito na PT 1 resultou em um revestimento com largura média de 80mm e comprimento médio de 140mm para a camada de transição (C1) enquanto para as demais camadas de MRD, uma largura e comprimento médio de 70mm e 130mm respectivamente. A configuração do revestimento depositado e inspeção realizada podem ser vistas por meio da figura A.1.

Com a inspeção não foi evidenciado descontinuidades críticas, de certo modo alguns pontos relevantes foram identificados, porém sem gravidade que influísse no comportamento do revestimento.

Figura A.1: PT 1 após revestimento.



a) Revestimento depositado, b) Inspeção com líquidos penetrantes.

Fonte: O Autor

Os passes depositados com o material MRD 2 apresentaram aparência boa em relação à oxidação do metal depositado, exibindo características de material estrutural; boa taxa de deposição, além de boa fluidez do revestimento depositado, e; escória com boa proteção e volume, além de destacamento fácil.

A.2 Revestimento da peça de teste 2

Foi depositado na camada de transição (C1) 12 passes com o material MCT 2, as demais camadas (C2 a C6), foram depositadas com o material MRD 7 com uma média de 7 passes por camada. Os parâmetros utilizados na revestimento da peça de teste 2 estão contidos na tabela A.2.

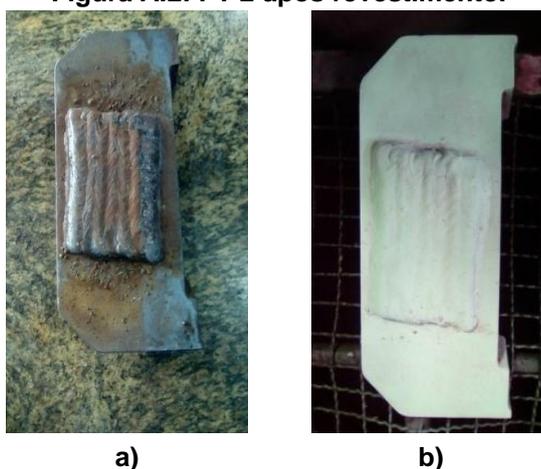
Tabela A.2: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 2.

Camada	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/s)	Aporte térmico total – Q_T (J/mm)	Preaquecimento e interpasse máximo (°C)	Aumento do aporte térmico na 2ª camada
MCT	130	31,6	3,8	1079,9	316 e 362	25%
MRD	170	25,3	3,2	1349,7		

Fonte: O autor.

O depósito na PT 2 resultou em um revestimento com largura média de 90mm e comprimento médio de 135mm para a camada de transição (C1) enquanto para as demais camadas de MRD, uma largura e comprimento médio de 80mm e 130mm respectivamente. A configuração do revestimento depositado e inspeção realizada podem ser vistas por meio da figura A.2.

Figura A.2: PT 2 após revestimento.



a) Revestimento depositado, b) Inspeção com líquidos penetrantes.
Fonte: O autor.

Com a inspeção estabelecida, não foi evidenciado descontinuidade crítica. O consumível MRD 7 teve boa característica de soldabilidade relativo à fluidez do revestimento depositado, volume de escória e característica desta, resultando em proteção eficiente do metal depositado.

A.3 Revestimento da peça de teste 3

Foi depositado na camada de transição (C1) 13 passes com o material MCT 1, as demais camadas (C2 a C6), foram depositadas com o material MRD 5 com uma média de 7 passes por camada. Os parâmetros utilizados na revestimento da PT 3 estão contidos na tabela A.3.

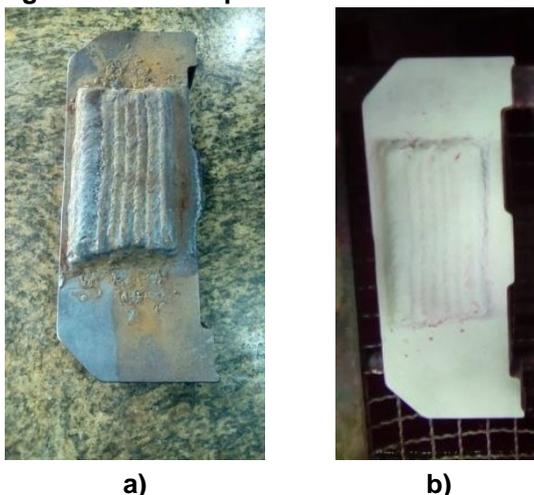
Tabela A.3: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 3.

Camada	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/s)	Aporte térmico total – Q_T (J/mm)	Preaquecimento e interpasse máximo (°C)	Aumento do aporte térmico na 2ª camada
MCT	132	34,0	4,6	991,2	319 e 368	9%
MRD	155	24,1	3,5	1081,1		

Fonte: O autor.

O depósito na PT 3 resultou em um revestimento com largura média de 100mm e comprimento médio de 170mm para a camada de transição (C1) enquanto para as demais camadas de MRD, uma largura e comprimento médio de 90mm e 150mm respectivamente. A configuração do revestimento depositado e inspeção realizada podem ser vistas por meio da figura A.3.

Figura A.3: PT 3 após revestimento realizada.



a) Revestimento depositado, b) Inspeção com líquidos penetrantes.
Fonte: O autor.

A inspeção visual realizada não evidenciou pontos críticos, porém o revestimento do material se apresentou com médio/baixo poder de proteção do metal depositado ocasionando leve oxidação do revestimento depositado, pela exposição do revestimento depositado durante a soldagem, apresentando-se inferior neste quesito em comparação aos materiais MRD 2 e MRD 7 utilizados na PT 1 e PT 2 respectivamente.

A.4 Revestimento da peça de teste 5

Foi depositado na camada de transição (C1) 12 passes com o material MCT 1, as demais camadas (C2 a C6), foram depositadas com o material MRD 6 com uma média de 7 passes por camada. Os parâmetros utilizados na revestimento da peça de teste 5 estão contidos na tabela A.4.

Tabela A.4: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 5.

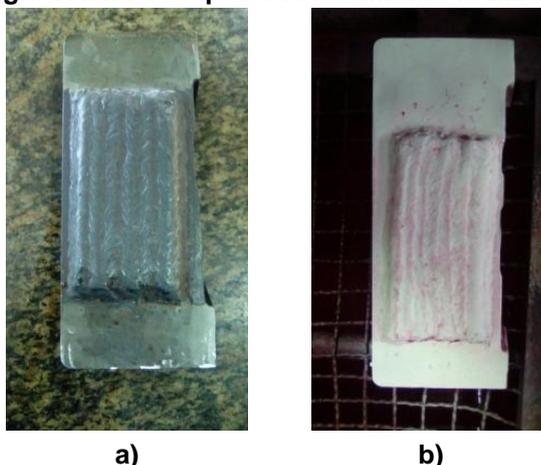
Camada	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/s)	Aporte térmico total – Q_T (J/mm)	Preaquecimento e interpasse máximo (°C)	Aumento do aporte térmico na 2ª camada
MCT	130	33,7	4,7	942,3	309 e 362	17%
MRD	151	24,1	3,2	1106,0		

Fonte: o autor.

O deposito na PT 5 resultou em um revestimento com largura média de 85mm e comprimento médio de 170mm para a camada de transição (C1) enquanto para as

demais camadas de MRD, uma largura e comprimento médio de 75mm e 160mm respectivamente. A configuração do revestimento depositado e inspeção realizada, podem ser vistas por meio da figura A.4.

Figura A.4: PT 5 após a revestimento realizada.



a) Revestimento depositado, b) Inspeção com líquidos penetrantes.

Fonte: O autor.

O revestimento do consumível apresentou-se com baixa eficiência na proteção do revestimento depositado no momento do depósito em virtude da elevada oxidação do revestimento depositado consequente, com baixíssimo volume de escória ocasionando em exposição do revestimento depositado com o ar atmosférico e consequente oxidação do revestimento depositado.

A.5 Revestimento da peça de teste 6

Foi depositado na camada de transição (C1) 12 passes com o material MCT 1, as demais camadas (C2 a C6), foram depositadas com o material MRD 3 com uma média de 6 passes por camada. Os parâmetros utilizados na revestimento da peça de teste 6 estão contidos na tabela A.5.

Tabela A.5: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 6

Camada	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/s)	Aporte térmico total – Q_T (J/mm)	Preaquecimento e interpasse máximo (°C)	Aumento do aporte térmico na 2ª camada
MCT	125	32,8	4,1	1021,0	308 e 365	8%
MRD	155	23,3	3,3	1103,8		

Fonte: O autor.

O depósito na PT 6 resultou em um revestimento com largura média de 85mm e comprimento médio de 155mm para a camada de transição (C1) enquanto para as demais camadas de MRD, uma largura e comprimento médio de 75mm e 145mm respectivamente. A configuração do revestimento depositado e inspeção realizada podem ser vistas por meio da figura A.5.

Figura A.5: PT 6 após a revestimento realizada.



a)

b)

a) Revestimento depositado, b) Inspeção com líquidos penetrantes.

Fonte: O autor.

O revestimento do consumível apresentou baixa eficiência na proteção do revestimento depositado no momento do depósito em virtude da elevada oxidação do revestimento depositado consequente, com baixíssimo volume de escória ocasionando em exposição do revestimento depositado com o ar atmosférico, além de uma característica atípica, escória muito fluida.

A.6 Revestimento da peça de teste 7

Foi depositado na camada de transição (C1) 12 passes com o material MCT 1, as demais camadas (C2 a C6), foram depositadas com o material MRD 1 com uma média de 8 passes por camada. Os parâmetros utilizados na revestimento da peça de teste 6 estão contidos na tabela A.6.

Tabela A.6: Parâmetros utilizados no revestimento da PT 7.

Camada	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/s)	Aporte térmico total – Q_T (J/mm)	Preaquecimento e interpasse máximo (°C)	Aumento do aporte térmico na 2ª camada
MCT	124	32,0	4,3	930,6	312 e 359	11%
MRD	151	32,0	3,4	1028,5		

Fonte: O autor.

O depósito na PT 7 resultou em um revestimento com largura média de 85mm e comprimento médio de 170mm para a camada de transição (C1) enquanto para as demais camadas de MRD, uma largura e comprimento médio de 75mm e 160mm respectivamente. A configuração do revestimento depositado e inspeção realizada podem ser vistas por meio da Figura A.6.

Figura A.6: PT 7 após a revestimento realizada.



a)

b)

a) Revestimento depositado, b) Inspeção com líquidos penetrantes.

Fonte: O autor.

O revestimento do consumível apresentou-se com baixo a médio poder de proteção no momento do depósito em virtude do nível relevante de oxidação do revestimento depositado. O volume de escória resultante foi de médio a baixo e ocasionou exposição do metal de revestimento ao ar atmosférico no momento da execução do revestimento. O revestimento do consumível é bastante similar ao MRD 5 utilizado na PT 3 em relação ao aspecto e característica da escória e volume desta produzido.

A.7 Detalhes e tratamento térmico pós-revestimento

Os demais detalhes pertinentes aos parâmetros utilizados no depósito da camada de MCT no revestimento das PT's constam na tabela A7.

Tabela A.7: Parâmetros utilizados no depósito da camada de MCT.

Parâmetros de soldagem		PT 01	PT 02	PT 03	PT 05	PT 06	PT 07	
Camada de metal de transição	Quantidade de camadas	1	1	1	1	1	1	
	Largura média (mm)	80	90	100	85	85	85	
	Comprimento médio (mm)	140	135	170	170	155	170	
	Quantidade de passes	11	12	13	12	12	12	
	Registros de inspeção	3	6	5	6	6	3	
	Quantidade de material utilizado (kg)	0.15	0.18	0.20	0.20	0.20	0.20	
	Corrente de soldagem (A)	Média	130	130	132	130	125	124
		Desvio Padrão	4,2	5,2	1,0	1,7	2,4	1,7
		Int. Conf. 95%	4,7	4,2	0,9	1,4	1,9	2,0
		Acur. Relat.	3,6%	3,2%	0,7%	1,1%	1,5%	1,6%
	Tensão (V)	Média	35,0	31,6	34,0	33,7	32,8	32,0
		Desvio Padrão	0,55	1,61	0,33	0,68	0,65	0,23
		Int. Conf. 95%	0,62	1,29	0,29	0,54	0,52	0,26
		Acur. Relat.	1,8%	4,1%	0,8%	1,6%	1,6%	0,8%
	Velocidade (mm/s)	Média	4,10	3,82	4,6	4,7	4,1	4,3
		Desvio Padrão	0,18	0,27	0,53	0,5	0,5	0,22
		Int. Conf. 95%	0,20	0,21	0,46	0,4	0,4	0,25
		Acur. Relat.	4,9%	5,6%	10,1%	8,7%	10,0%	5,9%
	Aporte Térmico Total – Q _r (J/mm)	Média	1108,7	1079,9	991,2	942,3	1021,0	930,6
		Desvio Padrão	29,38	107,68	110,39	98,44	115,76	52,18
Int. Conf. 95%		33,24	86,16	96,76	78,77	92,62	59,05	
Acur. Relat.		3,0%	8,0%	9,8%	8,4%	9,1%	6,3%	
Legenda:	Acur. Relat. – Acurácia Relativa; Int. Conf. – Intervalo de Confiança.							

Fonte: O autor.

Os parâmetros utilizados no depósito da camada MRD no revestimento das PT's constam na tabela A.8.

Tabela A.8: Parâmetros utilizados no depósito da camada MRD.

Parâmetros de soldagem		PT 01	PT 02	PT 03	PT 05	PT 06	PT 07	
Camada de metal resistente ao desgaste	Quantidade de camadas	5	5	5	5	5	5	
	Largura média (mm)	70	80	90	75	75	75	
	Comprimento médio (mm)	130	130	150	160	145	160	
	Quantidade de passes	46	36	36	35	31	41	
	Registros de inspeção	4	4	7	4	6	7	
	Quantidade de material utilizado (kg)	1.0	1.1	1.4	1.2	1.2	1.2	
	Corrente de soldagem (A)	Média	158	170	155	151	155	151
		Desvio Padrão	2,8	1,0	1,1	0,3	2,5	0,7
		Int. Conf. 95%	2,7	0,9	0,8	0,2	2,0	0,9
		Acur. Relat.	1,7%	0,6%	0,5%	0,2%	1,3%	0,5%
	Tensão (V)	Média	24,0	25,3	24,1	24,1	23,3	32,0
		Desvio Padrão	0,43	0,25	0,35	0,35	0,49	0,23
		Int. Conf. 95%	0,42	0,25	0,26	0,26	0,39	0,26
		Acur. Relat.	1,7%	1,0%	1,1%	1,1%	1,7%	0,8%
	Velocidade (mm/s)	Média	3,1	3,2	3,5	3,2	3,3	3,4
		Desvio Padrão	0,15	0,14	0,38	0,15	0,13	0,32
		Int. Conf. 95%	0,15	0,14	0,28	0,15	0,11	0,43
		Acur. Relat.	4,7%	4,3%	8,0%	4,6%	0,03	9,3%
	Aporte Térmico Total - Q _T (J/mm)	Média	1234,3	1349,7	1081,1	1106,0	1103,8	1028,5
		Desvio Padrão	54,75	49,30	123,54	58,04	52,53	97,40
Int. Conf. 95%		53,65	48,31	91,52	56,88	42,03	131,48	
Acur. Relat.		4,3%	3,6%	8,5%	5,1%	3,8%	9,5%	
Legenda:	Acur. Relat. – Acurácia Relativa; Int. Conf. – Intervalo de Confiança.							

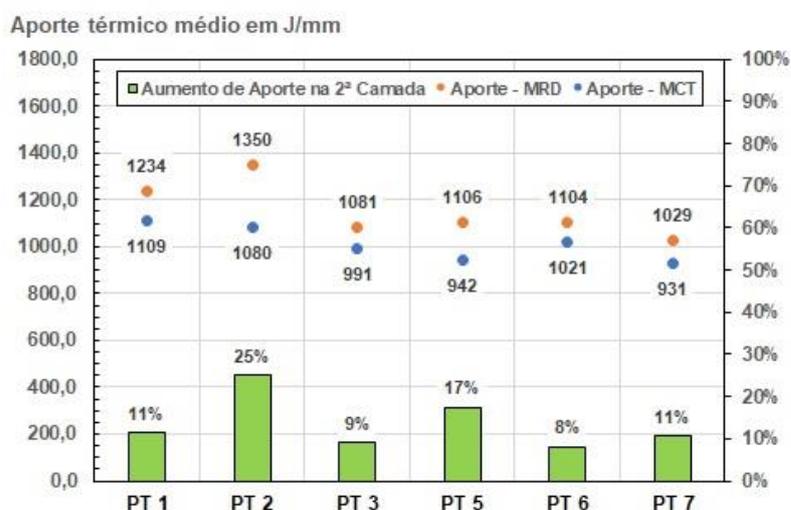
Fonte: O autor.

Os consumíveis MRD 3 (Utilizado na PT 6) e MRD 6 (Utilizado na PT 5) apresentaram uma característica inusitada no momento do revestimento no que se refere a proteção do revestimento depositado. A escória formada sobre os passes não foi eficiente pra proteger o material (volume baixo de escória), expondo áreas do

revestimento depositado exposto após o depósito, que inclusive provocou oxidação no revestimento depositado. Neste quesito, o MRD 2 (Utilizado na PT 1) e MRD 7 (Utilizado na PT 2) apresentaram-se mais eficientes, sem evidência de oxidação do revestimento depositado.

Em relação ao aporte térmico médio utilizado nas camadas de MCT e de MRD, para a camada de MCT foi utilizado 930,6 a 1108,7J/mm e para camada de MRD, 1028,5 a 1349,7J/mm, conforme pode ser visualizado por meio da figura A.7.

Figura A.7: Relação do aporte térmico total utilizado nas camadas de MCT e de MRD.



Fonte: O autor.

Outros detalhes referentes ao processo de revestimento estabelecido constam na tabela A.9.

Tabela A.9: Tempo total de revestimento

Item	PT 1	PT 2	PT 3	PT 5	PT 6	PT 7
Aporte Térmico Líquido na camada MCT – Q_L ($\eta = 75\%$)	831,5	809,9	743,4	706,7	765,8	698,0
Aporte Térmico Líquido na camada MRD – Q_L ($\eta = 75\%$)	925,7	1012,3	810,8	829,5	827,9	771,4
Tempo total do processo de revestimento (preaquecimento + revestimento)	91min	89min	91min	88min	84min	100min
Tratamento térmico	Temperatura inicial de 25°C Taxa de aquecimento 150°C/h 550°C / 2h / Ar e 520°C / 2h / Ar					
Tempo de preaquecimento	31min	37min	36min	31min	33min	39min
Detalhes do Preaquecimento	Vazão do gás natural: 13 l/min com uso do ar atmosférico.					

Fonte: O Autor

Os resultados dos ensaios mecânicos constam na Tabela A.10.

Tabela A.10: Resultados dos ensaios mecânicos.

			PT 1	PT 2	PT 3	PT 5	PT 6	PT 7
Ensaio mecânicos	Dureza (HRC)	Média	45,3	39,3	44,3	43,3	41,0	42,3
		Desvio Padrão	1,97	2,16	0,75	0,93	1,70	1,81
		Int. Conf. 95%	1,58	1,73	0,60	0,74	1,36	1,45
		Acur. Relat.	3,5%	4,4%	1,4%	1,7%	3,3%	3,4%
	Impacto – Revestimento (J/cm²)	Média	25,1	46,6	66,1	64,3	37,0	24,1
		Desvio Padrão	4,10	9,65	3,15	11,86	13,76	2,45
		Int. Conf. 95%	4,64	4,03	1,04	2,86	3,60	0,89
		Acur. Relat.	18,5%	8,7%	1,6%	4,4%	9,7%	3,7%
	Impacto – ZTA (J/cm²)	Média	165,9	81,2	128,3	137,4	110,5	70,2
		Desvio Padrão	127,28	26,32	13,39	9,15	15,59	17,29
		Int. Conf. 95%	144,03	4,63	3,16	1,69	2,58	3,02
		Acur. Relat.	86,8%	5,7%	2,5%	1,2%	2,3%	4,3%
ENSAIOS MECÂNICOS PT 4								
Impacto (J/cm²)								
Média	Desv. Padrão	Int. Conf. 95%	Acur. Relat.					
97,8	20,68	16,55	16,9%					
Legenda:	Acur. Relat. – Acurácia Relativa; Int. Conf. – Intervalo de Confiança.							

B ESPECIFICAÇÃO DE CONSUMÍVEIS E DE QUALIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO

Este apêndice consta algumas normas de especificação de consumíveis e de qualificação de procedimentos de soldagem que foram utilizadas como subsídio para desenvolvimento do procedimento de teste e que são relevantes no uso do revestimento duro por soldagem.

O presente apêndice foi dividido nos seguintes subcapítulos: Seção IX do código ASME; ISO EN 15614-7; DIN 8555; AWS A5.13; AWS A5.21, e; EN 14700. A seguir, cada um destes subcapítulos será descrito.

B.1 Seção IX do código ASME³

A seção IX do código ASME (*American Society for Mechanical Engineers*) é um padrão normativo internacional de origem americana que trata da qualificação de procedimentos de soldagem e de brasagem, de soldadores, de brasadores e de operadores de soldagem e brasagem. Conforme o item **QW-216** contido no documento, o termo revestimento duro se refere a um depósito de solda que é realizado por uma variedade de processos de soldagem, para deter os efeitos do desgaste e/ou abrasão (ASME Sec. IX, 2013).

Os requisitos pertinentes a qualificação de um procedimento de soldagem, para o revestimento duro são especificados nos itens **QW-216.1** a **QW-216.4** que como requisitos mandatórios, devem ser aplicados independentemente do processo de soldagem a ser utilizado na execução do depósito.

O **QW-216.1** trata de requisitos referentes ao tamanho das peças utilizadas para teste, limites de qualificação, examinações e testes requeridos, e corpos de provas de ensaios que deverão ser realizados conforme especificado na tabela **QW-453** (Tabela B.1) a qual pode ser vista a seguir.

³O padrão normativo por fazer parte do código ASME, é direcionado para a utilização de soldagem na fabricação de equipamentos estáticos, porém é relevante considerá-lo para uso do revestimento duro de componentes sujeitos ao desgaste, visto a escassez no cenário normativo mundial de documentos que tratem a respeito da qualificação de procedimentos de soldagem e de soldadores para o processo de revestimento protetivo.

Tabela B.1: QW-453 Limites para qualificação da espessura do metal de base no procedimento de soldagem para revestimentos resistentes ao desgaste e tipo e número de testes requeridos

Espessura da peça de teste (T)	Revestimento Resistente ao Desgaste	
	Espessura nominal do metal de base qualificada (T)	Tipo e Número de testes requeridos
Teste para Qualificação do Procedimento de Soldagem		
T < 1" (25mm)	T ≤ 1" (25mm)	Líquido Penetrante, 3 leituras de Dureza, Visual, Macrografia e Análise Química.
T ≥ 1" (25mm)	T ≥ 1" (25mm)	

Fonte: Adaptado do ASME Sec. IX (2013).

O detalhe da peça de teste do metal de base a ser utilizada para qualificação do procedimento no que tange a utilização em geometrias como referentes às ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente, é uma configuração do tipo chapa, esta que deverá ter uma dimensão mínima de 6" (150mm) de largura e aproximadamente 6" (150mm) de comprimento com uma camada mínima de revestimento depositado de 1 ½" (38mm) de largura e 6" (150mm) de comprimento sendo que a espessura mínima do depósito deverá ser como especificada pela especificação do procedimento de soldagem (EPS)⁴.

A superfície do metal de base a receber o revestimento deverá ser examinada pelo ensaio não-destrutivo (END) de líquidos penetrantes e deverá estar conforme os critérios de aceitação contidos no item **QW-195.2** ou como especificado pelo procedimento de soldagem, sendo permitido o condicionamento prévio da superfície para examinação por líquidos penetrantes.

O **QW-195.2** mencionado trata do critério de aceitação para Inspeção por líquidos penetrantes que contempla o item **QW 195.2.1** que trata da Terminologia inerente ao ensaio e **QW-195.2.2** que trata dos padrões de aceitação que respectivamente especificam:

I) QW-195.2.1 – Terminologia inerente a inspeção por líquidos penetrantes:

a) *Indicações Relevantes: Indicações com dimensões principais maiores que 1/16" (1,5mm);*

⁴Documento Técnico de Soldagem que é preparado para fornecer instruções referentes a execução da soldagem. É devidamente validado conforme qualificação obtida em virtude dos parâmetros utilizados na soldagem de teste em conformidade com os requisitos pertinentes aos códigos e ou normas de qualificação de procedimentos de soldagem. Contempla as faixas de variáveis pertinentes ao processo de soldagem utilizado para qualificação, identificação da norma de qualificação, croqui da junta e do chanfro, croqui da sequência de passes, especificação e classificação dos consumíveis, faixa de qualificação entre outros detalhes.

b) Indicações Lineares: Uma Indicação que tenha um comprimento maior que 3 vezes sua largura;

c) Indicações Arredondadas: Uma Indicação de forma circular ou elíptica com o comprimento igual ou menor que 3 vezes a largura.

II) QW-195.2.2 Padrões de aceitação do ensaio por líquidos penetrantes – A examinação deverá ser julgada inaceitável quando exibir qualquer indicação que exceda os limites especificados seguintes:

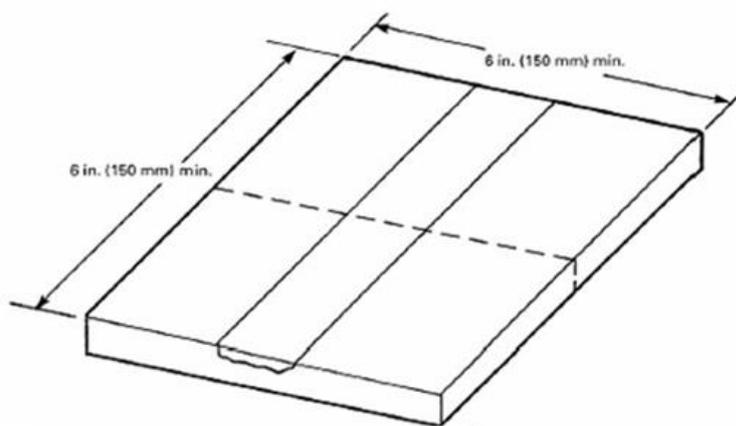
a) Indicações Lineares Relevantes;

b) Indicações Arredondadas Relevantes maiores que 3 1/16" (5mm);

c) 4 ou mais Indicações Arredondadas Relevantes em uma linha separada por 1/6" (1,5mm) ou menor (borda a borda).

Após o condicionamento da superfície para a espessura mínima especificada na EPS, um mínimo de três leituras de dureza deverá ser realizado em cada uma das amostras nas localizações mostradas nas figuras **QW 462.5(e)** (Figura B.1). As leituras deverão estar conforme os requisitos contidos na EPS.

Figura B.1: QW 462.5(e) Localização da amostra de análise Química, dureza e macro para revestimento duro por soldagem quando a peça de teste for uma chapa conforme o ASME Sec. IX.



(a) Localização das amostras requeridas (**QW 453**). Requerida uma amostra para cada posição. Para localização dos testes superficiais de dureza e análise química e espessura mínima qualificada, referir-se ao **QW 462.5(a)**;

(b) É requerida a remoção para uma mudança da progressão ascendente para descendente na posição vertical e vice versa.

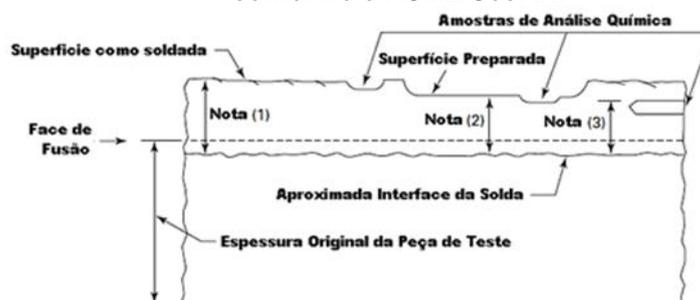
Fonte: ASME Sec. IX (2013).

O metal de base deverá ser seccionado transversalmente do revestimento. As duas faces do revestimento expostas pelo seccionamento deverão ser polidas e atacadas com um reagente adequado e deverão ser examinadas visualmente com uma magnificação de 5x para inspecionar trincas no metal de base, falta de fusão ou

outros defeitos lineares na zona termicamente afetada. O revestimento e o metal de base deverão estar conforme os requisitos especificados na EPS. Todas as faces expostas deverão ser examinadas.

Quando uma composição química é especificada na EPS, a amostra de análise química deverá ser removida dos locais especificados no **QW 462.5(e)** (Figura B.1) devendo esta ser realizada conforme o **QW 462.5(a)** (Figura B.2) e estar dentro da faixa especificada na EPS. A análise química não é requerida quando uma composição química não é especificada na especificação do procedimento de soldagem.

Figura B.2: QW-462.5(a) Amostra de Análise Química e Dureza para Revestimento duro conforme o ASME Sec. IX.



NOTAS:

- (1) Quando uma amostra de análise química ou dureza for conduzida sobre a superfície soldada, a distância até a interface aproximada da solda para o final como a superfície soldada, deverá tomar-se a mínima espessura do revestimento qualificada. A análise química poderá ser feita diretamente sobre a superfície como soldada ou sobre cavacos do material retirados da superfície como soldada;
- (2) Quando uma amostra de análise química ou dureza for conduzida depois do material ter sido removido da superfície como soldada, a distância aproximada entre interface da solda para a superfície preparada deverá tomar-se a mínima espessura do revestimento qualificada. A análise química poderá ser feita na superfície preparada ou em cavacos removidos da superfície preparada;
- (3) Quando o teste de análise química for conduzido sobre o material removido por uma amostra perfurada horizontal, a distância da interface aproximada da solda ao lado mais alto da cavidade perfurada deverá tomar-se a espessura mínima qualificada do revestimento.

Fonte: ASME Sec. IX (2013).

O **QW 216.2** trata das variáveis de soldagem que deverão ser especificadas no **QW 250** para o processo de soldagem aplicado. O **QW 216.3** trata especialmente da aplicação de métodos de revestimento duro por spray (ex. Oxi-gás e Arco a plasma), que quando, as peças de testes para estes métodos deverão ser preparadas e as variáveis de soldagem aplicadas em acordo com o **QW 216.1** e **QW 216.2** respectivamente.

O **QW 216.4** trata do detalhe que quando um depósito de solda esteja a ser utilizado sobre um metal de solda de um revestimento já depositado, um metal de

base com um **Pnumber** descrito e uma análise química nominalmente correspondente a do depósito de solda poderá ser substituída para qualificar o registro de qualificação do procedimento. O descritivo geral das variáveis de soldagem a se monitorar no procedimento de revestimento duro com soldagem conforme o ASME Sec. IX (2013) consta na tabela B.2.

Tabela B.2: QW-253.1 Variáveis de Soldagem para a Especificação do Procedimento de Soldagem para revestimento duro com alguns processos conforme o ASME Sec. IX.

Variáveis de Soldagem		Processo de soldagem									
Parágrafo	Detalhe	OFW (QW-252.1)	HVOF (QW-252.1)	SMAW (QW-253.1)	GMAW e FCAW (QW-255.1)	GTAW (QW-256.1)	SAW (QW-254.1)	PAW (QW-257.1)	HFSF (QW-257.1)	LBW (QW-264.1)	
		QW-402 Junta	.16 < Espessura Final	VE		VE	VE	VE	VE	VE	
	.17 > Espessura Final		VE						VE		
QW-403 Metal de Base	.20 Φ Pnumber	VE	VE	VE	VE	VE	VE	VE	VE	VE	
	.23 Φ Espessura Qualificada	VE	VE	VE	VE	VE	VE	VE			
QW-404 metal de Adição	.3 Φ Tamanho do arame					VNE					
	.6 Φ tamanho nominal do eletrodo				VNE		VNE				
	.12 Φ Classificação	VE	VE	VE	VE		VE	VE	VE	VE	
	.14 \pm Metal de adição					VNE		VE			
	.23 Φ Forma do consumível				VE	VE					
	.24 \pm ou $\Phi > 10\%$ no suplemento do metal de adição				VE		VE				
	.27 Φ Elementos de liga				VE		VE			VE	
	.38 Φ Diâmetro (1ª Camada)			VNE							
	.39 Φ Composição nominal do fluxo						VE				
	.41 $\Phi > 10\%$ a taxa de alimentação do pó							VE			
	.42 > 5% a faixa do tamanho das partículas		VE						VE		

	.18	Φ ou > 10% composição da mistura							VE		
	.19	Φ composição do plasma ou gás de alimentação		VE						VE	
	.20	Φ a faixa do fluxo/taxa do gás								VE	
QW-409 Características Elétricas	.4	Φ Corrente ou Polaridade			VE	VNE	VE	VE	VE		
	.12	Φ Eletrodo de Tungstênio (Tipo ou tamanho do eletrodo)					VNE			VE	
	.19	Φ Pulso									VE
	.20	Φ Modo, Energia									VE
	.21	Decréscimo > 10% da potência									VE
	.22	Aumento 10% na 1ª Camada			VE						
	.23	Φ ou > 10% I & E									VE
	.24	Φ ou > 10% a tensão do arame de adição								VE	
	.25	Φ ou > 10% I & E								VE	
	.26	Aumento de 10% no calor aportado na 1ª Camada				VE	VE	VE			
QW-410 técnica	.1	Φ Reto/Oscilante			VNE	VNE	VNE	VNE		VNE	
	.3	Φ Diâmetro ou tamanho do bocal				VNE	VNE			VNE	
	.5	Φ Método de Limpeza			VNE	VNE	VNE	VNE		VNE	VNE
	.7	Φ Oscilação				VNE	VNE	VNE		VNE	VE
	.8	Φ Stick-out				VNE		VNE			
	.14	Φ ângulo do eixo do feixe									VE
	.15	Φ Espaçamento do eletrodo					VNE	VNE			
	.17	Φ Tipo/modelo do equipamento									VE
	.25	Φ manual ou automático				VNE	VNE	VNE		VNE	
	.26	± Martelamento			VNE	VNE	VNE	VNE		VNE	

.28	Φ Camada Múltipla para Simples			VE	VE					
.38	Φ múltipla para camada simples		VE			VE	VE	VE	VE	VE
.39	Φ Tipo de tocha, calibrador de bico	VE								
.41	Φ ou > 15% a velocidade de soldagem							VE		
.43	Φ ou > 10% a faixa da velocidade de soldagem								VE	
.44	Φ ou > 15% a tocha para o ambiente de trabalho		VE						VE	
.45	Φ preparação superficial		VE						VE	VE
.46	Φ tocha de pulverização		VE						VE	
.47	Φ ou > a temperatura de fusão ou o método		VE						VE	
.48	Φ Modo de transferência							VE	VE	
.49	Φ Diâmetro do orifício da tocha							VE		
.50	Φ Número de eletrodos				VE	VE	VE			
.52	Φ Forma de entrega do metal de adição					VNE		VE		VE
.53	Φ Sobreposição/ espaçamento									VE

Legenda: < Decrescer; Φ Mudar; + Adicionar; - Retirar; **VE** - Variável Essencial; **VNE** - Variável Não Essencial; I & E – Intensidade de Corrente e Energia de soldagem.

Fonte: ASME Sec. IX (2013).

B.2 ISO EN 15614-7

A parte 7 da norma internacional ISO EN 15614 de origem europeia é uma especificação relativamente recente, já que pode não ter o conhecimento e/ou impacto devido no âmbito industrial para o uso em situações na qual o revestimento duro por soldagem é objeto central, em virtude de sua primeira publicação em 2007⁵.

O documento surgiu para suprir a falta de normas no continente europeu no âmbito da disposição de requisitos para a qualificação de procedimentos de soldagem para revestimento duro e afins, traz em seu escopo exigências mínimas necessárias, condições para a execução dos testes determinados e critério de aceitação destes.

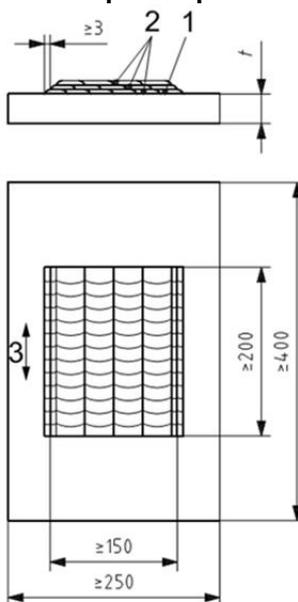
Os requisitos pertinentes a qualificação de um procedimento para o revestimento duro, estão contidos no item 4.2 que direciona às partes 5 a 8 que respectivamente tratam:

- Parte 5 – Teste do procedimento de soldagem;
- Parte 6 – Peça de Teste;
- Parte 7 – Ensaios e examinação;
- Parte 8 – Faixa de Qualificação.

A peça de teste (Figura B.3) deverá ser soldada utilizando o mesmo processo de soldagem a ser utilizado na soldagem de produção e a soldagem e testes deverão estar de acordo com as partes 6 e 7.

⁵Informação consultada no site da ISO (*International Standard Organization*). Catálogo de Normas Disponível em http://www.iso.org/iso/home/store/catalogue_tc/catalogue_detail.htm?csnumber=40882. Acesso em: 18 maio 2016.

Figura B.3: Peça de Teste do tipo Chapa conforme ISO EN 15614-7.



Notas:

- 1 – Camada de transição, se necessário
- 2 – Número de camadas de acordo com a EPS pré-qualificada ou espessura do depósito
- 3 – Direção da soldagem
- T – espessura do metal de substrato

Fonte: ISO EN 15614-7 (2007).

A espessura da peça de teste deverá ser selecionada de acordo com a faixa de qualificação, um mínimo de 3 cordões para a primeira camada é requerido e caso seja necessário utilizar uma camada de amanteigamento ou de transição na soldagem de produção, esta deverá ser utilizada na soldagem da peça de teste. Os ensaios necessários para serem utilizados na avaliação do procedimento de soldagem, são conforme a tabela B.3.

Tabela B.3: Exatinação necessária na qualificação do procedimento de soldagem conforme ISO EN 15614-7.

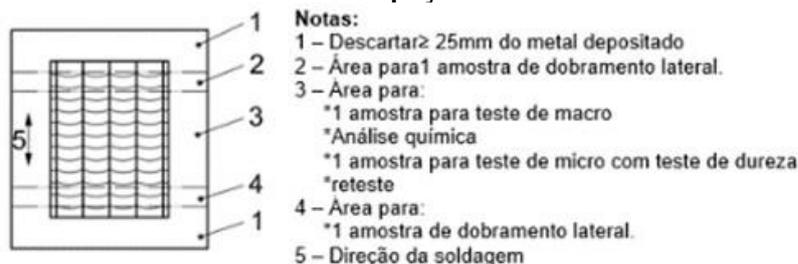
Tipo de teste	Extensão do teste	Nota
Ensaio Visual	100%	
Detecção de trinca superficial	100%	Teste com líquidos penetrantes ou partículas magnéticas.
Exatinação macroscópica	1 amostra	
Teste de Dureza	1 varredura	
Exatinação microscópica	1 amostra	

Fonte: ISO EN 15614-7 (2007).

A amostra de macro deverá ser preparada e atacada de acordo a com a norma ISO 17639 sobre um lado para revelação clara da linha de fusão, ZTA e a construção das camadas, devendo incluir o material de substrato não afetado pelo

calor, sendo registrado pelo menos uma macro por teste de procedimento. Onde trincas e defeitos planares não serão permitidos. Poros individuais maiores que 2mm não são permitidos. Pequenas trincas individuais (<1,5mm) podem ser aceitas se limitadas a superfície no caso de revestimento com ligas a base de Ni e Co. A retirada das amostras para avaliação é conforme a figura B.4.

Figura B.4: Retirada das amostras da peça de teste conforme ISO EN 15614-7.



Fonte: ISO EN 15614-7 (2007).

Na examinação microscópica deve-se realizar uma varredura do material não afetado pelo calor até o metal depositado por soldagem. Trincas maiores que 1,5mm não serão permitidas ao menos que de outra forma especificado.

Na examinação visual não é permitido trincas e outros defeitos planares. Pequenas trincas individuais podem ser aceitas no caso de revestimento com ligas de Co. Poros superficiais $\leq 2\text{mm}$ são permitidos ao menos que de outra forma especificado. Também não é permitido indicações lineares no que se refere a detecção de trinca superficial com inspeção com líquidos penetrantes ou partículas magnéticas. O teste de microdureza Vickers deve ser realizado com uma carga de HV10 ou HV5 e as endentações deverão ser feitas como mostrado na figura B.5.

Figura B.5: Croqui para análise de dureza Vickers conforme ISO EN 1514-7.



Fonte: ISO EN 15614-7 (2007).

A dureza transversal deverá ser feita com um ângulo de 15° da superfície incluindo a ZTA, MS e MB, sendo especificado um mínimo de 5 endentações sobre a superfície usinada da peça de teste.

B.3 DIN 8555

A norma DIN 8555 é uma especificação europeia cuja origem é alemã, documento que tem grande relevância no contexto mundial no que se refere a forte influência frente aos principais fabricantes de consumíveis destinados a revestimento duro, ainda que esta tenha sido substituída em 2005 por outra norma, no caso a EN 14700⁶ (AFROX WELDING, 2012; ESAB, 2013; KESTRA, 2012; LINCOLN ELETRIC, 2014).

A especificação trata de metais de adição utilizados para revestimento duro por soldagem para os processos Oxi-Combustível – OC (OFW), Eletrodo Revestido – ER (SMAW), Arame Tubular – AT (FCAW), TIG (GTAW), MIG/MAG (GMAW) e Arco Submerso – AS (SAW). Engloba uma ampla variedade de consumíveis os quais são organizados basicamente nas seguintes especificações (DIN 8555, 1983):

- a) Grupos de liga;
- b) Dureza do metal de solda, e;
- c) Propriedades do metal de solda.

Como mencionado, este documento é muito impactante no contexto mundial no âmbito do revestimento duro, isto considerando a sua substituição e ainda utilização por diversos fabricantes como referência na produção de consumíveis destinados ao uso de revestimento superficial. Um exemplo como os consumíveis são especificados pela norma podem ser vistos por meio da figura B.6.

⁶Informação consultada no site *Beuth Verlag*. Norma que foi substituída em 2005 pela especificação ISO EN 14700. Consultado em <<https://www.beuth.de/en/standard/din-8555-1/1071301>> 29 mai 2016

Figura B.6: Especificação de Consumíveis para Revestimento Duro conforme DIN 8555.

Ex: DIN 8555 MF 8 GF 200 KP (semi-automática)
UP 8 GF 200 KP (arco submerso)

MF	Processo de soldagem G - Soldagem oxí-acetilênica E - Soldagem manual ao arco elétrico com eletrodo revestido MF - Soldagem ao arco elétrico utilizando-se arames tubulares TIG - Soldagem ao arco elétrico com eletrodo não consumíveis de tungstênio MSG - Soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa UP - Soldagem ao arco submerso	8	Grupo de liga	Tipo de metal de adição
UP			1	Não-ligado com até 0,4%C ou baixa liga com até 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Ni no total.
			2	Não-ligados com até ou mais de 0,4%C ou baixa liga com mais de 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Mo, Ni no total.
			3	Ligado, com as propriedades dos aços de trabalho à quente
			4	Ligado, com as propriedades dos aços rápidos
			5	Ligados, com mais de 5%Cr, com um baixo teor de C (até mais ou menos 0,2%)
			6	Ligados, com mais de 5%Cr, com um teor maior de C (até mais ou menos 0,2% a 2,0%)
			7	Austeníticos ao Mn com 11 a 18% Mn, mais de 0,5%C e até 3% Ni.
			8	Austeníticos Cr-Ni-Mn
			9	Aços Cr-Ni (resistentes à oxidação, ácidos e calor)
			10	Com um alto teor de C e alto teor de Cr e sem agentes adicionais formadores de carbonetos
			20	À base de Co, ligado a Cr-W, com ou sem Ni e Mo
			21	À base de carbonetos (sintetizado, fundido ou tubular)
			22	À base de Ni, ligado ao Cr, ligado ao Cr-B
			23	À base de Ni, ligado ao Mo, com ou sem Cr
			30	À base de Cu, ligado ao Sn
			31	À base de Cu, ligado ao Al
			32	À base de Cu, ligado ao Ni
GF	Método de produção GW - laminado GO - fundido GZ - extrudado GS - sinterizado GF - tubular UM - revestido	200	Nível de dureza	Faixa de dureza
			150	125 ≤ HB ≤ 175
			200	175 < HB ≤ 225
			250	225 < HB ≤ 275
			300	275 < HB ≤ 325
			350	325 < HB ≤ 375
			400	375 < HB ≤ 425
			500	450 < HB ≤ 530
			40	37 ≤ HRc ≤ 42
			45	42 < HRc ≤ 47
			50	47 < HRc ≤ 52
			55	52 < HRc ≤ 57
			60	57 < HRc ≤ 62
			65	62 < HRc ≤ 67
			70	HRc ≥ 68
KP	Propriedades do metal de adição C - resistente à corrosão G - resistente ao desgaste abrasivo K - capaz de endurecer em trabalho N - não magnetizável P - resistente ao impacto R - resistente à formação de carepa S - habilidade de corte (aços rápidos, etc) T - tão resistente a altas temperaturas quanto os aços ferramenta para trabalho a quente Z - resistente ao calor (não formadores de carepa), para temperaturas acima de 600 °C			

Fonte: ESAB (2013).

B.4 AWS A5.13 (SFA 5.13)

É uma norma americana cuja responsabilidade é da AWS (*American Welding Society*) sendo também adotada pelo código ASME na seção II Parte C sob a denominação SFA 5.13 (*Specification Filler Analysis*). É uma especificação de consumível para revestimento duro com o processo SMAW (AWS A5.13, 2000).

Os consumíveis são classificados pela composição química do metal de solda não diluído, com exceção de eletrodos a base de carbonetos de tungstênio que são classificados com base no tamanho dos carbonetos e composição química. As dimensões padronizadas variam de Ø2.00mm a Ø8.00mm, porém comercialmente é mais comum os Ø2.50mm a Ø6.0mm e os comprimentos padronizados variam de 230.00mm a 450.00mm. De modo geral, os consumíveis especificados por esta

norma são subdivididos em (AWS A5.13, 2000; STOODY, 2015):

- a) Eletrodos para revestimento duro a base de Ferro;
- b) Eletrodos para revestimento duro a base de Níquel e Cobalto;
- c) Eletrodos para revestimento duro a base de Cobre;
- d) Eletrodos para revestimento duro a base de Carbonetos de Tungstênio.

No âmbito do uso em ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente, há poucas especificações, porém de uso bastante comum, já que a norma incorpora famílias de liga e não consumíveis com composição química, propriedades e características específicas, sendo comum comercialmente para os materiais ferrosos, cada fabricante de material definir uma composição química para atender os critérios estipulados pela norma, dispondo de uma variada gama de consumíveis em razão da faixa especificada de critérios para composição química e dureza ser bastante ampla. Algumas especificações de consumíveis que como aplicações a norma direciona para ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente, consta na tabela B.4.

Tabela B.4: Exemplos de aplicações de alguns consumíveis especificados pela norma AWS A5.13.

Tipo de Liga	Classificação	Composição química típica	Aplicações
Ferrítica	EFe1	FeCrC com adições de Mo	Utilizados para restaurar componentes desgastados para sua dimensão original. Dureza 25 a 50HRC
	EFe2	FeCrC com adições de Ni, Mo e V	
	EFe3	FeCrC	Utilizados para revestimento de superfícies e arestas que requerem elevada dureza e depósitos livres de trincas como em arestas de ferramentas e matrizes. Dureza 55 a 60HRC
	EFe6	FeMoCrVWC	Utilizado para desgaste de metal-metal a temperaturas de até 593°C. Dureza de 60HRC
Cobalto	ECoCr-A	CoCrWC com adições de Fe, N e Mo	Recomendado para casos em que se tenha desgaste acompanhado por temperaturas elevadas e quando corrosão estiver envolvida ou ambos. Dureza 23 a 47HRC
	ECoCr-E	CoCrMoNiC com adições de Fe e W	Recomendado para utilização quando a resistência ao choque térmico é importante. Dureza 20 a 32HRC
Níquel	ENiCrMo-5 ^a	NiCrMoFeW com adições de V e C	Recomendados para reconstrução e reparo de matrizes de extrusão, matrizes de forjamento a quente, punções de recalque, lâminas de guilhotina para corte a quente, guias de laminação, bico de tenaz, cones de alto forno, etc.

Fonte: AWS A5.13 (2000).

B.5 AWS A5.21 (SFA 5.21)

A norma americana AWS A5.21 é um documento que especifica requisitos para a classificação de consumíveis de soldagem na forma de eletrodos nu e eletrodos do tipo vareta para deposição superficial para se obter certas propriedades ou dimensões. É similar a especificação AWS A5.13 e se difere no detalhe que trata de consumíveis para uso nos processos de soldagem com arame tubular (FCAW – AT), com eletrodo de tungstênio (GTAW – TIG), com atmosfera gasosa protetora (GMAW – MIG/MAG) e não prevê a classificação de combinações eletrodo-fluxo para soldagem por arco submerso (SAW – AS). Os consumíveis em terminologia se diferem dos contidos na norma AWS A5.13 no acréscimo da letra R após o dígito E, como por exemplo ERNiCrMo-5A.

B.6 EN 14700

A norma EN 14700 é um documento muito difundido no continente europeu, isto em grande parte pela substituição da norma DIN 8555 e adição de algumas especificações de consumíveis que de forma resumida são muito similares aos especificados pela norma americana AWS A5.13 (SFA 5.13). O documento contempla consumíveis para uma faixa de aplicação vasta e que são especificados em função da composição química e forma de produto conforme pode ser visto por meio da tabela B.5.

Tabela B.5: Especificação de consumíveis para revestimento duro conforme EN 14700.

Forma do produto		Tipo de liga			Aplicação permissível	
Símbolo	Descrição	Símbolo	Detalhe	Faixas*	Símbolo	Característica
B	Fita sólida	Fe	À base de Fe	1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16 e 20	C	Resistência à oxidação
C	Vareta sinterizada, fita revestida e fita sinterizada.	Ni	À base de Ni	1, 2, 3, 4 e 20	G	Resistência à abrasão
E	Eletrodo revestido	Co	À base de Co	1, 2 e 3	K	Endurecido pelo trabalho

P	Metalurgia do pó	Cu	À base de Cu	1	N	Não magnetizável
R	Vareta fundida	Al	À base de Al	1	P	Resistência ao impacto
S	Arame sólido ou vareta sólida	Cr	À base de Cr	1	S	Retenção da aresta (Fio de corte)
T	Arame revestido ou vareta revestida				T	Resistência ao calor
					Z	Resistência a formação de carepa
					W	Endurecido por precipitação

*A faixa de composição juntamente com o tipo de liga (Fe, Ni, Co, Cu, Al e Cr) forma a designação do símbolo de liga. Exemplo de especificação EFe1: E – Eletrodo Revestido, Fe1 tipo de liga e faixa de composição.

Fonte: EN 14700 (2005).

No geral, a especificação EN 14700 (2005) é bastante similar as especificações AWS A5.13 e AWS 5.21 no que se refere a classificação dos consumíveis. Alguns exemplos de consumíveis e suas aplicações podem ser vistas por meio da tabela B.6.

Tabela B.6: Exemplos de aplicações de consumíveis especificados pela EN 14700.

Configuração do sistema	Tipo de desgaste	Exemplos de componentes	Especificação
Corpo sólido x corpo sólido, fricção de corpo sólido, fricção de contornos e fricção mista.	Desgaste por rebote e desgaste por impacto	Martelo de forjamento	Fe9, Fe10, Al1, Ni2 e Ni4
	Desgaste por impacto/rolamento e choque térmico	Matriz de forjamento	Fe3, Fe4, Fe6, Fe8, Co1, Co2, Co3, Ni2 e Ni4

Fonte: EN 14700 (2005).

C VIDA ÚTIL DE FERRAMENTAS UTILIZADAS NO PROCESSO DE FORJAMENTO A QUENTE

Este apêndice consta algumas informações a respeito da vida útil de ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente. A tabela C.1 consta informações relevantes a respeito da vida útil de ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente.

Tabela C.1: Exemplos da vida útil de ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente.

Material	Condição	Dados do Processo	Vida útil	Observação	Fonte
AISI H10 (Wnr 1.2365)	Nitretado com camada de 0,16mm	Conexão automotiva forjada a 1250°C	6.000-7.000 peças	Punção utilizado em Prensa. Trincas originadas por fadiga térmica	AMONDARAIN et al. (2015).
	Beneficiado para uma dureza de 47HRC e Nitretado	Componente automotivo forjado em aço para mancais de baixa liga ao cromo com alto teor de carbono a 1150°C	13.000 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Matriz com Ø132mm	BROCKHAUS, GUDERJAHN e SCHRUFF (2002).
	Beneficiado para uma dureza de 53HRC e Nitretado. Aço de qualidade ESR.	Componente do mancal forjado em aço para mancais de baixa liga ao cromo com alto teor de carbono 1125°C	17.000 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Matriz com Ø202mm	
	Beneficiado para uma dureza de 52HRC e Nitretado	Componente automotivo forjado em aço para mancais de baixa liga ao cromo com alto teor de carbono a 1200°C	20.000 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Punção com Ø31mm	
	Beneficiado para uma dureza de 50-52HRC e	Componente automotivo forjado em	4.000 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Furação com Ø33mm	

	Nitretado	aço carbono (0,22C) a 1100°C			
	Beneficiado para uma dureza de 54-57HRC e Cementado + Nitrocementado	Ponta de eixo forjada em aço carbono (0,45C) a 1250°C	7.600 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Matriz de extrusão com Ø33mm	
AISI H11 (Wnr 1.2343)	Beneficiado para uma dureza de 48 HRC e nitretado	Parafusos forjados em uma liga de titânio	1.000 peças		
	Revestimento nas áreas críticas com soldagem	Anel excêntrico forjado em aço carbono (0,45C)	9.000 peças	Consumível martensítico do tipo FeCrMoC (UTP G3®)	
	Revestimento nas áreas críticas com soldagem e subsequente nitretação	Anel excêntrico forjado em aço carbono (0,45C)	17.000 peças	Consumível de alto desempenho Stellite® 21	
	Beneficiado para uma dureza de 46-47HRC	Componentes de um eixo de transmissão automobilístico forjado em aço carbono (0,45C) a 1200°C	6.000-7.000 peças	Matriz utilizada em uma prensa "Maxi Press"	
	Beneficiado	Billet em Aço Carbono (0,20C) forjado a 1050°C e lubrificado com Emulsão de óleo e grafite	Após 4.000 golpes perda dimensional de 2,25mm	Prensa mecânica de 620 Toneladas. Consumível de Ø3,2mm	FARHANI et al. (2006); KASHANI, AMADEH GHASEMI (2007).
	Revestimento com Stellite® 21 (AWS A5.21 ERCoCr-E) com o processo TIG		Após 16.000 golpes a perda dimensional foi de 0,25mm		
	Revestimento com Inconel 625 (AWS A5.14 ERNiCrMo-3) com o processo TIG		Após cerca de 11.500 golpes perda dimensional foi de aproximadamente 0,60mm		KASHANI, AMADEH GHASEMI (2007).
AISI H13 (Wnr 1.2344)	Beneficiado para a dureza de 42 a 44HRC	Biela para máquina agrícola	4.000-5.000 peças	Rápido desgaste e deformação	AMIN (2006).

	Nitretado		6.000-7.000 peças	Trincamento severo		
	Revestimento multicamadas com consumíveis de baixo custo com o processo MAG e espessura total de 35mm.		15.000-20.000 peças	Camada de transição (10mm): Liga do tipo FeCrNiMoC; Camada final (15mm): Liga do tipo FeCrMoWMnVC – H12 modificado Consumível de Ø2,00mm e gás Ar-75% e CO ₂ -25%. Desgaste, trincas de fadiga térmica, requerido polimento.	AMIN (2006 e 2013).	
	Revestimento multicamadas com consumíveis de baixo custo com o processo MAG e espessura total de 35mm e nitretação adicional		20.000-25.000 peças	Desgaste leve. Trincas de Fadiga térmica, sem requisição de polimento.	AMIN (2006).	
	Beneficiado para a dureza de 45-46HRC	Engrenagem	1.500-2.000 peças	Rápido desgaste, deformação		
	Nitretado		2.000-2.500 peças	Severo trincamento		
	Revestimento multicamadas com consumível de baixo custo com o processo MAG		4.000-5.000 peças	Desgaste, poucas trincas de fadiga térmica. Requerido polimento	AMIN (2006 e 2013).	
	Revestimento multicamadas com consumível de baixo custo com o processo MAG e nitretação adicional		11.000-12.000 peças	Desgaste leve, trincas de fadiga térmica, sem requisição de polimento.	AMIN (2006).	
	<i>Shoot Peening</i> por 30 minutos com <i>shoots</i> de aço fundido com 45 a 48HRC e Ø <i>shoot</i> : 0,3mm		Trabalho experimental. Validação do <i>Shoot peening</i> .	+100%	Øbocal: 6mm; Distância do <i>shoot</i> : 250mm; Área de cobertura: 200%; Pressão de ar: 451kPa	CHANG, LEE e TANG (2008).
	Matriz convencional beneficiada para 45 HRC		Blank com 4.65 kg e 3,2 kg cujo aço 27 MC 5 (AFNOR)	4.920 peças	Valor de vida estimado pelo desgaste proveniente do uso da perda de espessura de 1,0mm em uma região da ferramenta	POLAT (2006).
	Nitretado a plasma	9.420 peças				
	Revestido com AlTiN	12.280 peças				

	(Nitretação)				
	Revestimento multicamadas TOKTEK®		12.310 peças		
	Revestido por soldagem com a liga Stellite 6®. Espessura de 2mm		25.930 peças		
	Revestido por soldagem com a liga Stellite 6®. Espessura de 3mm		27.810 peças		
DIEVAR®	Nitretado a gás com camada de 73µm a 122µm (1200HV)	Billet em Aço Carbono (0,35C), forjado a 1230°C a 1280°C, peso de 0,935kg e lubrificado com emulsão de água e grafite	45.766 golpes	Matriz superior com 4 pré-formas utilizada em prensa. Desgaste combinado com deformação plástica e riscamentos.	LAVTAR et al. (2010).
Wnr 1.2367	Beneficiado para uma dureza de 48-50HRC e nitretado	Alavanca de câmbio forjada em aço carbono (0,20C) a 1150°C	12.000-13.000 peças	Aço de qualidade ESR (Refusão por eletro escória)	BROCKHAUS, GUDERJAHN e SCHRUFF (2002).
	Beneficiado para uma dureza de 48-52HRC e nitretado	Componentes de um eixo de transmissão automobilístico forjado em aço carbono (0,35C) a 1250°C	2.500 peças	Matriz utilizada em uma prensa excêntrica de 10MN	
Wnr 1.2713	<i>Shoot Peening</i>		Média de 900 peças	Vida sem <i>shoot peening</i> (<700 peças)	BÍLIK, POMPUROVÁ e RIDZOŇ (2012).
PN/H 85021 WCLV	Nitretado a plasma	Anel sincronizador da caixa de marcha forjado em Aço liga 16MnCr5	2.000 peças	Punção e matriz, utilizados em prensa lubrificada com emulsão de água e grafite. Revestimento PVD: TiAlN de espessura 4µm e CrN de espessura 5,5µm. Nitretação à plasma camada de 0,15mm.	HAWRYLUK (2016).
Unimax®	Nitretado a plasma		2.800 peças		
	Revestimento híbrido multicamada (Nitretado a plasma e revestimento PVD)		8.350 peças		

PN/H 85021 WNL e WNLV	Beneficiado	Biela automotiva	Algumas centenas. Vida menor que 1.000 peças	Matriz de martelo. Pino desgastado por desgaste abrasivo.	
	Revestimento por soldagem realizado com o processo MIG/MAG e consumível de alta liga do tipo FeCrCoMoNiC. Espessura da camada de revestimento depositada: 10mm.		1.100 peças sem perda dimensional	Matriz de martelo. Consumível de Ø1,2mm	
Thermodur® 2999 SC	Beneficiado	Junta homocinética (Cúpula)	684-932 peças	Método convencional de tratamento térmico de têmpera	
	Tratamento Criogênico (Sub-têmpera)		4.861-5.203 peças	Tratamento após austenitização	
Thermodur® 2367 EFS	Beneficiado		1.943-3.542 peças	Método convencional de tratamento térmico de têmpera	
	Tratamento Criogênico (Sub-têmpera)		5.060-6.508 peças	Tratamento após austenitização	
Thyrotherm® 2999 EFS SUPRA	Beneficiado para uma dureza de 46-47HRC e nitretado.	Parafuso forjado em uma liga de titânio	3.700 peças	Aplicação em substituição ao aço H11	BROCKHAUS, GUDERJAHN e SCHRUFF (2002).
	Beneficiado para uma dureza de 48-50HRC e nitretado	Alavanca de câmbio forjada em aço carbono (0,20C) a 1150°C	14000-16000 peças (Possível até 18.000 peças)	Aplicação em substituição ao aço Wnr 1.2367	
	Beneficiado	Anel excêntrico forjado em aço carbono (0,45C)	13.000 peças	Aplicação em substituição ao aço H11	
	Beneficiado para uma dureza de 46-47HRC	Componentes de um eixo de transmissão automobilístico forjados em aço carbono (0,45C) a 1200°C	Maior que 10.000 peças	Matriz utilizada em uma maxi- prensa. Aplicação em substituição ao aço H11	

	Beneficiado para uma dureza de 47HRC e nitretado	Componente automotivo forjado a 1150°C. Aço para mancais de baixa liga ao Cr e alto teor de C.	17.500 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Matriz com Ø132mm. Aplicação em substituição ao aço H10	
	Beneficiado para uma dureza de 53HRC e nitretado.	Componente de mancal forjado a 1125°C. Aço para mancais de baixa liga ao Cr e alto teor de C.	23.000 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Matriz com Ø202mm. Aplicação em substituição ao aço H10	
	Beneficiado para uma dureza de 52HRC.	Componente automotivo forjado em 1200°C. Aço para mancais de baixa liga ao Cr e alto teor de C.	33.000 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Punção com Ø31mm. Aplicação em substituição ao aço H10	
	Beneficiado para uma dureza de 54HRC e nitretado	Componente automotivo forjado em aço carbono (0,22C) a 1100°C	1.000 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Furação com Ø33mm. Aplicação em substituição ao aço H10	
	Beneficiado para uma dureza de 53HRC e nitretado a plasma	Ponta de eixo forjada em aço carbono (0,45C) a 1250°C	11.000 peças	Máquina de Forjamento em alta velocidade. Matriz de extrusão com Ø33mm. Aplicação em substituição ao aço H10	
	Beneficiado para uma dureza de 48 a 52HRC e nitretado	Componentes de um eixo de transmissão automobilístico forjados em aço carbono (0,35C) a 1250°C	3.500 peças	Matriz utilizada em uma prensa excêntrica de 10MN. Aplicação em substituição ao aço Wnr 1.2367	

MCT 2 – AWS E312-16/17

DESCRIÇÃO DO MATERIAL DESCRIPTION OF MATERIAL ELETRODO NCS 12 - 3,25	LOTE Nº LOT NUMBER C2018150212	NORMA SPECIFICATION AWS A5.4/A5.4M:2012 E312-16/17
---	---	---

ANÁLISE QUÍMICA / CHEMICAL ANALYSIS (%)							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0,12	0,88	1,10	28,80	9,30	0,45	0,028	0,018
Cu	W	V	Fe	Al	Ti	Co	Sn
0,10	-	-	RESTO	-	-	-	-
Ag	Mg	Cd	Zn	Pb	N	Nb	B
-	-	-	-	-	-	-	-
UMIDADE: < 0,50%				HIDROGÉNIO DIFUSIVEL:			

PROPRIEDADES MECÂNICAS / MECHANICAL PROPERTIES				
RESISTÊNCIA A TRAÇÃO TENSILE STRENGTH (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO YIELD POINT (MPa)	ALONGAMENTO ELONGATION (%)	DUREZA HARDNESS	RESIST. AO IMPACTO CHARPY V (J) 1°C
700,0	599,0	23,0	-	-

RESULTADO CONFORME NORMA AWS/ASME A5.01M/5.01.2008 (ISO 14344:2002 MOD.) - PROGRAMA F

O PRODUTO ATENDE AOS REQUISITOS DA NORMA APLICÁVEL AWS/ISO/DIN ATENDE REQUISITO TESTE FILETE ATENDE QUALIDADE RADIOGRÁFICA - GRAU 1
--

MRD 1 – DIN 8555 E3-UM-40PT

Pedido No	PO no.	EMAIL	de / of	25.05.2018
Ordem de Produção	Order no.	1005339374		
Fatura	Delivery note/pos./splitt	2005391584/000000/000010	de / of	25.05.2018
Produto	Product	Eletrodo Revestido / covered electrode		250962
Designação da Marca	Trade name	UTP 73 G4		62642
Classificação	Standard designation	DIN 8555 E3-UM-40PT		55E9300E
				0054
Dimensão	Dimension	4,0 X 450 mm		
Corrida	Serial no.	1803022		
Quantidade	Quantity	20,0 KG		

Análise Química % do metal depositado

Chemical composition in % of the weld metal

C	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W								
0.200	0.600	6.000	3.500	0.500	0.500									

T	HRC média/ average HRC					
20°C	41					

MRD 2 – DIN 8555 E3-UM-45T

Norma aplicável / Specification DIN 8555 E3 UM 45 T	
Composição Química / Chemical Composition Depósito de solda/arame (%) / Weld metal/wire (%)	Propriedades Mecânicas / Mechanical Properties
C = 0,220 Cr = 2,430 Mn = 1,250 Si = 0,910 V = 0,048 W = 3,780	Dureza média: 45 HRC.
Teste radiográfico / Radiographic test.: Aprovado	
Teste de filete / Fillet weld test.....: Atende aos requisitos de teste de filete	

MRD 3 – Desenvolvimento Especial

DESCRIÇÃO DO MATERIAL DESCRIPTION OF MATERIAL ELETRODO NCS 52MOS - 4,00	LOTE Nº LOT NUMBER 2018020143	NORMA SPECIFICATION ESPECIAL DESENVOLVIMENTO
--	--	---

ANÁLISE QUÍMICA / CHEMICAL ANALYSIS (%)							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0,10	0,55	1,10	5,34	1,19	3,40	0,020	0,015
Cu	W	V	Fe	Al	Ti	Co	Sn
-	-	-	RESTO	-	-	-	-
Ag	Mg	Cd	Zn	Pb	N	Nb	B
-	-	-	-	-	-	-	-
UMIDADE: -				HIDROGÊNIO DIFUSÍVEL:			

PROPRIEDADES MECÂNICAS / MECHANICAL PROPERTIES				
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO TENSILE STRENGTH (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO YIELD POINT (MPa)	ALONGAMENTO ELONGATION (%)	DUREZA HARDNESS	RESIST. AO IMPACTO CHARPY V (J) 1°C
-	-	-	44 HRC	-

RESULTADO CONFORME NORMA AWS/ASME A5.01M/5.01.2008 (ISO 14344:2002 MOD.) - PROGRAMA F

O PRODUTO ATENDE AOS REQUISITOS DA NORMA APLICÁVEL AWS/ISO/DIN
--

MRD 5 – Desenvolvimento Especial

ESPECIFICAÇÃO		DESENVOLVIMENTO ESPECIAL						
COMPOSIÇÃO QUÍMICA %								
C	S	P	Si	Fe	Mn	Cr	Ni	Mo
0,13	0,015	0,016	0,75	Resto	0,80	5,00	0,25	3,25
PROPRIEDADES MECÂNICAS								
Resist. Tração MPa	Lim. Elástico (0,2%) MPa	Alongamento % (em 2")	Resist. Impacto J	Temperatura °C	Dureza			
					40HRC			

MRD 6 – DIN 8555 E3-UM-40ST

DESCRIÇÃO DO MATERIAL DESCRIPTION OF MATERIAL ELETRODO NCS 54T - 4,00	<table border="1" style="width: 100%;"> <tr> <td style="text-align: center;"> LOTE Nº LOT NUMBER 2018040133 </td> </tr> </table> NORMA SPECIFICATION DIN 8555 E 3-40 ST	LOTE Nº LOT NUMBER 2018040133
LOTE Nº LOT NUMBER 2018040133		

ANÁLISE QUÍMICA / CHEMICAL ANALYSIS (%)							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0,11	0,52	0,70	5,05	0,055	3,55	0,028	0,012
Cu	W	V	Fe	Al	Ti	Co	Sn
0,21	-	0,018	RESTO	-	-	-	-
Ag	Mg	Cd	Zn	Pb	N	Nb	B
-	-	-	-	-	-	-	-
UMIDADE: -				HIDROGÊNIO DIFUSÍVEL:			

PROPRIEDADES MECÂNICAS / MECHANICAL PROPERTIES				
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO TENSILE STRENGTH (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO YIELD POINT (MPa)	ALONGAMENTO ELONGATION (%)	DUREZA HARDNESS	RESIST. AO IMPACTO CHARPY V (J) 1°C
-	-	-	40 HRC	-

RESULTADO CONFORME NORMA AWS/ASME A5.01M/5.01.2008 (ISO 14344:2002 MOD.) - PROGRAMA F

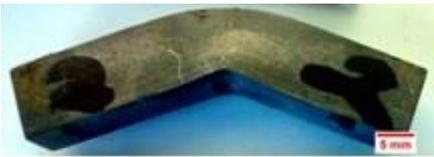
O PRODUTO ATENDE AOS REQUISITOS DA NORMA APLICÁVEL AWS/ISO/DIN
--

MRD 7 – DIN 8555 E6-UM-40 / ISO EN 14700 EFe2

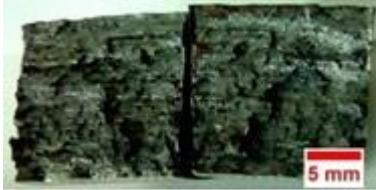
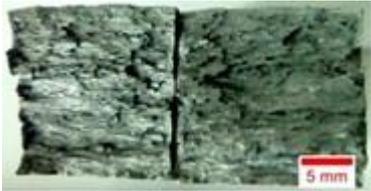
Norma aplicável / Specification DIN 8555 E6 UM 40 / ISO EN 14700 EFe2	
Composição Química / Chemical Composition Depósito de solda/arame (%) / Weld metal/wire (%)	Propriedades Mecânicas / Mechanical Properties
C = 0,370 Cr = 4,230 Mn = 0,980 Si = 0,870 Mo = 0,310	Dureza média: 400 a 450 HB
Teste radiográfico / Radiographic test.: Aprovado	
Teste de filete / Fillet weld test.....: Atende aos requisitos de teste de filete	

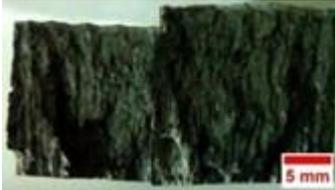
OUTROS

ENSAIO CHARPY

Peça de Teste	Amostra	Local	
		Metal de Solda	Zona Afetada pelo Calor
PT 1	1		
	2		
	3		
PT 2	1		
	2		
	3		

Peça de Teste	Amostra	Local	
		Metal de Solda	Zona Afetada pelo Calor
PT 3	1		
	2		
	3		
PT 4 (Metal de substrato não recebeu revestimento)	1		
	2		
	3		

Peça de Teste	Amostra	Local	
		Metal de Solda	Zona Afetada pelo Calor
PT 5	1		
	2		
	3		
PT 6	1		
	2		
	3		

Peça de Teste	Amostra	Local	
		Metal de Solda	Zona Afetada pelo Calor
PT 7	1	 Micrograph showing the weld metal for sample 1. The image displays a dark, granular texture with a central vertical line. A red scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.	 Micrograph showing the heat-affected zone for sample 1. The image displays a dark, granular texture with a central vertical line. A red scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.
	2	 Micrograph showing the weld metal for sample 2. The image displays a dark, granular texture with a central vertical line. A red scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.	 Micrograph showing the heat-affected zone for sample 2. The image displays a dark, granular texture with a central vertical line. A red scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.
	3	 Micrograph showing the weld metal for sample 3. The image displays a dark, granular texture with a central vertical line. A red scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.	 Micrograph showing the heat-affected zone for sample 3. The image displays a dark, granular texture with a central vertical line. A red scale bar in the bottom right corner indicates 5 mm.