

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS – PPGE3M**

LUCIANO BERNARDO DE OLIVEIRA

**ESTUDO PARA O AUMENTO DA VIDA ÚTIL DE MOLDE DE FUNDIÇÃO SOB
PRESSÃO DE ALUMÍNIO**

Porto Alegre

2021

LUCIANO BERNARDO DE OLIVEIRA

**ESTUDO PARA O AUMENTO DA VIDA ÚTIL DE MOLDE DE FUNDIÇÃO SOB
PRESSÃO DE ALUMÍNIO**

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Porto Alegre

2021

LUCIANO BERNARDO DE OLIVEIRA

ESTUDO PARA O AUMENTO DA VIDA ÚTIL DE MOLDE DE FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO DE ALUMÍNIO

Esta dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Coordenador do PPGE3M: Prof. Dr. Afonso Reguly

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Alexandre, da Silva Rocha (PPGE3M/UFRGS) - Orientador

Prof. Dr. Mário Wolfart Jr. (IFC)

Prof. Dr. Vinicius Waechter Dias (DEMET/UFRGS)

Dr. Giovanni Rocha dos Santos (Oerlikon Balzers)

*Dedico este trabalho a Meu Saudoso Pai, Manuel
Bernardo de Oliveira.*

AGRADECIMENTOS

Muitas pessoas tiveram participação especial neste projeto, entretanto minha esposa Inajar Silva de Oliveira teve um papel fundamental por acreditar que era um sonho possível de ser realizado.

Quero agradecer também ao meu Pai Manuel Bernardo de Oliveira, que mesmo não estando fisicamente ao meu lado, não deixou nem um momento de estar comigo nesta jornada.

Também quero agradecer a grandes colegas de trabalho que contribuíram para esta realização, entre eles devo citar o Vanderlei Zalamea, Caio André Rodrigues e Marcelo Lima.

Entre os meus grandes amigos, o Dionizio Machado teve um papel fundamental neste projeto, ele foi a pessoa que me mostrou a direção do caminho a ser trilhado e que durante esta jornada se mostrou como um irmão.

A Minha família foi a base para dar suporte a este projeto, mas sem dúvidas minha irmã Leila Maricel de Oliveira, o meu cunhado Everton dos Santos, minha mãe Araci Souza de Oliveira e meu afilhado João Vitor Silveira de Oliveira tiveram uma participação importante nesta etapa, sempre me apoiando nas dificuldades da vida.

E também agradecer a orientação que recebi do Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, um grande profissional e de fundamental importância nesta dissertação.

RESUMO

TÍTULO: ESTUDO PARA O AUMENTO DA VIDA ÚTIL DE MOLDE DE FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO DE ALUMÍNIO

Este estudo visa aumentar vida útil de moldes de fundição sob pressão por redução de trincas térmicas. A metodologia de análise foi dividida em três fases, a primeira fase foi utilizada o método Ishikawa para identificar as causas geradoras de falhas prematuras e sua representatividade na geração das trincas térmicas. A segunda fase de análise foi por meio de construção de quatro novos componentes com diferentes tratamentos superficiais, esta avaliação teve como objetivo verificar o melhor tratamento superficial para o retardo de surgimento de trincas térmicas durante um lote controlado de 20.0000 ciclos, os tratamentos superficiais utilizados foram de Nitretação a Plasma com pós oxidação, Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e Dúplex CrAlTiN. A terceira fase foi realizada por meio da construção de um novo componente utilizando o melhor tratamento superficial para retardo do surgimento de trincas térmicas identificado na fase anterior, a avaliação do comportamento em produção foi realizada em um lote controlado até a ocorrência da primeira trinca térmica visível. Todos os componentes fabricados para realização do estudo para aumento de vida útil foram fabricados com mesmo material e receberam o mesmo tratamento térmico. Os resultados foram que cuidados com concentradores de tensões, tratamento térmico durante concepção do projeto e na fase de construção podem em conjunto com tratamento superficial Dúplex AlCrN favorecer o aumento de vida útil de moldes utilizados em fundição sob pressão, nos experimentos realizados representou retardo no surgimento de trincas térmicas de 57% quando comparado ao componente do molde que recebeu o tratamento superficial de Nitretação a Plasma com pós oxidação.

Palavras-chave: Vida útil, Fundição Sob Pressão, PVD- Deposição física de Vapor, Nitretação a Plasma, Tratamento superficial Dúplex, Trincas térmicas.

ABSTRACT

TITLE: STUDY FOR LIFE INCREASE OF HIGH PRESSURE CASTING DIE IN ALUMINUM CASTING

This study increases the life of die-cast die reducing thermal cracks. The analysis methodology was divided into three phases, the first phase was used the Ishikawa method to know the generating causes of premature failures and its representativeness in the generation of thermal cracks. A second phase of analysis was through the construction of four new components with different surface treatments, this evaluation aimed to verify the best surface coating to delay the appearance of thermal cracks during a controlled batch of 20.0000 cycles, the surface treatments used were Plasma Nitriding, Duplex AlCrN, Duplex TiAlN and Duplex CrAlTiN. The third phase was carried out through the construction of a new component using the best surface treatment to delay the appearance of thermal cracks identified in the previous phase, an evaluation of the behavior in the production was through a controlled batch until the occurrence of the first visible crack. All components manufactured for the study were manufactured with the same material and received the same heat treatment. The results were that care with stress concentrators, heat treatment during project design and in the construction phase can together with Duplex AlCrN surface treatment favor the increase in the useful life of molds used in die casting, in the experiments performed, they represent a 57% delay in the appearance of thermal cracks when compared to the mold component that contains the plasma nitriding surface treatment.

Keywords: Die-cast; High pressure die casting; PVD- Physical Vapour Deposition; Plasma nitriding; Duplex surface treatment, Thermal Fatigue Cracking.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema injetora de câmara fria	17
Figura 2 - Ciclo de injeção câmara fria	18
Figura 3 – Temperatura medidas a três distâncias da face	20
Figura 4 - Tensões de tração e compressão face do molde	22
Figura 5 - Nº de trincas térmicas diferentes temperaturas e tempos de imersão	25
Figura 6 - Representação de trincas térmicas em uma amostra de aço H13	26
Figura 7 - Visão geral do processo de tratamento térmico	29
Figura 8 - Diagrama esquemático de transformação têmpera	30
Figura 9 - Curva de revenimento para o aço H13.....	31
Figura 10 - Engenharia de superfície Disponíveis	32
Figura 11 - Micro durezas revestimento Dúplex	36
Figura 12 - Metodologia utilizada avaliação	37
Figura 13 – Condição avaliada	39
Figura 14 - Marcas de Trinca térmicas aparente na superfície do produto fabricado	40
Figura 15 - Geometria dos componentes	40
Figura 16 - Resistência a tração em Temperaturas Elevadas	41
Figura 17 - Teste Charpy temperatura ambiente	42
Figura 18 - Roteiro de construção das ferramentas	43
Figura 19 - Diagrama Causa - Efeito Ishikawa	45
Figura 20 - Microestrutura aço DAC MAGIC, ataque químico Nital3%	47
Figura 21 - Falha geometria e concordância.....	49
Figura 22 - Geometria planejada em projeto.....	49
Figura 23 - Trinca térmica	51
Figura 24 - Início propagação da trinca	51
Figura 25 - Tratamento térmico.....	52
Figura 26 - Desplaque tratamento superficial	53
Figura 27 - Regiões termopares MAGMASOFT	56

Figura 28 - Curvas de temperatura processo injeção sob pressão	57
Figura 29 - Gradiente de temperatura Face e Núcleo	58
Figura 30 - Imagem térmica sem pré-aquecimento Molde.....	60
Figura 31 - Aderência Al superfície do molde	61
Figura 32 - Marcas geradas produto produzido, círculo identifica trincas térmicas e retângulo identifica adesão de Al.....	64
Figura 33 - Zona de difusão Nitretação HV0,05.....	65
Figura 34 - Perfil Microdureza Nitretação à Plasma HV0,05.....	66
Figura 35 - Avaliação camada branca Nitretado Plasma , 500X	66
Figura 36 - Nitretação a Plasma com pós oxidação	67
Figura 37 - Zona de difusão revestimento Dúplex AlCrN.....	68
Figura 38 - Região corte amostra AlCrN	68
Figura 39 - Espessura do revestimento AlCrN, 1000x	69
Figura 40 - Desplaque revestimento AlCrN, 500x	69
Figura 41 - Perfil Microdureza Dúplex AlCrN	70
Figura 42 – Revestimento BALENIT ALCRONA PRO Dúplex AlCrN.....	70
Figura 43 - Zona difusão revestimento Dúplex TiAlN	71
Figura 44 - Espessura revestimento TiAlN, 1000x	71
Figura 45 - Perfil Microdureza Dúplex TiAlN	72
Figura 46 – Revestimento BALENIT LUMENA DÚPLEX TiAlN	73
Figura 47 - Zona difusão revestimento Dúplex CrAlTiN	73
Figura 48 - Espessura revestimento CrAlTiN,1000X.....	74
Figura 49 - Perfil Microdureza (HV0,1) Dúplex CrAlTiN	74
Figura 50 – BALENIT FORMERA DÚPLEX CrAlTiN.....	75
Figura 51 - Dúplex AlCrN retardo surgimento trincas térmicas.....	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Curvas teóricas injeção câmara fria	19
Tabela 2 - Classificação dos Aços Ferramentas	26
Tabela 3 - Composição química dos Aços trabalho a quente	27
Tabela 4 - Temperatura de austenitização	29
Tabela 5 - Características aço DAC MAGIC	42
Tabela 6 – Composição Química DAC MAGIC (% peso).....	46
Tabela 7 - Análise Composição química- Análise (% peso).....	54
Tabela 8 - Redução custo por ciclo	77

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
DTA	Análise térmica diferencial
DTG	Termogravimetria Derivada
FSP	Fundição Sob pressão
IBGE	Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística
LdTM	Laboratório de Transformação Mecânica
PPGE3M	Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PVD	Deposição física de vapor
RCA	Root Cause Analysis
SMP	Solicitação Modificações de Processo ou Produto
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	13
1.1	INTRODUÇÃO	13
1.1.1	Objetivo Geral	15
1.1.2	Objetivos específicos	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	PROCESSO DE INJEÇÃO SOB PRESSÃO	16
2.2	INJEÇÕES CÂMARA FRIA	16
2.3	SOLICITAÇÕES DOS MOLDES DE FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO	19
2.3.1	Cargas Térmicas geradoras de fadigas térmicas	19
2.3.2	Cargas Mecânicas	21
2.3.3	Tensões Residuais	21
2.4	CONTROLADORES DE TEMPERATURA	23
2.4.1	Desmoldagem (lubrificantes)	23
2.4.2	Linhas de Refrigeração	24
2.5	FADIGA TÉRMICA	24
2.5.1	Fonte geradora de fadiga térmica	24
2.5.2	Efeito da temperatura na fadiga térmica	25
2.5.3	Trinca Térmica	25
2.6	AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE	26
2.7	TRATAMENTOS TÉRMICOS	28
2.7.1	Têmpera	28
2.7.2	Revenimento	30
2.8	ENGENHARIA DE SUPERFÍCIE	31
2.8.1	Nitreção	32
2.8.2	Deposição Física de Vapor (PVD)	34

2.8.3	Tratamento superficial “DÚPLEX”	36
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	37
3.1	INTRODUÇÃO.....	37
3.2	Material e Tratamento térmico	40
3.3	ISHIKAWA.....	44
3.4	ENSAIOS	46
3.4.1	Composição química aço DAC MAGIC	46
3.4.2	Análise metalográfica	46
3.4.3	Microdureza superfície	47
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	48
4.1	Parte I- Analise Ishikawa	48
4.1.1	Geometria e concordância	48
4.1.2	Rugosidade	50
4.1.3	Tratamento térmico	52
4.1.4	Processo Fundição	54
4.1.5	Discussões dos resultados I	61
4.2	PARTE II - Analise tratamentos superficiais aplicados após 20.000 ciclos de injeção	63
4.2.1	Marcas de trincas no Produto Produzido	63
4.2.2	Nitreção à Plasma	65
4.2.3	BALENIT ALCRONA PRO Dúplex AlCrN	67
4.2.4	BALENIT LUMENA DÚPLEX TiAlN	71
4.2.5	BALENIT FORMERA DÚPLEX CrAlTiN	73
4.2.6	Discussões dos resultados II	75
5	CONCLUSÕES	78
6	SUGESTOES TRABALHOS FUTURO	79
	REFERÊNCIAS	80

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 INTRODUÇÃO

Os moldes utilizados na fundição sob pressão apresentam frequentes interrupções de produção devido a quebras dos moldes durante sua utilização, estas interrupções de produção geram atrasos de entrega, também geram problemas relacionados a qualidade do produto e um elevado custo com manutenções corretivas.

O Alto índice de manutenção corretiva emergencial durante a produção gera custos não planejados, baixa performance nas áreas de produção e áreas de apoio. Em um mapeamento realizado dos custos envolvidos com manutenções Preditiva, Preventiva e Corretiva após vida útil produtiva de um molde identificou que o custo com manutenção corretiva representa 31,5% dos custos totais de manutenção, podendo chegar a 60% do valor de aquisição de um novo molde. Quando avaliado as causas geradoras das interrupções de produção que resultam em manutenções corretivas não planejadas foi constatado que aproximadamente 80,8% das ocorrências com manutenção corretiva emergencial são geradas por trincas térmicas, as quais frequentemente resultam em quebras dos moldes.

Portanto, este trabalho visa aumentar vida útil de moldes de fundição sob pressão de ligas de alumínio por redução de trincas térmicas, e assim obter melhores resultados nos indicadores de produção relacionados a entrega, qualidade do produto produzido e custos de manutenção.

A vida útil dos moldes utilizados na Fundição sob pressão, FSP, é diretamente impactada devido a ser um processo que gera grandes variações de temperatura em curtos intervalos de tempo. O processo FSP é definido por Fernandes (2013), em preenchimento rápido de moldes metálicas com altas velocidades de injeção, proporcionadas pelo deslocamento mecânico de um pistão que direciona o metal líquido para o interior do molde por meio de um sistema de canais previamente dimensionados. Também podemos complementar que após o tempo de solidificação do alumínio o molde é aberto e removido o produto fabricada, após esta remoção é aplicado o spray lubrificante (desmoldagem) à superfície do molde o qual tem a função de reduzir as interações químicas entre o molde e o metal fundido, criando uma película protetora entre metal fundido e o molde.

O processo de aquecer e resfriar a superfície do molde cria tensões de compressão e tração, onde a tensão de compressão é gerada no momento que o metal fundido entra em contato com a face do molde, ela ocorre devido a temperatura da face se elevar criando gradientes de temperatura entre a face e o núcleo do inserto mais frio. A tensão de tração ocorre nos primeiros segundos do ciclo de injeção e tem seu pico no momento da desmoldagem, a tensão de tração próxima à superfície do molde é gerada devido a contração da superfície mais fria ser restringida por material adjacente em temperatura mais alta. Estas oscilações de tensões de compressão e tração na superfície do molde dão início a trincas térmicas (BUTLER; SCHWAM, 2017).

Segundo Mitterer (2000), as principais causas de falhas nos moldes são: fadiga térmica, aderência de alumínio no molde, corrosão e erosão.

A fadiga térmica é uma das principais fontes geradoras de custos com manutenções corretivas em moldes, conforme Chudzicki, Horn e Tsai (1994), ela é gerada devido a ciclos térmicos com gradientes de temperatura que conseqüentemente criam tensões e deformações.

Aliada a fadiga também existem outros fatores que contribuem para a propagação de trincas e a redução de vida útil dos moldes. Podemos citar entre elas o acabamento superficial inadequado do molde, pois reduz a vida útil devido ser uma fonte de concentrador de tensões, agindo como nucleador de trincas. Moldes com baixa rugosidade superficial têm um grande impacto na redução das concentrações de tensões.

Assim como o acabamento superficial, o processo de tratamento térmico representa uma grande parcela de falhas durante produção quando não seguido as orientações do fabricante do aço. O tratamento de têmpera tem como objetivo o aumento da dureza, do limite de escoamento, da resistência à tração, à compressão e ao desgaste, estas melhoras na qualidade do material conseqüentemente resulta em diminuição da resistência ao choque, do alongamento, da estrição e da ductilidade do aço. O tratamento térmico adequado pode reduzir as trincas por fadiga térmica (VENDRAMIM; ENOKIBARA, 2011), e conseqüentemente obter ganhos com aumento da vida útil de moldes utilizados no processo de injeção sob pressão de ligas de alumínio.

Para uma análise abrangente em todos aspectos relacionados aos fatores que contribuem para a redução da vida útil dos moldes o método de análise utilizado foi dividido em três fases de avaliação, a primeira fase foi utilizada o método Ishikawa para conhecer as causas geradoras de falhas prematuras e sua representatividade na geração das trincas térmicas. A análise causa-efeito Ishikawa, definido por Holanda, Souza e Francisco (2013) como uma abordagem utilizada para analisar as operações e situações típicas do processo produtivo, e visa identificar causas que influenciam os desvios dos processos. A segunda fase, a análise foi por meio de construção de quatro novos componentes que sofreram o mesmo processo de construção e tratamentos térmicos, apenas divergindo entre os componentes os tratamentos superficiais e revestimento aplicados. Esta avaliação teve como objetivo verificar o melhor tratamento superficial e revestimento para o retardo de surgimento de trincas térmicas durante lote controlado de 20.0000 ciclos, os tratamentos superficiais e revestimentos utilizados foram de Nitretação a Plasma com pós oxidação, Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e Dúplex CrAlTiN.

A terceira fase de avaliação foi realizada por meio da construção de um novo componente com mesmo material e o mesmo tratamento térmico utilizado na avaliação da etapa anterior. Para mesurar o resultado o componente do molde foi avaliado até a ocorrência da primeira trinca térmica visível em produção, assim, sendo possível realizar uma comparação entre os resultados obtidos na segunda fase de avaliação.

Utilizando o método de avaliação dividido em três fases foi de fundamental importâncias para aumento de vida útil de moldes utilizados na fundição sob pressão devido a contribuir para compreensão dos modos de falhas geradores de trincas térmicas, assim como, definir o melhor tratamento de superfície adequado ao processo de injeção.

1.1.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é o aumento de vida útil por redução de trincas térmicas ocorridas em moldes utilizadas no processo de fundição sob pressão de alumínio. A vida útil dos moldes é mensurada pela quantidade de ciclos que esta ferramenta consegue suportar até o momento da sua inutilização/sucateamento,

atualmente é utilizado conforme sugerido por Butler e Schwam (2017) o critério de 200.000 ciclos (injeções).

1.1.2 Objetivos específicos

- Aplicar o método de Ishikawa para compreensão dos fatores que contribuem para a fadiga térmica;
- Propor, priorizar, testar e executar ações para contenção dos fatores que contribuem para a redução da vida útil do molde;
- Determinar a melhor condição/configuração de trabalho para o molde de fundição sob pressão câmara fria;
- Aumentar a vida útil do molde de injeção câmara fria em pelo menos 20%.
- Reduzir os custos com manutenções corretivas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 PROCESSO DE INJEÇÃO SOB PRESSÃO

O processo de injeção utiliza equipamentos que podem ser classificados em função do tipo de câmara de injeção utilizado. Há basicamente dois tipos de máquinas injetoras que se distinguem em máquinas de câmara quente e máquinas de câmara fria.

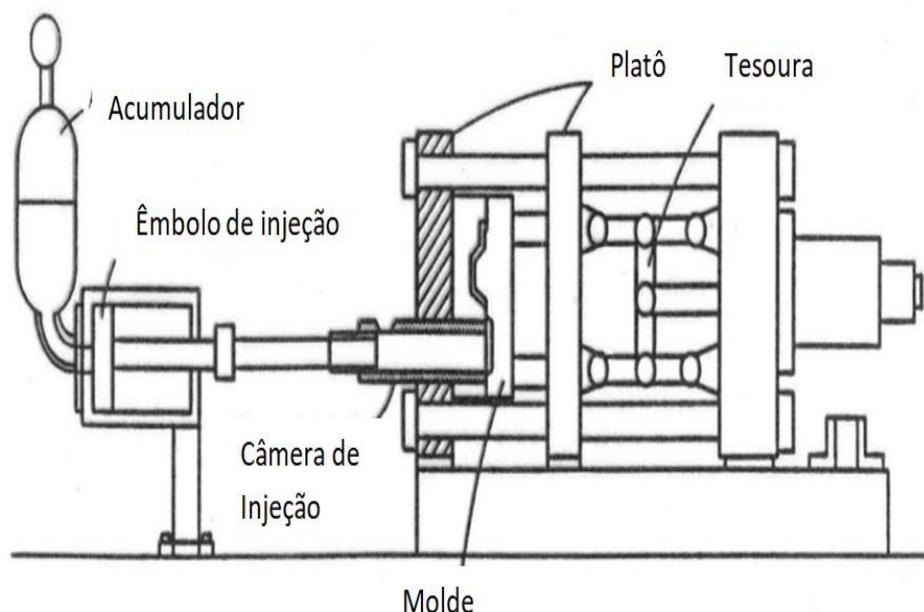
2.2 INJEÇÕES CÂMARA FRIA

Nas máquinas de câmara fria, conforme ilustrada na Figura 1, a câmara de injeção se encontra acoplada à máquina. O metal necessário para ser injetado deve ser transportado para a câmara de injeção. As máquinas de câmara fria podem ser classificadas de acordo com os princípios construtivos em máquina câmara fria Horizontal e câmara fria Vertical (BRANDENBERGER, 2015).

Máquinas de fundição sob pressão de câmara fria são tipicamente usadas para componentes fundidos, convencionalmente usando latão e ligas de alumínio

(VINARCIK, 2003). As máquinas utilizadas na fundição são compostas por unidade de fechamento e unidade de injeção.

Figura 1 - Esquema injetora de câmara fria



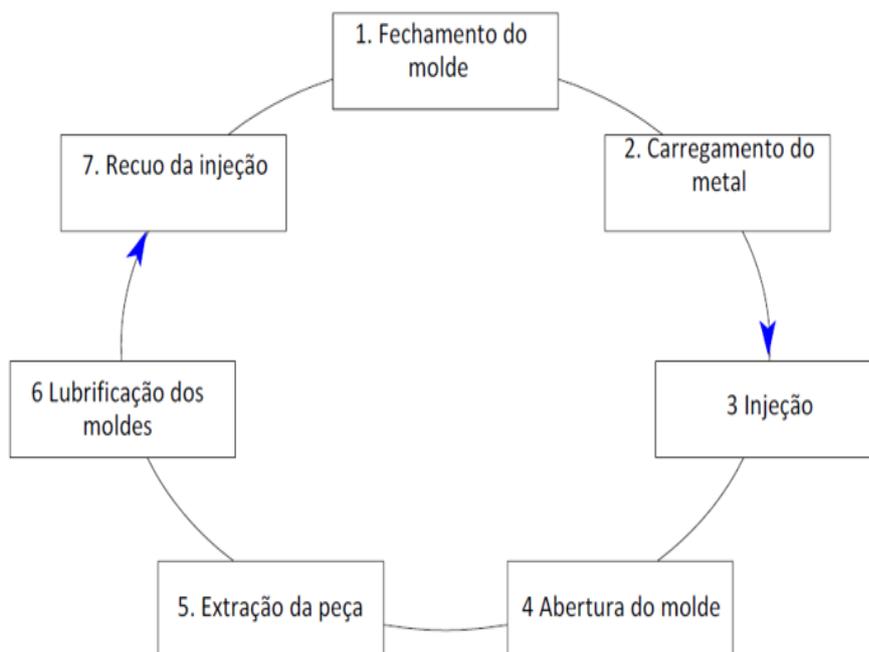
Fonte: Traduzido de ASM International (1998, p. 614).

A injeção consiste em movimentar o metal líquido para dentro do molde com temperaturas em torno de 680° a 710°C. Na primeira fase o metal é movimentado lentamente por um pistão para dentro do molde, a movimentação lenta tem a função de retirar o ar de dentro da câmara de injeção. Após ocorre um rápido preenchimento do molde denominado segunda fase, nesta etapa o metal fundido percorre canais de alimentação com velocidades no canal de ataque em torno de 20 a 80 m/s, dependendo do produto fabricado. A última etapa do processo de injeção é a compactação, etapa responsável por compactar o metal para diminuir o volume de micro porosidades decorrentes da contração de solidificação do metal.

Após conclusão do processo de injeção ocorre desmoldagem, etapa a qual tem a finalidade de criar uma película protetora entre o molde e a liga injetada (SRIVASTAVA; JOSHI; SHIVPURI, 2004).

O ciclo de produção da máquina de injeção câmara fria conforme descrito no Handbook IDRA (2014) é representado na Figura 2, o ciclo desenvolve-se em fechamento do molde, carregamento do metal, de injeção, abertura do molde, a extração da peça, a lubrificação do molde e o recuo da injeção.

Figura 2 - Ciclo de injeção câmara fria



Fonte: IDRA (2014, p. 2)

No fechamento do molde, o pistão do cilindro de fechamento move-se para frente movendo o platô conforme esquema figura 1, e assim o lado móvel e o lado fixo do molde fecham-se.

Após a máquina fechada, o metal líquido é dosado na camisa de injeção, podemos citar três principais formas de dosar o metal na câmara de injeção.

1. Movimentadores mecânicos: o metal líquido é depositado diretamente na bucha de injeção sem o auxílio de calhas, utiliza uma concha.
2. Os fornos dosadores: o metal é depositado utilizando o princípio de funcionamento de pressurização, o metal líquido é transportado do forno à bucha de injeção por meio de calha.
3. O movimentador dosador: consiste em um dosador a vácuo que coleta o alumínio líquido no forno e movimenta até a camisa de injeção.

Após a dosagem do metal fundido ocorre a movimentação do pistão do cilindro de injeção, movendo-se para frente para preencher a cavidade do molde com o metal líquido. A fase de preenchimento da cavidade é dividida em três fases, conforme descrito no Handbook IDRA (2014) em velocidade de primeira fase, velocidade de segunda fase e multiplicação, a tabela 1 apresenta as curvas teóricas ideais.

- a) VELOCIDADE DE PRIMEIRA FASE: é a fase lenta, o pistão se move em velocidade crítica para evitar a formação de ondas e, portanto, expelle o ar / gás antes que o metal líquido entre na cavidade.
- b) VELOCIDADE DE SEGUNDA FASE: é a fase rápida, o molde é preenchido muito rapidamente pelo metal fundido, empurrado pela pressão do acumulador, a cavidade deve ser preenchida rapidamente de modo a evitar solidificação prematura e obter o padrão correto de preenchimento.
- c) MULTIPLICAÇÃO: A parte de multiplicação serve para o preenchimento da cavidade com material adicional para compensar a porosidade de contração durante o processo de solidificação.

Tabela 1 - Curvas teóricas injeção câmara fria

Fases	Velocidade de Injeção	Pressão de Injeção
Primeira Fase	0,1 a 0,2 m/s	< 10 bar
Segunda Fase	3 a 6 m/s	50 a 150 bar
Multiplicação	~0 m/s	150 a 330 bar

Fonte: Autor (2020)

Após a solidificação ocorre a abertura do molde, nesta etapa a injeção está concluída. O pistão do cilindro de fechamento recua separando o lado móvel do lado fixo do molde. Abrem-se também os eventuais cilindros radiais do molde possibilitando a extração da peça.

A spray de lubrificação do molde (desmoldagem), segundo Fraser e Jahedi (1997) acontece após a remoção da peça e consiste na aplicação de spray lubrificante nas superfícies internas dos moldes. Os lubrificantes facilitam a ejeção do produto acabado reduzindo os efeitos de solda. Concluída a desmoldagem, o êmbolo do cilindro de injeção recua, o ciclo de produção está terminado e o platô encontra-se em posição de início de ciclo.

2.3 SOLICITAÇÕES DOS MOLDES DE FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO

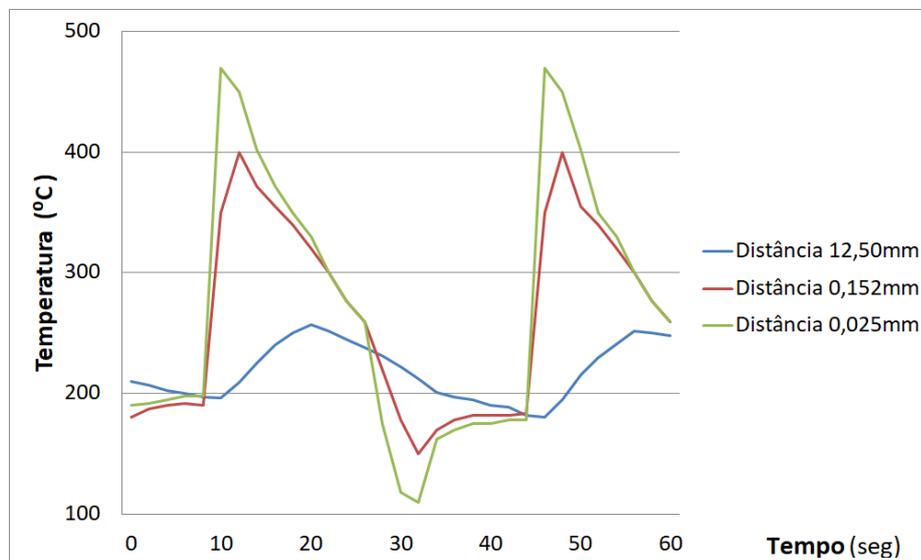
2.3.1 Cargas Térmicas geradoras de fadigas térmicas.

As variações térmicas aplicadas ao processo de FSP fazem com que os moldes operem em condições muito agressivas de processo, com temperaturas elevadas,

tensões termomecânicas e interações químicas entre o molde e o metal fundido. Este processo ao qual é submetido contribui para falhas no molde (SCHWAM, 2013).

No momento em que o metal fundido entra em contato com a face do molde a temperatura dela se eleva, criando gradientes de temperatura entre a face e o núcleo do inserto, as temperaturas entre a face e o núcleo foram medidas e publicadas por Dr Stephen Midson no seu livro “*Applications of surface engineering for die casting dies*” para a NADCA. As temperaturas foram medidas em três distâncias partindo da face do molde em direção ao núcleo do inserto, a primeira a 0,025mm, a segunda a 1,25mm e a terceira a 12,5mm (MIDSON, 2019). As temperaturas em suas respectivas profundidades foram medidas em dois ciclos de trabalho e estão apresentadas no Figura 3.

Figura 3 – Temperatura medidas a três distâncias da face



Fonte: Adaptado de Midson (2019)

Conforme explica Butler e Schwam (2017), o regime de trabalho de aquecer e resfriar o molde cria tensões de contração e tração na ferramenta. Estas tensões de tração e compressão induzidas termicamente resultam em fadiga térmica que produz fissuras na superfície do molde (MIDSON, 2019). Quando as tensões residuais excedem a resistência à quente do material do molde, ocorre a nucleação de trincas na superfície do molde causadas por imperfeições da superfície ou mesmo pelo contorno de grão do material (BUTLER; SCHWAM, 2017).

2.3.2 Cargas Mecânicas

Conforme descrito por Butler e Schwam (2017), os moldes devem suportar não apenas cargas térmicas, mas também cargas mecânicas. Estas cargas mecânicas são geradas através da força de fechamento e pressão na cavidade durante a injeção da liga. As pressões de injeção na cavidade são mais significantes para a fadiga devido às pressões de injeção ser superiores às pressões da força de bloqueio e também por serem exercidas nas mesmas superfícies que recebem a carga térmica máxima.

2.3.3 Tensões Residuais

Tensão Residual é definido por Lu (1996), como tensões existentes em um corpo sem que sobre ele estejam agindo quaisquer forças externas. As tensões residuais são elásticas, auto equilibrantes e estão presentes em todos os componentes mecânicos.

As tensões são geradas devido à ocorrência de deformação plástica não uniforme podendo ser causadas por efeitos térmicos ou mecânicos. De forma que quando cessado esforços externos e ainda assim permaneçam tensões em alguma região do componente, é porque o componente foi solicitado além do limite elástico do material (SOUSA, 2012).

Assim sendo, pode-se afirmar que se não ocorrem deformações plásticas, não serão geradas tensões residuais (CARMO, 2006).

Ainda Sousa (2012) comenta que as tensões residuais podem ser geradas por três meios diferentes:

- a) Carregamento mecânico: podem surgir por meio de ensaios mecânicos (tração, compressão, torção, etc.), jateamento por partículas sólidas, dentre outros;
- b) Transformação metalúrgica: Fundição forjamento, trefilação, extrusão, dentre outros;
- c) Efeitos térmicos, têmpera e soldagem são os mais comuns.

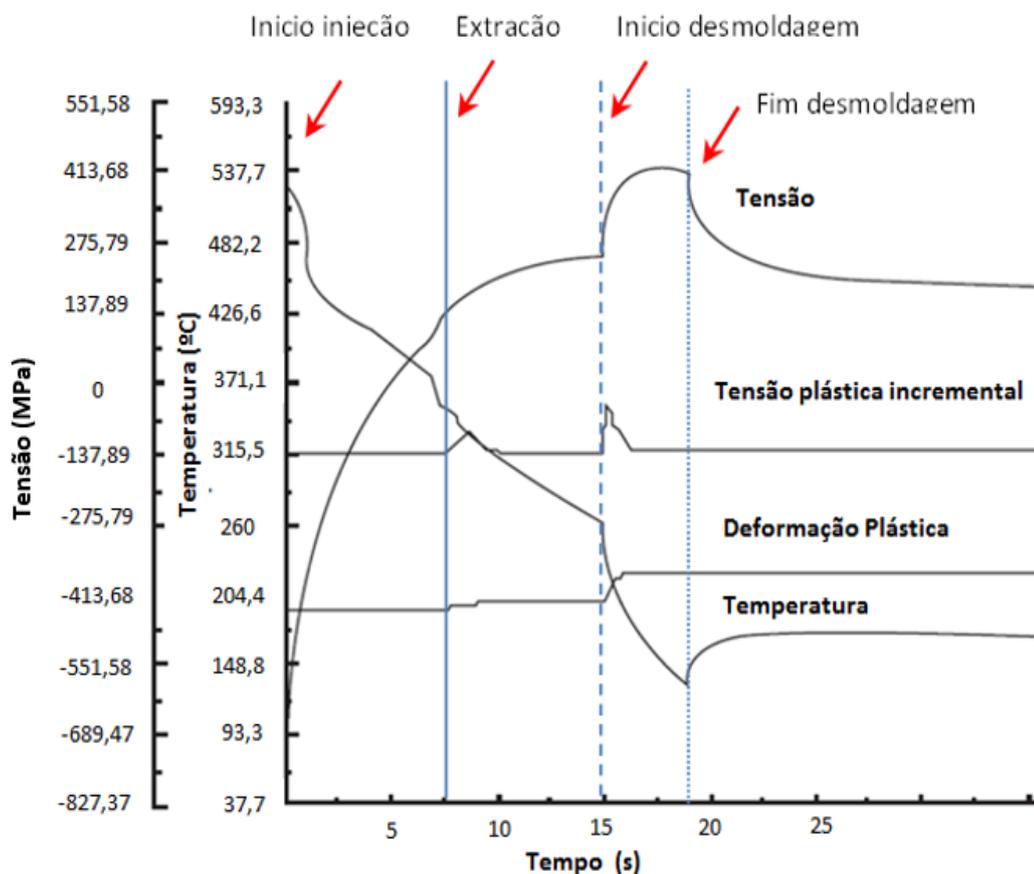
Entretanto Hillskog (2019) comenta que o acabamento do molde com baixa rugosidade superficial tem um grande impacto na redução das concentrações de tensão e conseqüente influencia na propagação de trincas. Portanto, superfícies com

acabamento de usinagem podem reduzir a vida útil do molde em trabalho devido a ser um concentrador de tensão.

Segundo Butler e Shwam (2017), outra forma de reduzir o nível de tensão residual e, desta forma, aumentar a vida útil do molde, seria por meio de tratamentos térmicos como a têmpera.

Estudo realizado em 2017 por pesquisadores do laboratório *Nacional de Oak Ridge* e *Ford Motor Company* utilizou difração de raios X para mensurar as tensões residuais na superfície de um molde de fundição com o intuito de compreender os efeitos das tensões que se desenvolve durante a operação cíclica. A Figura 4 apresenta curva de tensão e perfis de temperatura ocorridas na superfície do molde durante um ciclo de trabalho.

Figura 4 - Tensões de tração e compressão face do molde



Fonte: Adaptado de Butler e Schwam (2017)

O estudo mostrou conforme descrito pela NADCA em que a temperatura máxima e a tensão máxima são realmente alcançadas nos primeiros 0,1 segundos, e que as tensões induzidas termicamente mudaram de compressão para tração em

cerca de cinco segundos após início do ciclo. A pulverização iniciou após 14 segundos que causa um aumento muito maior na taxa de resfriamento e repentino aumento na tensão de tração. No final do ciclo a tensão de tração se equilibra em torno de 207 MPa.

2.4 CONTROLADORES DE TEMPERATURA

2.4.1 Desmoldagem (lubrificantes)

A desmoldagem consiste no processo de aplicação de desmoldante (Spray) no intuito de criar uma película protetora entre o molde e o metal fundido, assim evitando a aderência entre eles.

Como principais características citadas pela NADCA (2015) os lubrificantes devem apresentar baixa geração de gás, não interferência no acabamento, a boa limpeza, baixa geração de fumaça e odor, a facilidade de mistura e o manuseio e um aceitável perfil ecológico.

Estudo realizado por Sabau e Dinwiddie (2008) teve como objetivo caracterizar o desempenho do lubrificante, o estudo mostrou que a amostra de desmoldante começou a volatilizar-se (vaporizar) em cerca de 250 °C, e o lubrificante degradou-se em três fases principais de temperaturas em torno de 345, 390, e 485 °C. A segunda transição foi a mais rápida entre as três. Os dados mostraram que pelo menos 70% do lubrificante não foi decomposto (deteriorada) abaixo de 380 °C, indicando que deve haver lubrificante suficiente no molde antes que o metal fundido seja injetado no próximo ciclo. Com o estudo foi possível constatar que existe uma temperatura mínima e máxima de trabalho que deve ser estudada, conforme o lubrificante utilizado.

Outro estudo referente à desmoldante foi realizado por Graff e Kallien (1998) onde mostrou que parâmetros de pulverização como ângulo de pulverização, pressão do ar, a pressão do líquido e as composições de lubrificantes podem influenciar no balanço térmico do molde e devem ser controlados. No estudo foi constatado que a aplicação do lubrificante na superfície do molde faz com que os fluxos de calor aumentem com o aumento da temperatura do molde até certo ponto, depois diminua devido à formação do filme de vapor, onde cria uma barreira contínua sobre a superfície do molde, impedindo que o desmoldante entre em contato com a

ferramenta. A temperatura a qual o vapor impede o contato do spray é chamada de temperatura de Leidenfrost, ou seja, aproximadamente a 360°C.

Entre outras, as principais conclusões que podem ser tiradas com base neste trabalho são:

1. O aumento da pressão do fluido aumenta o fluxo de calor, principalmente em temperaturas mais altas do molde (acima de 250°C).
2. A pistola de aplicação do spray deve ser perpendicular à superfície do molde para obter o máximo de eficiência do lubrificante.
3. A diluição do lubrificante não afetou o fluxo de calor.
4. A química do lubrificante do molde afeta o resfriamento dos moldes, particularmente em temperaturas maiores que 220°C.

2.4.2 Linhas de Refrigeração

As linhas de resfriamento são geralmente furações realizadas nas ferramentas, onde o conjunto de furações é chamado de circuitos de refrigeração. O circuito deve garantir que o resfriamento esteja nas áreas corretas sem que outras áreas na cavidade sejam prejudicadas. Os furos da linha de resfriamento devem ser o mais suave possível e todos os pontos de tensão devem ser evitados. A localização da linha d'água é um fator de controle essencial do fluxo de calor (MIDSON, 2019).

A linha de refrigeração do molde tem como finalidade manter o equilíbrio entre a quantidade de calor do metal fundido e a quantidade de calor extraído pelo líquido refrigerante. O controle de temperatura do molde pode ser definido como manter o molde com temperatura adequada para atender maior volume de produção com qualidade das peças produzidas (ASM INTERNATIONAL, 1998).

2.5 FADIGA TÉRMICA

2.5.1 Fonte geradora de fadiga térmica

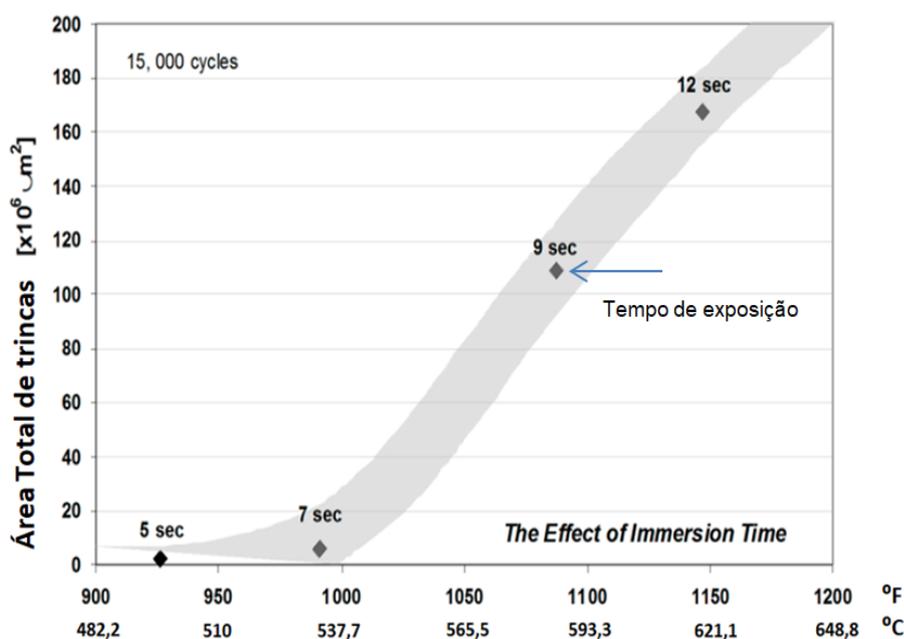
A falha por fadiga térmica pode ser gerada por constantes flutuações térmicas no ciclo de trabalho. Estas flutuações térmicas criam expansões e contrações no material e conseqüentemente gerando tensões térmicas (TOTTEN; HOWES, 1997).

2.5.2 Efeito da temperatura na fadiga térmica

Para a redução do dano causado por fadiga térmica é importante que seja conhecido as temperaturas de trabalho ao qual o molde é submetido.

Uma pesquisa realizada na Case Western Reserve University e publicada por Schwam (2008), mostra que na ausência de graves concentradores de tensão, o amolecimento do aço é o fator mais importante na nucleação de trincas. Além disso, a pesquisa ainda aborda que o dano por fadiga térmica é menos severo quando as condições térmicas promovem uma temperatura mais baixa na superfície do molde, da mesma forma temperatura elevada na superfície induzirá um amolecimento mais crítico. Os dados experimentais realizados indicam a existência de um limiar de temperatura abaixo do qual o dano por fadiga térmica é mínimo, conforme ilustrado na Figura 5.

Figura 5 - Nº de trincas térmicas diferentes temperaturas e tempos de imersão

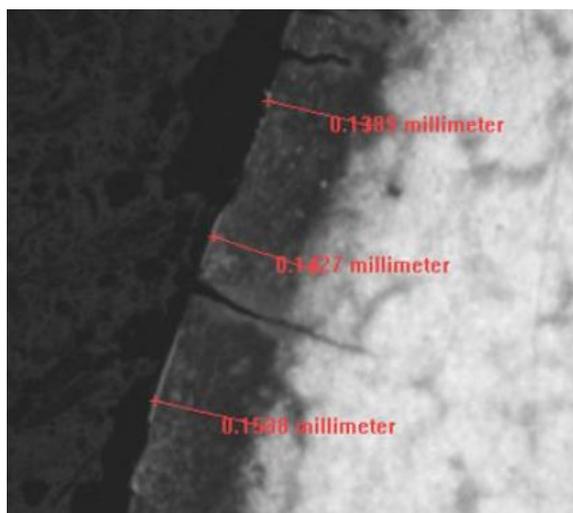


Fonte: Adaptado de Schwam (2008)

2.5.3 Trinca Térmica

Segundo Zhu, Wallace e Schwam (2006), a trinca (figura 6) por fadiga térmica é causada principalmente pelo estresse térmico flutuante devido à restrição de expansão ou contração no molde como resultado de mudanças de temperatura durante o enchimento e a pulverização de lubrificante.

Figura 6 - Representação de trincas térmicas em uma amostra de aço H13



Fonte: Torres (2005 apud SUZUKI, p. 19)

2.6 AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE

A norma ABNT classifica os aços de alta-liga em duas classes distintas:

- a) Aços resistentes à corrosão e a altas temperaturas;
- b) Aços ferramentas.

Os aços ferramentas são classificados por uma letra que retrata de alguma forma o material, seguida de um ou dois números. Destacam-se as categorias de aços de acordo com as respectivas letras, conforme a Tabela 2

Tabela 2 - Classificação dos Aços Ferramentas

Símbolo	Descrição
W	Aços temperáveis em água
O	Aços temperáveis em óleo
A	Aços temperáveis ao ar
S	Aços resistentes ao impacto
T	Aço rápido ao W
M	Aço rápido ao Mo
H	Aço indeformável para trabalho a quente
D	Aço indeformável para trabalho a frio
L	Aço para uso especial em baixa liga
F	Aço para uso especial contendo C e W

Fonte: Adaptado de Kwietniewski et al. (2014)

Conforme Kwietniewski *et al.* (2014), os aços do GRUPO H são utilizados para a construção de moldes de injeção pela resistência à redução de dureza durante longas e repetidas exposições a alta temperatura. A Tabela 3 apresenta a composição química para alguns aços ferramenta trabalho a quente utilizados na confecção de moldes, nesta tabela é feita uma comparação entre Normatização e dois fabricantes de aços para trabalho a quente.

Tabela 3 - Composição química dos Aços trabalho a quente

Composição Química Aços Trabalho a Quente (% peso)								
Fabricante/Norma	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
Dim 12367	0,35-0,40	0,30-0,50	0,30-0,50	0,03 max	0,03 max	4,80-5,20	2,70-3,20	0,40-0,60
UDDEHOLM Dievar	0,35	0,20	0,50			5,00	2,30	0,60
HITACHI Dac Magic (não fornecida Hitachi)	0,453	0,54	0,68	0,015	0,0005	5,49	2,73	0,70
SAE H13- ASTM A681	0,32-0,45	0,80-1,25	0,20-0,60	0,03 max	0,03 max	4,75-5,50	1,10-1,75	0,80-1,20

Fonte: Adaptado de Villares Metals (2006)

Segundo Ferreira (2001), uma propriedade importante a se considerar para o aço é a “tenacidade à fratura” que mede a resistência a propagação de uma trinca aguda. Desta forma, o aço utilizado na produção do molde FSP deve apresentar propriedades mecânicas com boa ductilidade e tenacidade.

Ductilidade pode ser definida como a capacidade de o aço acumular deformação plástica antes da fratura (CORNACCHIA *et al.*, 2008). Já, a tenacidade é definida por Essadiqi (2006), como a capacidade de o aço absorver energia na região plástica, ou seja, mede a energia necessária para romper o material.

Um elevado nível de ductilidade ajudará a prolongar a vida útil das ferramentas, porque dissuadirá a nucleação e a propagação de trincas por fadiga térmica (NORSTROM *et al.*, 1989). A falta de tenacidade pode resultar no aparecimento de falhas como trincas grosseiras em locais de concentração de tensão, trincas frágeis ou trincas por fadiga térmica (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1980).

Além de alta ductilidade e alta tenacidade, o aço também deve ter outras características, descritas por Hillskog (2019), conselheiras técnico da UDDEHOLM sendo:

- a) Alta resistência à têmpera

- b) Elevada resistência ao escoamento elevado de temperaturas
- c) Alta resistência à fluência;
- d) Alta condutividade térmica;
- e) Alta temperabilidade;
- f) Baixa expansão térmica.

O aço não será adequado para um bom desempenho em um molde utilizada em FSP caso não apresente as características mencionadas.

A taxa e a quantidade de transferência de calor dependem, entre outras coisas, da diferença de temperatura entre o metal fundido e a superfície do molde, e o coeficiente de transferência de calor que rege os limites do metal fundido e do material do molde (BUTLER; SCHWAM, 2017).

O aço utilizado para construção de moldes deve resistir ao ritmo de trabalho imposto pelo processo FSP e suportar as grandes oscilações de temperatura e conseqüentemente as variações de tensões ocorridas na superfície da matriz.

2.7 TRATAMENTOS TÉRMICOS

2.7.1 Têmpera

Tratamento térmico, segundo Vale (2011) é o processo de aquecimento e resfriamento, em condições controladas de ligas metálicas, ferrosas e não ferrosas, onde se objetiva modificar as suas propriedades.

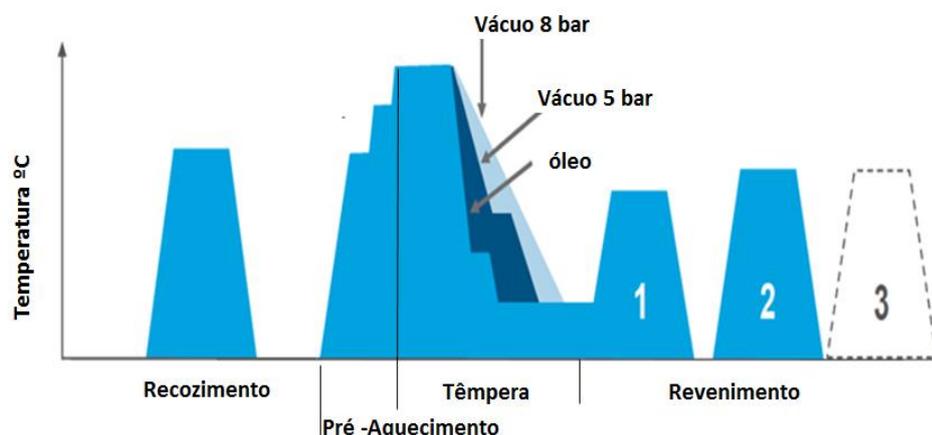
Para aços ferramentas, o principal objetivo é fazer uma alteração microestrutural que tem como resultado, o aumento de resistência mecânica.

Todo tratamento térmico abrange três etapas listadas por Brunatto (2016):

- a) Aquecimento;
- b) Permanência na temperatura especificada;
- c) Resfriamento.

Ainda segundo Brunatto (2016), a etapa de resfriamento é importante e merece atenção, pois uma vez austenitizado de forma adequada o aço, a transformação da austenita poderá ocorrer para diferentes constituintes, o que é uma função do tipo (se contínuo ou isotérmico) e da forma (rápida, intermediária ou lenta) em que o resfriamento ocorrer. A visão geral do processo tratamento térmico segundo Hillskog (2019) está ilustrada na Figura 7.

Figura 7 - Visão geral do processo de tratamento térmico



Fonte: Adaptado de Hillskog (2019)

Os aços ferramentas têm temperaturas de tratamento de têmpera pré-definidos pelo fabricante e não devem ser alteradas. Para um melhor aproveitamento das propriedades deve seguir as orientações definidas pelo fabricante. A tabela 4 ilustra, de modo geral, as temperaturas utilizadas para a têmpera dos principais aços ferramenta.

Tabela 4 - Temperatura de austenitização

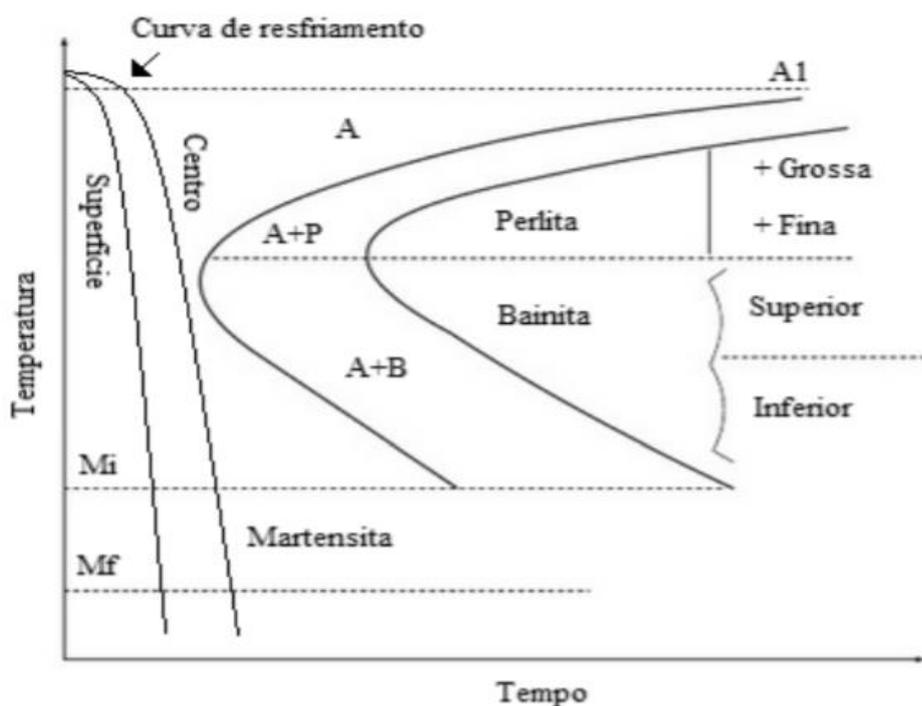
AÇO	TEMPERATURA (°C)	GRUPO
AISI M2	1200	Aço rápido
AISI D2	1050	Aço Trabalho a Frio
AISI D6	970	Idem
AISI O1	800	Idem
AISI H13	1030	Aço trabalho a quente
AISI H12	1030	Idem
AISI 420	1030	Aço Inoxidável

Fonte: Sartori (2004, p. 5)

Conforme define Brunatto (2016), têmpera é o tratamento que consiste no aquecimento da liga até a temperatura de 50°C acima da zona crítica linhas A3 e A1 do diagrama Fe-C, respectivamente para os aços hipoeutetóides com composição à esquerda do ponto eutetóide (que contenha entre 0,02 e 0,76% de C) e para os aços hipereutetóides (Ligas apresentando teores de carbono variando entre 0,76% e 2,14% C, em peso), seguido de um resfriamento rápido e contínuo, o qual pode ser feito em água, óleo, ou mesmo ao ar, dependendo da temperabilidade do aço.

O tratamento de têmpera, tem por finalidade o aumento da dureza, do limite de escoamento, da resistência à tração, à compressão e ao desgaste, à custa da diminuição da resistência ao choque, do alongamento, da estrição e da ductilidade do aço. Segundo Colpaert (2008) tem como objetivo de obter martensita na estrutura do aço. Para isso deve ocorrer resfriamento rápido da peça, assim evitando a formação de Ferrita, Perlita, Bainita, conforme ilustrado na Figura 8.

Figura 8 - Diagrama esquemático de transformação têmpera



Fonte: Adaptado de Silva e Mei, (2006 apud ROSA, 2015)

Entretanto, o resfriamento brusco do aço pode causar distorções ou mesmo trincas de têmpera. A velocidade de resfriamento alto estabelece diferenças de temperaturas entre o núcleo e a superfície que esteve em contato direto com o meio refrigerante. Estas diferentes velocidades de resfriamento, podem apresentar microestruturas e propriedades mecânicas diferentes.

2.7.2 Revenimento

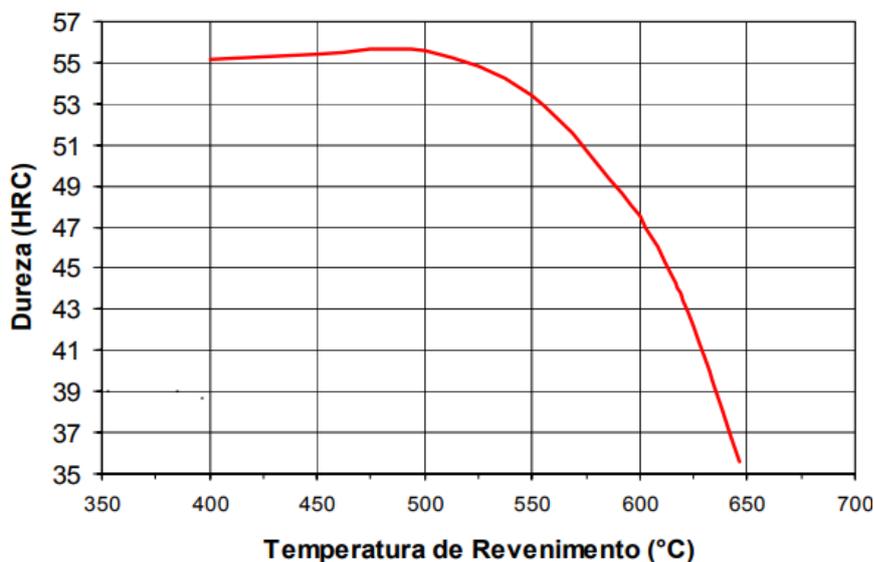
Vale (2011) define revenimento como o tratamento térmico que tem como objetivo aliviar ou remover tensões adquiridas durante o processo de têmpera e corrigir a dureza e a fragilidade da peça, aumentando resistência, desgaste e

tenacidade, minimizando os efeitos térmicos e mecânicos provocados pelo cisalhamento da estrutura austenitizada.

Visando remover as tensões residuais resultantes do processo de têmpera, bem como garantir a dureza solicitada, a Villares Metals (2006) sugere que as ferramentas construídas com aço H13 devem ser revenidas imediatamente após a têmpera, tão logo atinjam 60 °C. Fazer, no mínimo dois revenimentos e entre cada revenimento, as peças devem resfriar lentamente até a temperatura ambiente.

As temperaturas de revenimento devem estar entre 550 e 650 °C, de acordo com a dureza desejada conforme ilustra a Figura 9.

Figura 9 - Curva de revenimento para o aço H13



Fonte: Villares Metals (2006, p. 2)

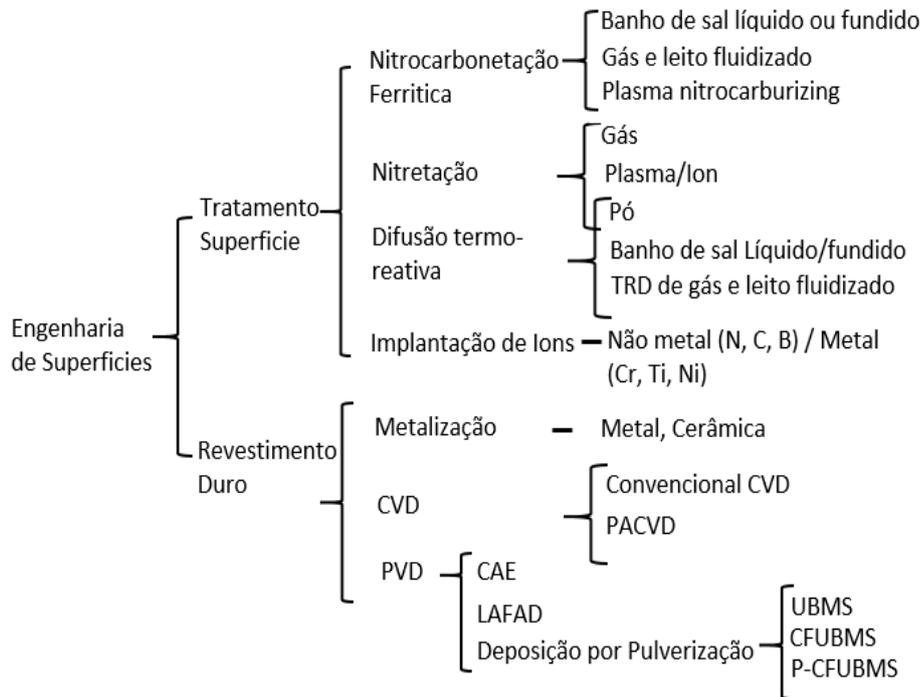
A Villares Metals (2006) ainda sugere que o tempo de cada revenimento deve ser de no mínimo duas horas. Para peças maiores que 70 mm, deve-se calcular o tempo em função de sua dimensão. Considerar uma hora para cada polegada de espessura.

2.8 ENGENHARIA DE SUPERFÍCIE

No intuito de reduzir o impacto do processo de desgaste e falha, a tecnologia de tratamento de superfície e revestimento também é utilizada para reduzir a incidência de falhas prematuras e assim aumentar a vida útil dos moldes. Atualmente,

existe uma grande variedade disponível de tratamentos e revestimentos, conforme apresentado na Figura 10.

Figura 10 - Engenharia de superfície Disponíveis



Fonte: Adaptado de Midson (2019)

2.8.1 Nitretação

A nitretação é um tratamento termoquímico de endurecimento superficial que introduz nitrogênio na superfície de um aço (KWIETNIEWSKI *et al.*, 2014). O nitrogênio combina com elementos da camada superficial, produzindo compostos de nitreto duro. É geralmente realizada a temperaturas entre 500°C a 565°C, permitindo que a superfície do molde seja nitretada (endurecida) sem superaquecimento e comprometendo a dureza geral da ferramenta (MIDSON, 2019).

A Villares Metals (2006) orienta que a temperatura de nitretação seja no mínimo 50 °C inferior à temperatura do último revenimento.

Ainda, segundo Kwietniewski *et al.* (2014), a nitretação garante excelente controle dimensional e mínima distorção devido ao nitrogênio ser adicionado à não sendo necessário o aquecimento até o campo austenítico. Vários são os processos empregados para a nitretação dos aços. A distinção entre os diferentes processos se dá pelo estado físico da fonte de nitrogênio.

2.8.1.1 Nitretação gasosa

Chiaverini (1987) definiu o mecanismo de nitretação gasosa como a resultante da decomposição da amônia dissociando o nitrogênio da molécula NH_3 levando-a para a superfície do aço. O processo é realizado em uma faixa de temperatura de 500 a 590 °C de modo que ocorra a dissolução da amônia quando entra em contato com a superfície quente do material produzindo nitrogênio na forma atômica. A profundidade da camada nitretada depende da velocidade de dissociação da amônia que por sua vez depende do fluxo da amônia, da temperatura do forno e do tempo.

A razão fundamental do aumento da resistência à fadiga dos aços nitretados deve-se ao fato de que o processo introduz tensões residuais de compressão na superfície do aço, além da camada nitretada possuir elevada resistência mecânica (CHIAVERINI, 1987).

Ainda de acordo com Chiaverini (1987), a nitretação a gás pode ser realizada em estágio simples ou estágio duplo. No estágio simples, a faixa de temperatura é de 495°C a 525 °C e a proporção de dissociação de amônia varia de 15 a 30%. Esse processo produz uma camada superficial frágil e rica em nitrogênio, conhecido como camada nitretada branca. Neste processo, a temperatura pode ser a mesma do primeiro estágio ou pode ser elevada até 565°C e a proporção de dissociação da amônia é aumentada para 65 a 85%, preferencialmente de 80 a 85% reduzindo a espessura da camada nitretada branca.

2.8.1.2 Nitretação à Plasma

O tratamento superficial de endurecimento superficial de nitretação consiste em uma reação termoquímica para formar o plasma, é utilizada energia elétrica de alta voltagem no vácuo, no qual íons de nitrogênio são acelerados em direção à peça a ser tratada (substrato). Este bombardeamento iônico aquece a peça, limpa a superfície e fornece nitrogênio ativo (KWIETNIEWSKI *et al.*, 2014).

O gás no estado iônico é composto de uma mistura de nitrogênio e hidrogênio em diferentes proporções, com a ionização do gás contendo nitrogênio o processo de nitretação é favorecido ao bombardeamento da amostra pelos íons de nitrogênio.

A nitretação a plasma, ou iônica, forma uma camada nitretada na superfície do substrato, esta camada é composta por uma zona de difusão com ou sem uma camada de compostos, a zona de difusão na camada nitretada é mais dura que o núcleo do substrato, e sua espessura depende da composição gasosa, temperatura, tempo, pressão e composição do material (LIGHTFOOT, B. J., JACK, D.H). A camada de difusão na camada nitretada pode ser descrita como uma microestrutura original do núcleo com nitrogênio em solução sólida e precipitação de nitretos.

A nitretação a plasma oferece um grande controle sob o crescimento e a microestrutura da camada nitretada quando comparado a nitretação gasosa, possibilitando que a superfície tenha ótima superfície nitretada de acordo com o tipo de aço e da aplicação do ferramental (VILARES METALS, 2006).

Silva (2008) também comenta a importância do controle de parâmetros de processo, pois um controle adequado é possível gerar superfícies com ou sem camada de compostos, ou seja, formadas apenas pela zona de difusão, e adicionalmente controlar a profundidade de endurecimento. Essa zona de difusão determina o perfil de dureza superficial e a resistência à fadiga, enquanto a camada de compostos determina o comportamento em desgaste e a resistência à corrosão.

2.8.2 Deposição Física de Vapor (PVD)

Deposição Física de Vapor (PVD – sigla derivada do inglês: Physical Vapor Deposition) é o nome dado a processos de deposição atômica nos quais um material é vaporizado de uma fonte sólida ou líquida na forma de átomos ou moléculas é transportado na forma de vapor por meio do vácuo, ou ambiente contendo um gás não reativo a baixa pressão, para um substrato onde se condensa (MATTOX, D. M.).

O processo de tratamento superficial PVD é muito utilizado na indústria devido apresentar muitas vantagens em relação a outros processos de fabricação, um dos principais fatores é porque o processo é altamente controlável, com temperaturas de trabalhos que variam entre 150° e 500°C, e permite que filmes muito finos sejam depositados (SMITH, DONALD L.). O processo de PVD envolvem quatro etapas; Evaporação, transporte, reação e deposição (KWIETNIEWSKI *et al.*, 2014), e podem ser classificados em várias categorias em função do meio de obtenção de vapor assim como por existência ou não de reações químicas.

A classificação das diferentes técnicas de evaporação é realizada de acordo com o método de aquecimento para geração de vapor. Os métodos de aquecimento mais comuns estão o método resistivo (efeito Joule), indutivo, por feixe energético (como o feixe de elétrons), a arco e a laser (RICKERBY, D. S., MATTHEWS, A.)

O material de revestimento sólido de alta pureza pode ser evaporado pelo calor ou então bombardeado com íons.

A deposição por pulverização catódica, Sputtering, é um método físico de deposição de vapor de deposição de filme fino. A deposição por pulverização catódica é denominada como vaporização não térmica, pois a fonte é criada pelo impacto iônico no alvo, é um processo no qual os átomos ou moléculas provindas de uma fonte de vaporização térmica atingem um substrato sem colisões com moléculas de gases residuais na câmara de deposição. Para a realização é necessário o uso de uma câmara acoplada a bombas de vácuo, um gás inerte, uma fonte de tensão, um material como cátodo e um substrato como ânodo. Uma diferença de potencial é gerada por uma fonte de tensão o qual cria um campo elétrico não uniforme entre o cátodo e o ânodo. Na presença de um gás inerte, colisões elétron-gás causam a ionização das moléculas do gás neutro criando um plasma (GREENE, J.E., 2017)

O bombardeamento da superfície do alvo por íons gera uma variedade de colisões elásticas e inelásticas levando a ejeção de partículas e a emissão de radiação. A pressão na câmara de vácuo durante um processo de deposição por sputtering é um fator extremamente importante, necessita ser baixa para que o material seja ejetado do alvo e chegue ao substrato (LEITE,2011).

Existe atualmente uma grande gama de revestimento, entretanto Moore e Korenyi-Both (2015) citaram exemplos de alguns revestimentos que podem ser produzidos utilizando o processo PVD, os mais comuns são TiN, ZrN, CrN, TiAlN, e também é possível as combinações, tais como TiCN e TiAlCN. Dentre os revestimentos ainda existe a possibilidade conforme Midson (2019), da utilização de revestimentos em moldes de fundição sob pressão com revestimentos de camada única ou multicamadas.

São várias as vantagens de utilização de revestimentos superficiais utilizando o processo PVD, podemos citar entre elas a elevada dureza como sendo uma das principais características podendo alcançar durezas entre 2800 a 3400HV. Outra grande vantagem são as temperaturas de utilizações em trabalho que compreende

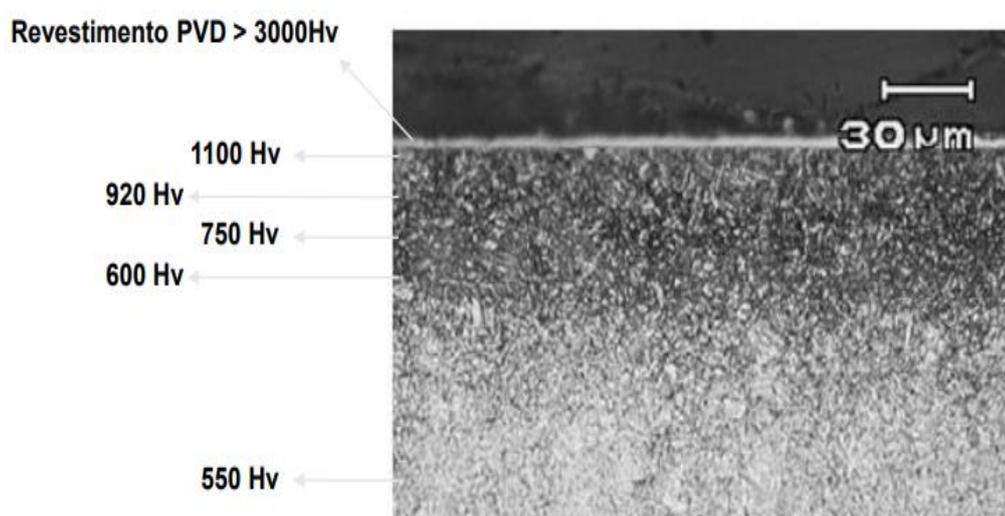
temperaturas entre 400 a >1100°C com ótima propriedade antiaderente (SILVA, A., 2018).

2.8.3 Tratamento superficial “DÚPLEX”

O tratamento dúplex conforme Lee (2005), consiste na nitretação sob plasma seguida de revestimento por PVD.

O revestimento combinado de nitretação e revestimento PVD resulta em vantagens ao processo de fundição sob pressão devido a soma da contribuição individual de cada processo. Onde a Nitretação segundo Silva (2010) tem a função de minimizar os efeitos da fadiga devido a gerar tensões residuais compressivas na superfície do molde e a camada de difusão da nitretação contribui com seu gradiente de dureza (Figura 11) que funciona como um “amortecedor” no momento que aplicado carga à superfície, serve como um suporte mecânico, assim evitando falhas do revestimento conforme mencionada por Callegari (2005) e Silva, A. (2018). Ambos comentam que cargas aplicadas em um filme duro e um substrato macio, o substrato cede e o filme trinca. O processo de revestimento superficial de PVD contribui por reduzir a degradação por desgastes ocasionados por abrasão e adesão (SILVA, 2010).

Figura 11 - Micro durezas revestimento Dúplex



Fonte: Silva (2010, p. 34)

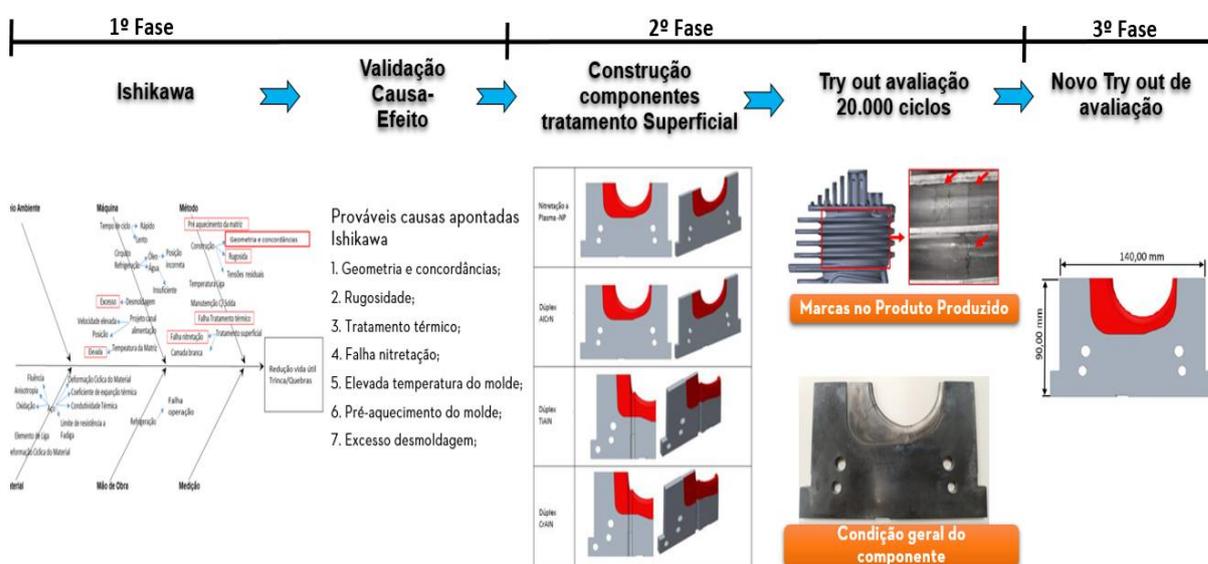
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 INTRODUÇÃO

O método de análise utilizado para o aumento de vida útil dos moldes de fundição sob pressão de ligas de alumínio foi realizado em três fases de avaliação.

A primeira fase foi utilizada para compreensão dos fatores que contribuem para geração de trincas térmicas, o método utilizado nesta etapa foi análise Causa-Efeito Ishikawa. Na segunda fase, foi confeccionado quatro componentes utilizando as melhores práticas de construção apontadas na fase da avaliação anterior e também foi utilizado diferentes tratamentos superficiais para cada componente avaliado, estes componentes foram acompanhados em um lote controlado de 20.000 ciclos, onde o objetivo foi definir o melhor tratamento superficial para retardo do surgimento de trincas térmicas. Na terceira fase, já se conhecia as melhores práticas de construção e o melhor tratamento superficial definido nas fases anteriores, com estas informações foi construído um novo componente utilizando o mesmo material, tratamento térmico e o melhor tratamento superficial para retardo da trinca térmica, este novo tryout teve como finalidade mensurar o retardo do aparecimento de trincas térmicas em um lote de produção de 40.000 ciclos de injeção. Na Figura 12 é apresentado o esquema utilizado para avaliação e mensuração dos resultados.

Figura 12- Metodologia utilizada avaliação



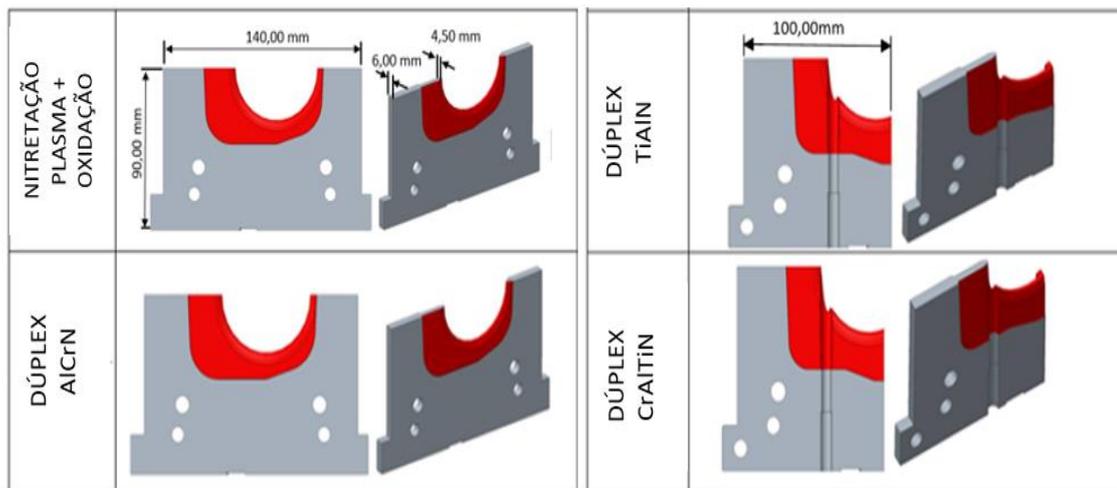
Fonte: Autor (2021)

Para análise causa-efeito Ishikawa foi criado um grupo de trabalho onde teve como objetivo listar os principais modos de falhas para geração do defeito, esta seleção foi gerada com base em conhecimentos prévios de cada membro do grupo de trabalho, e por este motivo se faz necessário à validação das hipóteses listadas. Para validação das prováveis causas listadas no Ishikawa durante primeira fase de análise foram utilizadas peças que compõe molde e não atingiram a vida útil planejada durante sua produção. Estas peças fazem parte constituinte do molde, ou seja, é um elemento que em conjunto com outras partes fazem a composição do molde de injeção, e por este motivo é denominada de componentes do molde neste trabalho. A finalidade de não utilizar o termo peça no trabalho foi devido dar a ideia de uma existência autônoma, ou seja, teria existência individual.

Realizada a análise Ishikawa foi possível conhecer cada modo de falha e sua representatividade na redução da vida útil do molde utilizado em fundição sob pressão, a análise serviu como aprendizado, servindo como o guia durante a construção de novos moldes.

A segunda fase de avaliação teve como objetivo mensurar os resultados obtidos com a identificação dos modos de falhas apontados na análise Ishikawa e o tratamentos superficial e revestimento em moldes de injeção sob pressão. Para esta avaliação foi construído quatro novos componentes de um molde que produz cilindros a combustão interna em liga de AISi9Cu3. O material utilizado para fabricação dos componentes do molde foi o aço DAC MAGIC fornecido peça Hitachi, durante fabricação dos quatro componentes foi garantido que o material de fabricação tivesse origem do mesmo bloco de matéria prima, como também foi garantido que o processo de fabricação e tratamento térmico fossem os mesmos entre eles, apenas divergindo o tratamento superficial aplicado, os tratamentos superficiais que foram utilizados para mensurar os resultados com aumento de vida útil foram o tratamento superficial de Nitretação a plasma com pós oxidação e tratamento superficial Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e Dúplex CrAlTiN. Ver geometria e tratamentos superficiais utilizados na Figura 13.

Figura 13 – Condição avaliada



Fonte: Autor (2021)

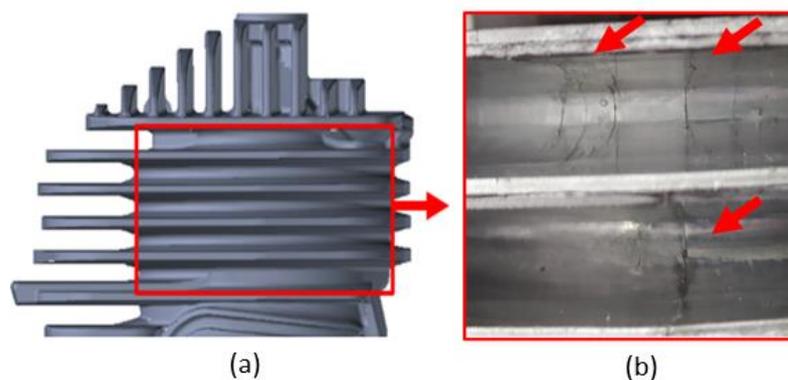
O primeiro componente do molde recebeu Nitretação à plasma com pós oxidação, os outros receberam tratamento superficial Dúplex, ou seja, nitretação a plasma seguida de revestimento PVD. Os tratamentos superficiais Dúplex utilizados foram Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e o Dúplex CrAlTiN aplicadas a um substrato com dureza na faixa de 45 a 47 HRC.

Para mensurar os resultados obtidos foi avaliada a quantidade de trincas visíveis geradas nos componentes dos moldes e também a quantidade de marcas de trincas visíveis no produto fabricado. Observar as marcas ocorridas no produto fabricado tem como objetivo mensurar a evolução das trincas térmicas durante o lote, a grande vantagem é a facilidade de análise sem a interrupção da produção.

As trincas térmicas geradas nos componentes do molde estudado foram avaliadas no final do lote controlado, a quantidade planejada para mensurar os resultados com ganho de vida útil foi após 20.000 ciclos de injeção. Após conclusão do lote controlado foi possível identificar o melhor tratamento superficial para retardo do surgimento da trinca térmica, com a identificação do melhor tratamento superficial foi possível dar início a terceira fase de avaliação, onde foi construído um novo componente seguindo os mesmos critérios definidos e utilizados nos componentes avaliados na fase anterior, nesta fase foi realizado um novo lote de produção com objetivo de mensurar o ganho com vida útil para retardo no surgimento de trincas térmicas.

No final do lote controlado, o molde foi desmontado para avaliar o surgimento de trincas térmicas e assim como a condição dos tratamentos superficiais. Atualmente as trincas térmicas aparecem no molde nos primeiros 500 ciclos e no decorrer da produção vão aumentando de tamanho e profundidade. Na Figura 14(a) é apresentado a região do produto onde ocorrem as trincas térmicas e na Figura 14(b) é apresentado as marcas geradas na peça produzida devido as trincas térmicas ocorridas no molde.

Figura 14 - Marcas de Trinca térmicas aparente na superfície do produto fabricado

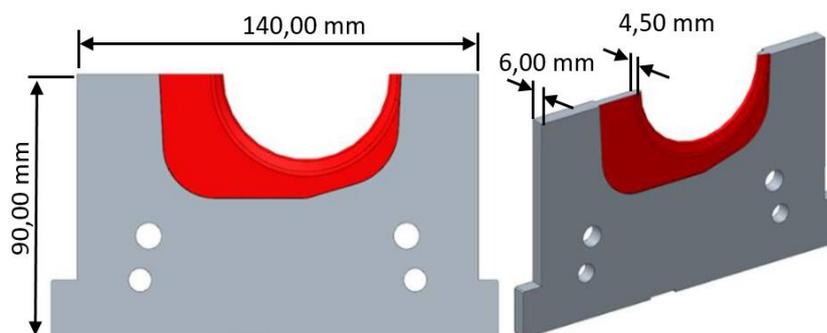


Fonte: Autor (2021)

3.2 Material e Tratamento térmico

Para avaliação do ganho com vida útil ocorridas em moldes utilizadas no processo de injeção sob pressão de ligas de alumínio foi utilizado parte do molde responsável por dar forma a parte externa do cilindro de combustão dois tempos. A geometria escolhida para mensurar os resultados obtido é apresentada na Figura 15.

Figura 15 - Geometria dos componentes

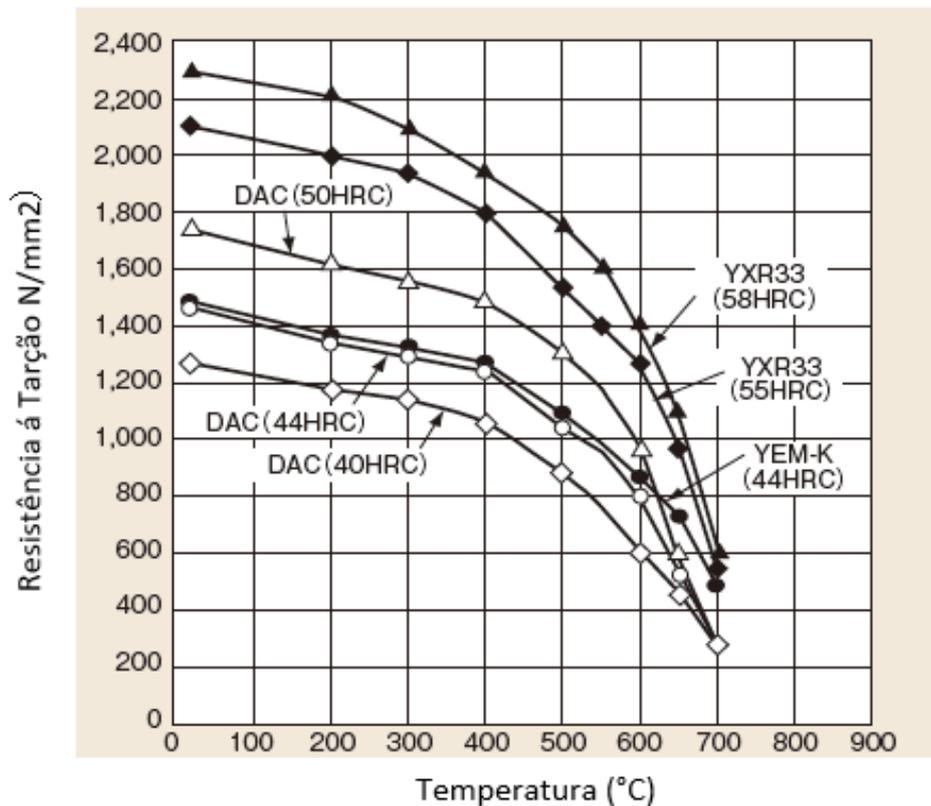


Fonte: Autor (2021)

O material selecionado para a fabricação dos componentes do molde foi o aço DAC Magic fornecido pela Hitachi Metals, Ltd, o material tem como característica um alto desempenho no processo de fundição sob pressão devido a sua resistência e tenacidade em temperaturas elevadas.

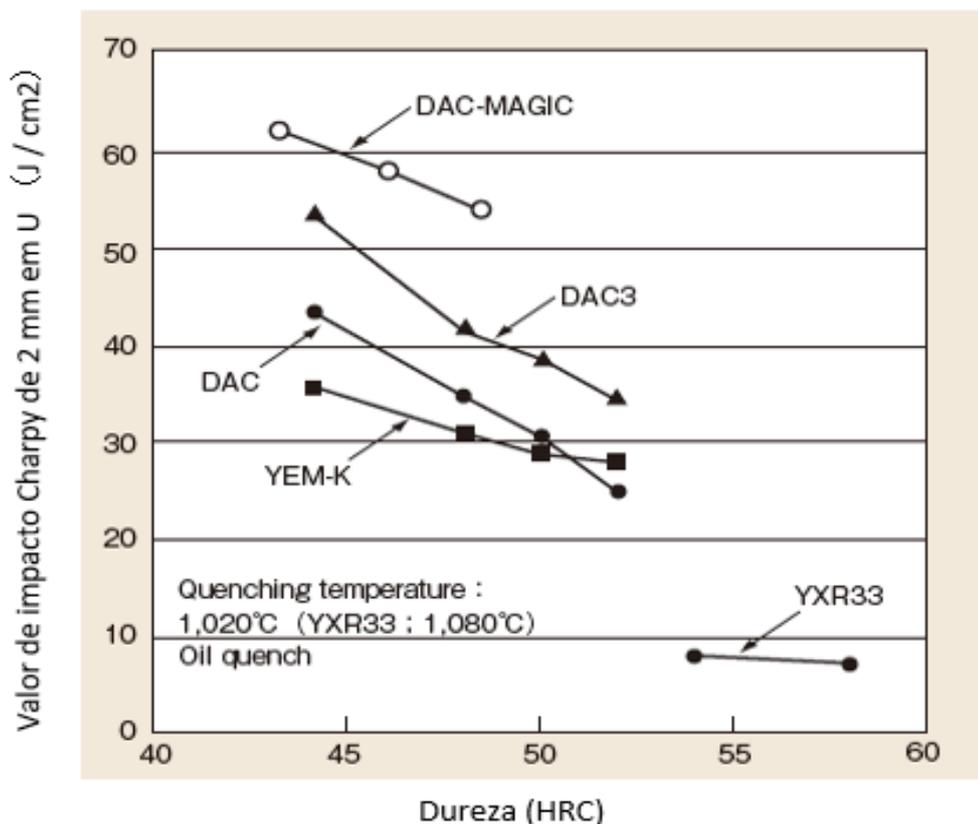
A composição química do material não é fornecida pelo fabricante devido a ser um aço com patente registrada pela Hitachi Metals, Ltd, entretanto é possível conhecer a sua composição química por meio de Espectrofotômetro de Emissão Óptica. Outras características como resistência a tração em temperaturas elevadas e teste Charpy a temperatura ambiente são apresentadas respectivamente na Figura 16 e Figura 17.

Figura 16 - Resistência a tração em Temperaturas Elevadas



Fonte: Hitachi Metals (2016, p. 7)

Figura 17 - Teste Charpy temperatura ambiente



Fonte: Hitachi Metals (2016, p. 7)

Na Tabela 5 é apresentada características como coeficiente de expansão térmica, condutibilidade térmica e modulo de elasticidade em diferentes temperaturas de trabalho.

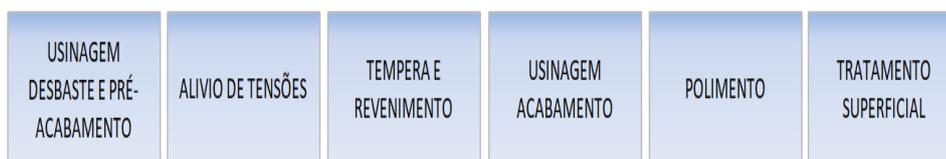
Tabela 5 - Características aço DAC MAGIC

Característica Material DAC MAGIC	Dureza HRC	Temperatura	Temperatura	Temperatura	Temperatura
		20°C	200°C	400°C	600°C
Coeficiente de expansão térmica (Valor médio de 20 °C para cada temperatura)	45	-	11,3	12,3	13,1
Condutibilidade térmica (W/ (m · K))	45	25,7	30,9	34,8	35,8
Módulo de elasticidade (Gpa)	45	210	200	190	-

Fonte: Hitachi Metals (2016, p. 11)

O processo utilizado para construção dos componentes do molde é apresentado Figura 18, onde podemos citar como sendo a principal diferença quando comparada ao antigo fluxo é a inclusão do alívio de tensões após usinagem de desbaste e a atividade de polimento.

Figura 18 - Roteiro de construção das ferramentas



Fonte: Autor (2021)

O alívio de tensão foi executado seguindo a recomendação do fabricante, o aço foi aquecido lentamente até a temperatura de 650°C, deixado nesta temperatura por duas horas e após resfriado no forno morosamente até temperatura de 430°C seguido de resfriamento lento no forno.

A Têmpera também é uma parte importante para o processo e merece uma atenção especial quando o assunto é aumento de vida útil em moldes utilizadas no processo de injeção sob pressão de ligas de alumínio, para o material estudado a tempera foi realizada em forno a vácuo onde se utilizou três patamares até atingir a temperatura de austenitização de 1020°C. As temperaturas utilizadas estão descritas abaixo:

1. O primeiro patamar, a temperatura de 540°C;
2. O segundo patamar, a temperatura de 800°C;
3. O terceiro patamar, a temperatura de 1020°C;

O processo de resfriamento após temperatura de austenitização foi realizado a vácuo utilizando gás nitrogênio sob pressão de 6 a 8bar com taxa de resfriamento de 50°C/min no centro (meio massa).

O revenimento foi realizado logo após a tempera ainda com a ferramenta a quente conforme orientações do fornecedor, a temperatura utilizada foi em torno de 100°C a 150°C. Foram utilizados três revenimentos conforme descrito abaixo:

1. O primeiro revenimento, a temperatura de 550°C durante 5 horas;
2. O segundo revenimento, a temperatura de 580°C durante 4,5 horas;
3. O terceiro revenimento, a temperatura de 610°C durante 4.0 horas;

As boas práticas utilizadas relacionadas ao tempo para revenimento normalmente é utilizado de no mínimo, 2 horas. Para peças maiores que 70 mm, deve-se calcular o tempo em função de sua dimensão, considerar 1 hora para cada 25,4mm de espessura.

A dureza planejada dos componentes do molde foi de 45-47 HRC, após ser atendido este requisito, a próxima etapa planejada no fluxo de construção foi a usinagem de acabamento seguida de polimento com especificação de Ra de 0,05µm a 0,2 µm e Rz de 0,8µm a 1,4µm.

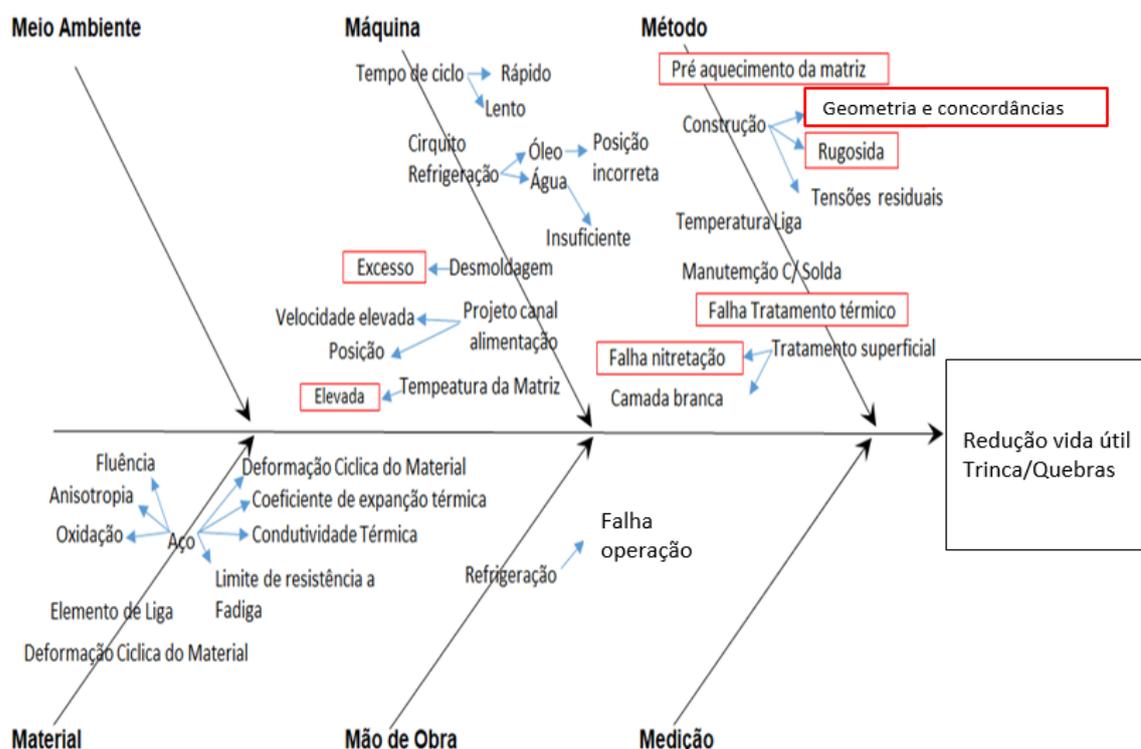
Concluindo a etapa de construção cada componente do molde fabricado recebeu tratamento superficial distinto, sendo que um recebeu o tratamento superficial de nitretação à plasma com pós oxidação realizado pela empresa Nitron, as outras três foram tratadas superficialmente com processo Dúplex realizado pela empresa Balzers Oerlikon. O tratamento Dúplex consistindo em nitretação a plasma mais aplicação de uma fina camada de revestimento a superfície, ambos realizados na mesma câmara a uma pressão 3.0×10^{-3} mbar. Os revestimentos utilizados foram de AlCrN, TiAlN e CrAlTiN com denominações comercial de BALINIT® ALCRONA PRO, BALINIT® LUMENA, e BALINIT® FORMERA respectivamente.

3.3 ISHIKAWA

Para análise causa efeito foi reunido um grupo de pessoas que atuam direta ou indiretamente com o processo de fundição sob pressão, tendo como objetivo montar o diagrama causa efeito para o problema de redução de vida útil por trinca térmica. Este grupo foi composto por diferentes áreas de atuação, compreendendo projetistas de moldes, ferramenteiros de construção e manutenção como também áreas de produção e processo de fabricação.

Desta análise foram levantadas diversas hipóteses para redução de vida útil, sendo que dentre as hipóteses levantadas apenas sete prováveis causas foram pontuadas como mais representativas para redução de vida útil, as prováveis causas são apresentadas na Figura 19. As mais relevantes pontuadas no método Ishikawa como prováveis causas na redução da vida útil estão identificadas dentro de um retângulo no diagrama.

Figura 19 - Diagrama Causa - Efeito Ishikawa



Fonte: Autor (2021)

Foram listadas no diagrama sete prováveis causas, sendo elas:

1. Geometria e concordâncias;
2. Rugosidade;
3. Tratamento térmico;
4. Falha nitretação;
5. Elevada temperatura do molde;
6. Pré-aquecimento do molde;
7. Excesso desmoldagem;

A análise de causa raiz (RCA) é o processo de descobrir a causa raiz geradora de falhas, assim sendo possível identificar as soluções adequadas aos problemas encontrados (SOARES, 2020). A análise Ishikawa tem como objetivo auxiliar na compreensão das causas geradoras de falhas que contribuem para redução de vida útil, esta compreensão tem fundamental importância devido a servir como aprendizado para construção de novos moldes de injeção.

Análise Ishikawa cria hipóteses das prováveis causas raízes, por este motivo se fez necessário validação das hipóteses através de experimentos ou por meio de avaliação de moldes que não atenderam a vida útil planejada. Para esta análise de

validação foram realizadas inúmeras avaliações para caracterização de defeito, porém neste trabalho somente foi registrado as caracterizações que foram pontuadas no diagrama causa efeito como representativa na geração da falha. Este método além de possibilitar a identificação da causa geradora da falha também pode ajudar a mensurar o impacto da causa na redução da vida útil. Entretanto, para garantir a melhor assertividade na identificação das causas geradora de falhas foi assegurado que o processo de trabalho é o mesmo entre os moldes avaliados, ou seja, apresentar processo similares no que se refere a construção do molde como também no processo de trabalho.

3.4 ENSAIOS

3.4.1 Composição química aço DAC MAGIC

Para a avaliação da composição química do material utilizado para confecção dos componentes dos moldes foi utilizado o equipamento Espectrofotômetro de Emissão Óptica: Modelo Spectromax, número de série 531 – Modelo: MMT1 – 00267 de acordo com a norma NET0079. A análise da composição química dos componentes do molde é apresentada na Tabela 6.

Tabela 6 – Composição Química DAC MAGIC (% peso)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V		
0,453	0,54	0,68	0,015	0,0005	5,49	2,73	0,7		
Fe	Ni	Al	Cu	Co	Ti	W	Sn	As	N
89,2	0,053	0,051	0,034	0,018	0,0043	0,0087	0,015	0,0029	0,012

Fonte: Autor (2021)

3.4.2 Análise metalográfica

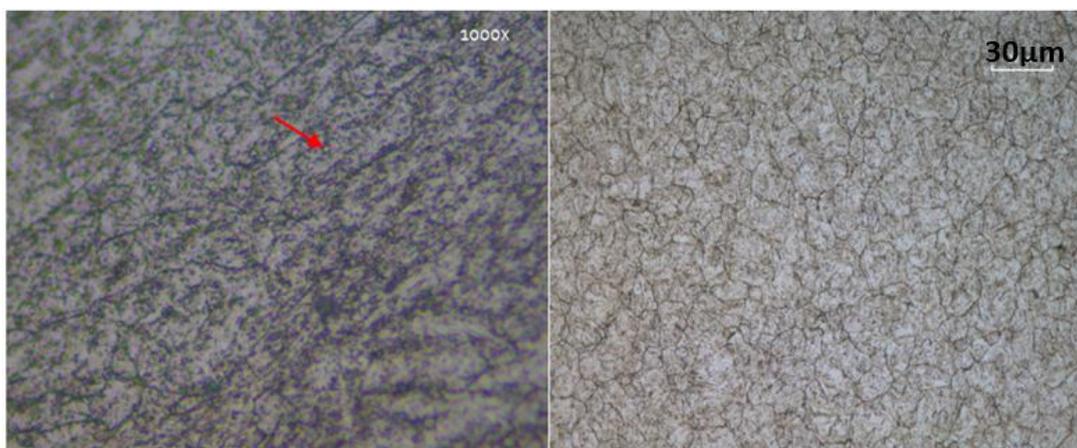
O procedimento metalográfico foi realizado a fim de verificar a condição microestrutural do substrato de aço, ou seja, núcleo do ferramental. A análise foi realizada com emprego de microscópio Óptico da marca Olympus GX-51 e microscópio digital Leica DM4000M com auxílio de *software* de imagem LAS.

As normas utilizadas para a análises foram a NET0148 para preparação do corpo de prova e para análise da microestrutura a Norma ASTM E407.

Com a análise metalográfica do substrato após o tratamento térmico de têmpera e revenimento é possível observar a microestrutura, o objetivo da análise é avaliar a dispersão dos carbonetos no molde. O resultado desta análise de imagem pode ser visto na Figura 20, onde se observa uma estrutura refinada com martensita revenida e carbonetos globulares.

A Microestrutura do aço está adequada ao esperado após o tratamento de têmpera e três revenimentos. A dureza encontrada foi de 46,2 HRC, o valor está dentro do planejado em projeto de 45-47 HRC, a norma DIN50103 foi utilizada para a realização das medições de dureza Rockwell.

Figura 20 - Microestrutura aço DAC MAGIC, ataque químico Nital3%



Fonte: Autor (2021)

3.4.3 Microdureza superfície

O ensaio utilizado para medições de microdureza foi o ensaio de dureza vickers, este ensaio se baseia na medição da resistência que o material oferece a penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulos entre faces de 136°, sob uma determinada carga.

O microdurômetro utilizada para realização das medições foi da marca EMCO, modelo DuraScan 20, esta série de durômetros é adequado para realizar ensaios de dureza aplicando forças de ensaio muito pequenas. A norma utilizada para avaliações da microdureza foi a Norma DIN50190-3 e DIN 50133.

A máquina que faz o ensaio não fornece o valor da área de impressão da pirâmide, mas permite obter, por meio de um microscópio acoplado, as medidas das diagonais (d1 e d2) formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide.

A dureza Vickers é representada pelo valor de dureza, seguido do símbolo HV e de um número que indica o valor da carga aplicada, no trabalho atual foi utilizado a carga de 50gf.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Parte I- Análise Ishikawa

4.1.1 Geometria e concordância

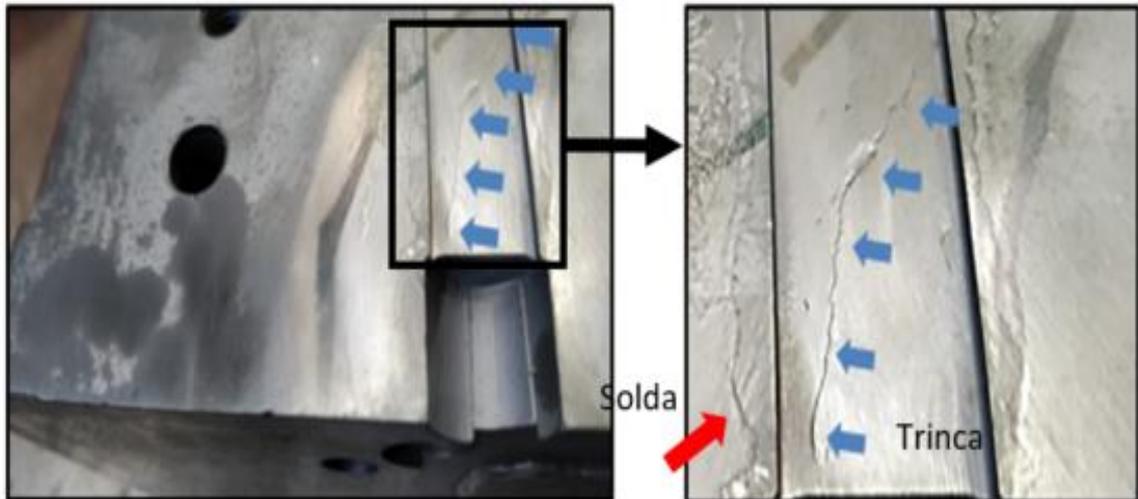
O primeiro componente de molde utilizado para mensurar e validar geometria e concordância em moldes como uma causa responsáveis por falhas durante operação foi um componente que apresentava na sua concepção de projeto raios de concordância em sua geometria como um provável facilitador de propagação de trincas térmicas.

Nesta avaliação de validação da provável causa geradora do defeito será comparado o projeto planejado de construção versus o realizado na confecção do componente do molde que ocorreu a falha. Nesta etapa somente será registrado os pontos que divergem do projeto planejado da confecção realizada, tem como objetivo este tipo de análise gerar agilidade para tomada de decisão e para identificação da principal causa geradora do defeito.

Na avaliação do planejado versus realizada no processo de confecção não foi encontrado nenhum fator relevante para material ou tratamento térmico, todos os quesitos de dureza e composição química coincidiram com o planejado em projeto.

O componente do molde apresentado (Figura 21) falhou com 50% da vida útil utilizada, falhou com 100.000 ciclos, ainda na figura apresentada é possível visualizar que a trinca geradora da falha ocorreu na região de rebaixo do alojamento do pino de extração, também é possível verificar que trinca propagou até encontrar o desnível na superfície. Ainda verificando a Figura 21 é possível visualizar marcas de manutenção corretiva realizadas com solda para eliminar folga nos pinos de extração.

Figura 21 - Falha geometria e concordância

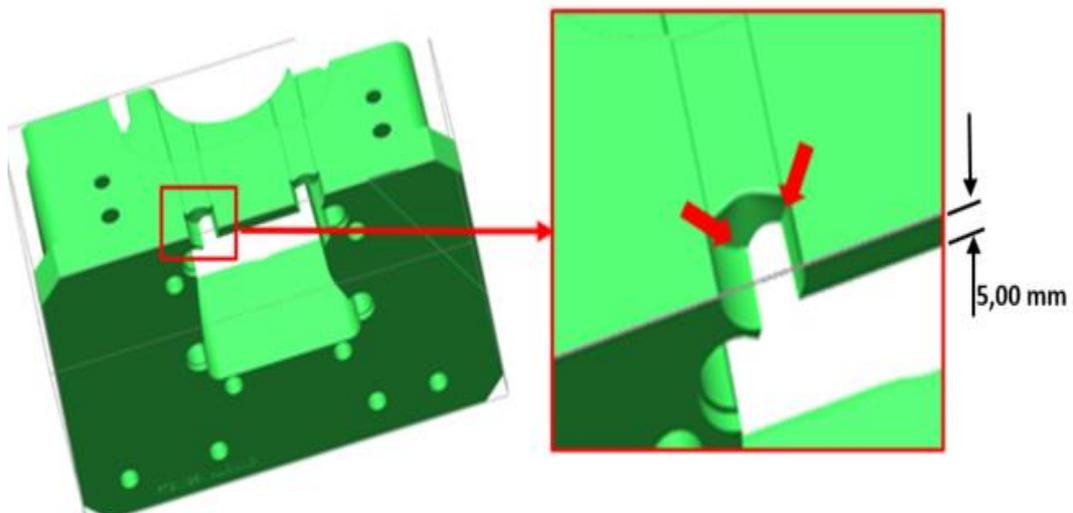


Fonte: Autor (2021)

Na análise do processo de construção do componente foi constatado que o alívio de tensões após usinagem de desbaste não é planejado no roteiro de construção, assim como após manutenções corretivas. Portanto, a provável causa geradora da falha foi a falta de alívio de tensão, geometria concentradora de tensões aliada a manutenção corretiva com solda.

A geometria do componente é apresentada na Figura 22, é possível visualizar a baixa espessura e a geometria concentradora de tensões definida em projeto.

Figura 22 - Geometria planejada em projeto



Fonte: Autor (2021)

4.1.2 Rugosidade

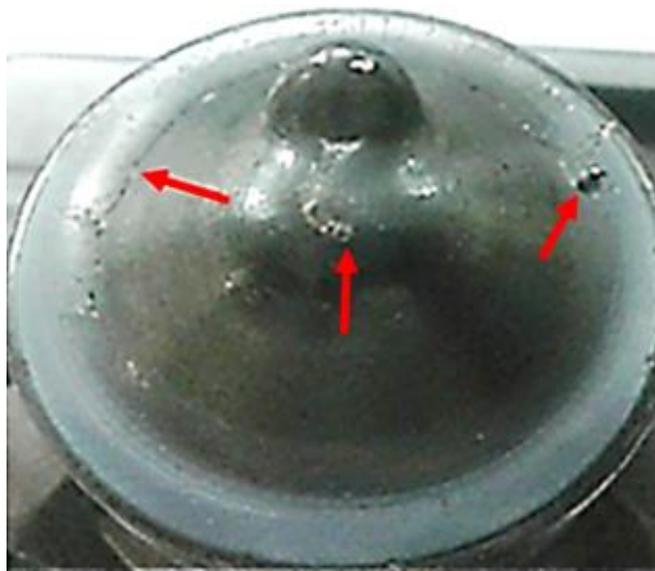
Para identificar a causa raiz e validar a hipótese rugosidade apontada no diagrama causa efeito Ishikawa como uma das prováveis causas para redução de vida útil foi construído dois novos componentes do molde, sendo que um foi construído e polido com Ra de $0,05\mu\text{m}$ a $0,2\mu\text{m}$ e Rz de $0,8\mu\text{m}$ a $1,4\mu\text{m}$, o outro componente foi deixado com marcas de usinagem Ra $3\mu\text{m}$ aproximadamente. O aço selecionado para construção foi o aço H13, materiais os quais receberam o mesmo processo de construção entre eles, assim como tratamento térmico e tratamento superficial Dúplex AlCrN, apenas divergindo entre eles o acabamento superficial realizado. Após a construção dos componentes novos do molde os mesmos foram acompanhados durante um lote de produção controlada, esta avaliação teve objetivo de identificar o momento exato do surgimento da trinca térmica em produção, assim sendo possível quantificar a influência do acabamento superficial para geração de trincas.

Nesta etapa de avaliação foi importante garantir que todas as características do material definidas em projeto de construção atendessem o planejado em projeto, somente desta forma é possível isolar a causa geradora da falha.

Após a produção de um lote de 20.000 ciclos o componente do molde que não recebeu polimento apresentou falha, as primeiras trincas visíveis ocorreram com 33% do tempo planejado em produção, ou seja, apresentou uma redução de 67% na vida útil planejada. Após o surgimento da trinca no componente do molde sem polimento ele foi retirado de produção e substituído por um outro, a substituição foi devido ainda ser necessário o cumprimento da quantidade planejada de produção para verificar o comportamento do componente que recebeu o polimento após usinagem.

O componente do molde que não sofreu polimento e apresentou falha prematura é apresentado na Figura 23, a região fotografada é responsável pela parte interna do motor a combustão dois tempos, na figura apresentada é visualizada somente a região onde ocorre a explosão de combustão, esta região deve ser isenta de deformações ou trincas. Ainda na Figura 23 é possível visualizar trincas, saliência e também rugosidade elevada no componente do molde após os 20.000 ciclos, estas falhas comprometem a sanidade do produto fabricado.

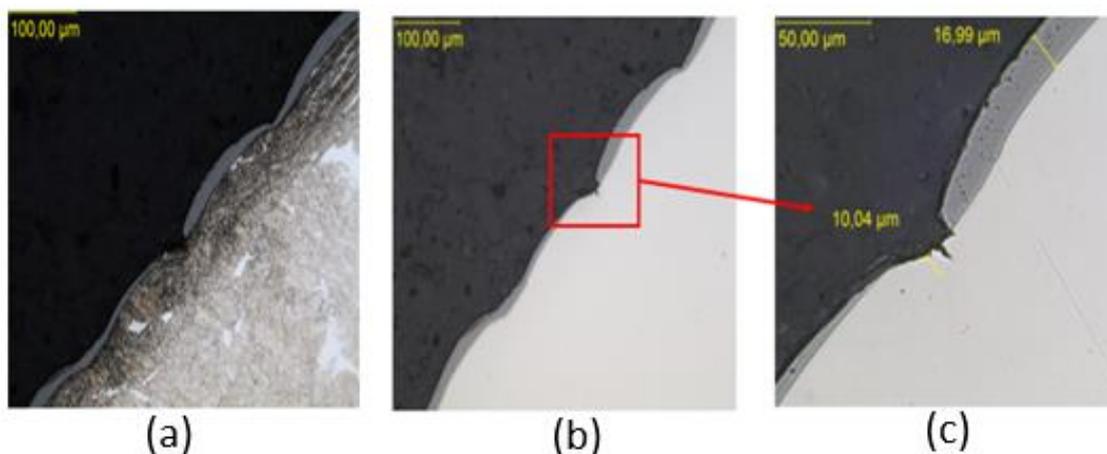
Figura 23 - Trinca térmica



Fonte: Autor (2021)

Para validação de rugosidade elevada ser um fator para redução da vida útil foi realizado embutimento da amostra do componente que apresentou falha prematura em trabalho, na Figura 24(b) é possível visualizar que a trinca teve início na região de vale da superfície, também é possível verificar variações na espessura do revestimento assim como regiões sem o revestimento.

Figura 24 - Início propagação da trinca



Fonte: Autor (2021)

A profundidade da trinca com aproximadamente 20.00 ciclos é apresentada na Figura 24c, a trinca mediou 10.04µm de profundidade na amostra avaliada.

4.1.3 Tratamento térmico

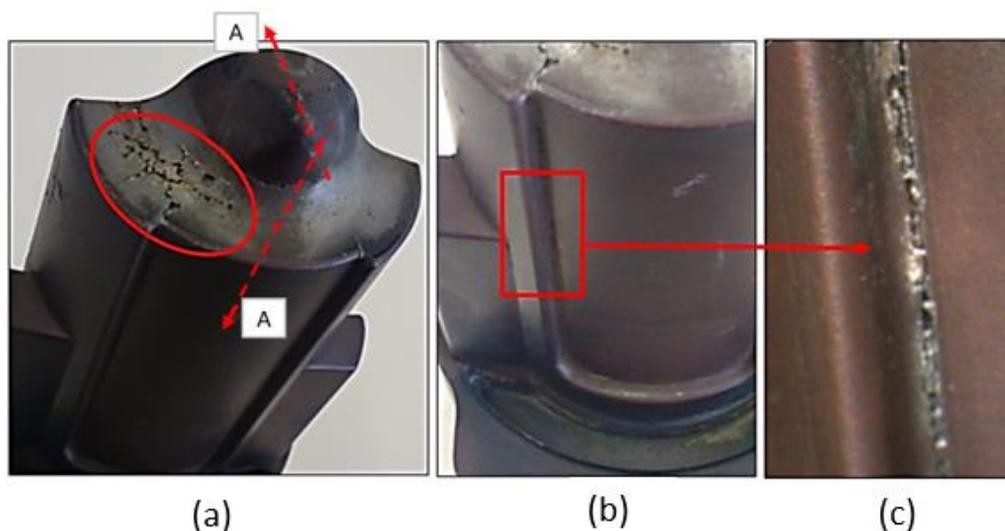
A falha catastrófica do terceiro componente analisado ocorreu com 23.160 ciclos de trabalho, apresentou falha com 38,6 % da vida útil planejada de 60.000 ciclos.

O material definido em projeto para fabricação do componente foi o material DAC MAGIC fornecida por HITACHI com tratamento térmico sugerido pelo fornecedor.

Como já mencionado nas avaliações anteriores o objetivo é mensurar a influência do tratamento térmico na redução da vida útil como um fator relevante para falha prematura em produção, para isso iniciamos o trabalho de análise verificando o planejado em projeto versus o realizado na confecção do componente, assim como também observando o processo utilizado em produção.

O componente avaliado é apresentado na Figura 25, é possível verificar uma grande degradação do material em toda sua extensão, esta característica não é normalmente encontrada com uma utilização tão baixa de trabalho.

Figura 25 - Tratamento térmico



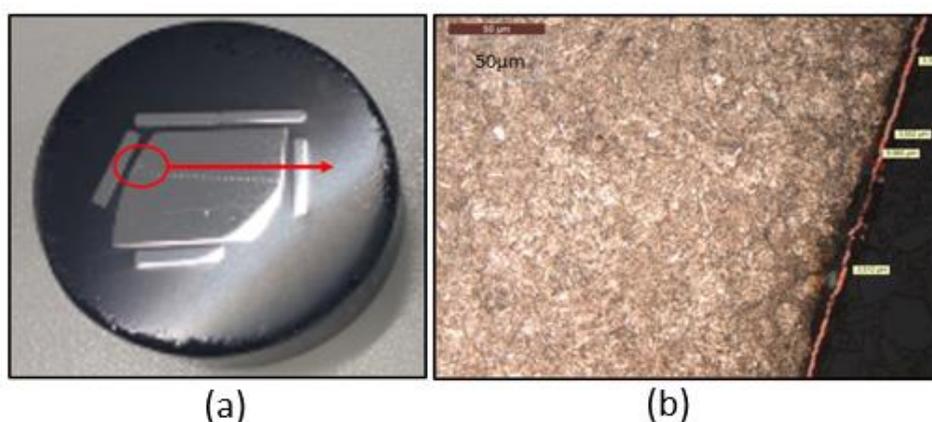
Fonte: Autor (2021)

A caracterização do defeito realizada no componente do molde apresentou uma série de resultados negativos comparado as definições de projeto, as análises realizadas para caracterização da falha prematura foram, dureza do material, embutimento para avaliação do tratamento superficial e também análise química do material.

Para realização das medições de dureza do componente foi necessário a remoção da camada de tratamento superficial Dúplex, após a remoção do revestimento os resultados obtidos com as medições de durezas foram de 38,8HRC a 41,00 HRC, muito abaixo do planejado, inclusive em regiões onde a temperatura de trabalho do componente é baixa, a especificação de dureza planejada em projeto é de 45HRC a 47HRC.

Para as medições de microdureza foi utilizado o método de Vickers com carga de 0,1Kgf, a medição foi realizada a 30 μ m da face de contato da amostra e apresentou resultado para medição de 481HV, o corte para realização da avaliação da microdureza foi apresentada anteriormente na Figura 25(a), indicado no corte A-A, na Figura 26(b) é possível observar que o tratamento superficial apresentou deslocamento do revestimento superficial.

Figura 26 - Desplaque tratamento superficial



Fonte: Autor (2021)

O material planejado para construção foi o aço DAC MAGIC, como mencionado anteriormente o fabricante não fornece a composição química do material devido a ser uma patente registrada, não ter a composição química oficial do fornecedor dificulta na caracterização do aço planejado versus o realizado.

Portanto, para a identificação do material fabricado foi utilizado o critério de comparação dos elementos químicos apresentado na norma DIN 12367, SAE H13 e avaliação da composição química de aços DAC MAGIC e DIEVAR realizadas pelo equipamento Espectrofotômetro de Emissão Óptica: Modelo Spectromax, número de série 531 – Modelo: MMT1 – 00267 de acordo com a norma NET0079. Os resultados são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 - Análise Composição química- Análise (% peso)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
0,435	0,239	0,42	0,0018	0,0005	4,93	0,101	2,38	0,027
Cu	Co	Ti	V	W	Sn	As	N	Fe
0,048	0,011	0,0012	0,52	0,007	0,0032	0,001	0,036	90,8

Fonte: Autor (2021)

Na avaliação química do componente foi possível realizar a comparação entre os resultados obtidos na queima do componente do molde que apresentou a falha e os resultados dos elementos químicos obtidos para o aço DAC Magic, apresentada anteriormente na Tabela 3 deste trabalho.

Na comparação da composição química dos aços utilizados para trabalho a quente e o aço utilizado para construção do componente do molde que apresentou falha é possível concluir que o material utilizado na construção do componente não é o definido em projeto, foi planejado DAC MAGIC e construído em DIEVAR. Logo, o tratamento térmico realizado não foi o indicado para o aço utilizado, pois cada fabricante de aço tem suas recomendações para seus aços. Como consequência da falha na seleção do material fabricado do componente resultou em dureza do material abaixo do esperado. Esta conclusão foi devido a comparação da composição dos elementos de liga do aço do componente do molde que apresentou a falha e a composição química do aço DAC MAGIC serem diferentes entre eles.

Esta falha teve grande influência também no tratamento superficial Dúplex, pois o substrato não teve a função de amortecer impacto ou pressões durante operação de trabalho e conseqüentemente veio a deslocar e quebrar.

4.1.4 Processo Fundição

O processo ao qual os moldes de fundição sob pressão atuam apresentam grandes variações de temperaturas e pressões em curtos intervalos de tempo. O método de análise causa efeito elencou o processo o qual os moldes são submetidos como um fator relevante para redução de vida útil.

Para mensurar a contribuição do processo na geração da falha de trincas térmicas ocorridas em moldes de fundição sob pressão foi elencado dentro do método

Ishikawa algumas etapas do processo de injeção sob pressão como mais relevante para redução da vida útil.

As causas identificadas no método causa efeito Ishikawa sendo um fator relevante para redução de vida útil foram:

- Eleva temperatura do molde;
- Pré-aquecimento do molde;
- Excesso desmoldagem;

Para mensurar a influência da elevada temperatura na redução de vida útil dos moldes se fez necessário conhecer as temperaturas envolvidas dentro do processo de injeção. Para esta primeira etapa foi mapeada a temperatura do molde em ritmo de trabalho, esta atividade de mapeamento das temperaturas envolvidas no processo de injeção foi necessária adaptar uma câmera termográfica ao molde de injeção. Desta forma foi possível mapear o comportamento térmico do molde desde seu primeiro ciclo de trabalho até seu equilíbrio térmico durante produção.

Para medir as temperaturas de face do molde durante o processo produtivo foi utilizada câmera termográfica da marca FLIR, as medições de temperatura foram realizadas por meio de filmagem térmica.

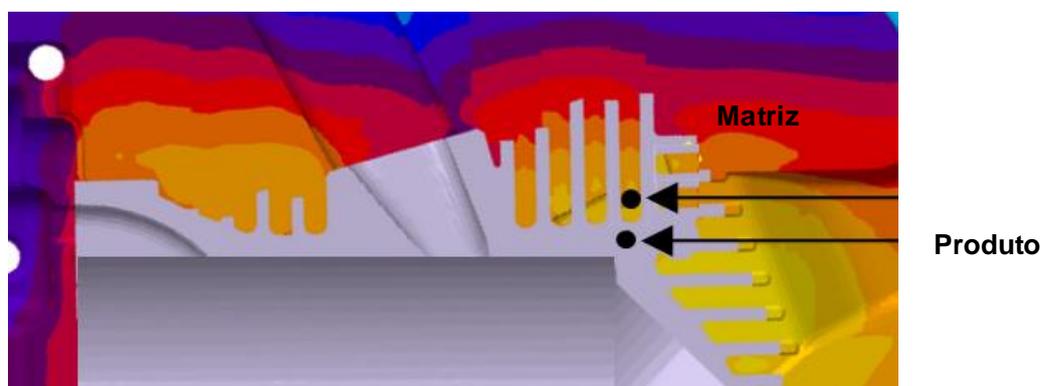
A utilização de filmagem térmica tem uma desvantagem comparada a inserção de termopares no molde devido a não possibilitar a medição de temperatura da face no exato momento que o alumínio toca a face do molde. A opção de utilizar câmera termográfica a opção de utilização de inserção de termopares no molde foi devida as furações necessárias para colocação dos termopares no molde colidir com furações de refrigeração e também devido a região do molde onde queríamos medir a temperatura da face de contato ter uma geometria de 5,00mm, de espessura.

Por este motivo foi utilizado a filmagem térmica como uma opção para medir a temperatura de face durante processo de injeção. A filmagem com câmera térmica somente pode ser realizada quando o molde está aberto, o período que o molde está fechado impossibilita a realização da medição da temperatura, portanto a temperatura no exato momento que a liga de alumínio toca a face do molde não é conhecida. Para resolver este problema foi mapeado os tempos de ciclo do processo de injeção e correlacionado aos tempos apresentado na filmagem térmica. Esta sobreposição dos tempos é devida as medições de temperatura por meio de filmagem térmica serem realizadas após o tempo de solidificação do produto fabricado mais o tempo de

abertura da máquina somada ao tempo de extração da peça, somente após este período de tempo é possível conhecer a temperatura de face do molde. Esta temperatura de face sofre redução da temperatura entre o momento de injeção e o momento de leitura da temperatura da face, por este motivo é importante correlacionar o momento da imagem térmica e o tempo de ciclo utilizado no processo. Com estas medições de temperatura em um tempo conhecido é possível sobrepor às curvas de temperatura de processo as curvas de temperatura da simulação computacional, assim sendo possível conhecer as temperaturas de face no exato momento em que o metal toca a face do molde.

Para esta avaliação foi utilizado o *Software MAGMA* para simulação computadorizada, nesta etapa é colocado termopares virtuais na posição exata onde foi coletada a temperatura com câmera termográfica no molde, a posição dos termopares virtuais é indicada na Figura 27.

Figura 27 - Regiões termopares MAGMASOFT

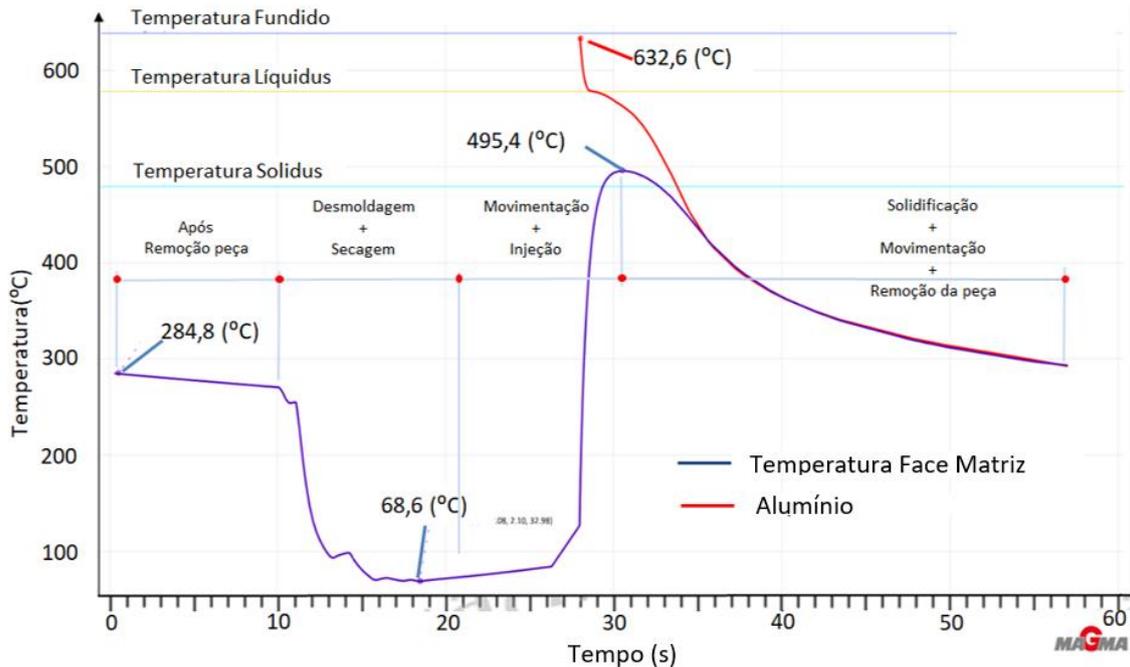


Fonte: Autor (2021)

O tempo de ciclo utilizado no processo foi de 56,5 segundos em produção e na avaliação via *SOFTWARE MAGMA*, os tempos de máquina aberta, tempo de máquina fechada e tempos de desmoldagem também foram importantes para uma correlação confiável na geração das curvas térmicas. Nesta avaliação o tempo de desmoldagem e secagem foram de 11 segundos.

A Figura 28 mostra as curvas de temperatura de face do molde ocorridas em um ciclo de trabalho, é possível verificar que a máxima temperatura de face do molde foi de 495,4°C e a mínima temperatura após a desmoldagem na face de contato foi de 68,6°C. Dessa forma resultando um delta de temperatura de 426,8°C em um intervalo de tempo de 12 segundos.

Figura 28 - Curvas de temperatura processo injeção sob pressão

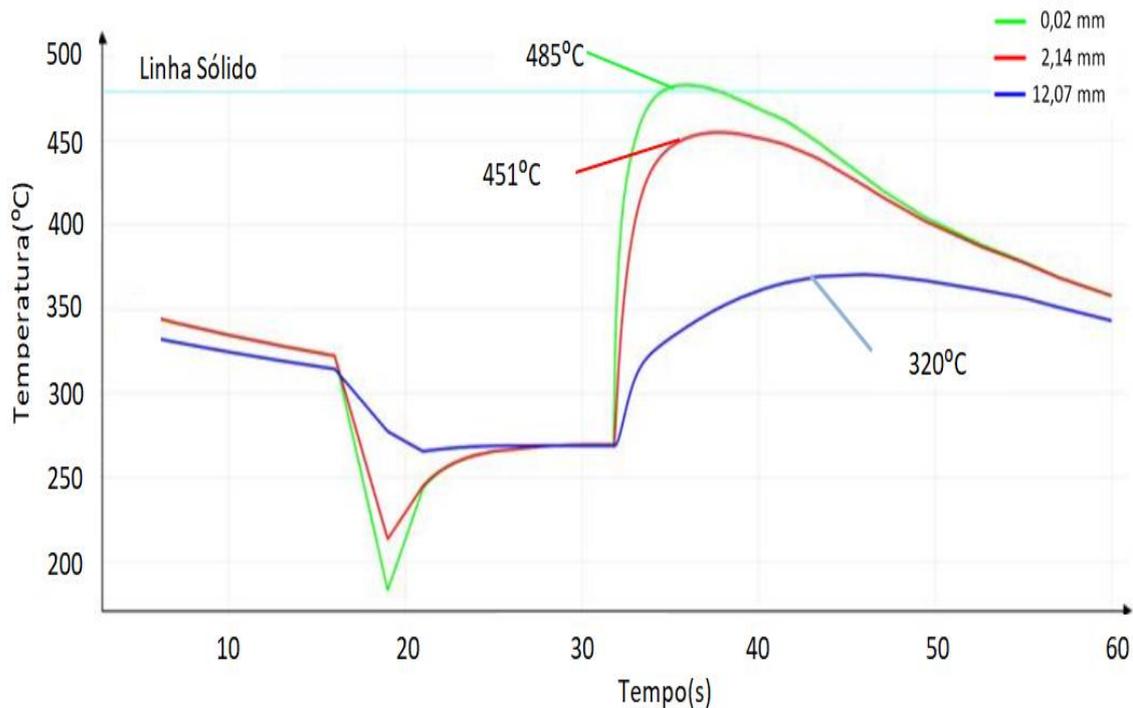


Fonte: Autor (2021)

As temperaturas de face são importantes devido as trincas térmicas terem início na superfície do molde e contribuir para redução de vida útil, entretanto também devemos conhecer as temperaturas abaixo da superfície de contato, o conhecimento das temperaturas partindo da face em direção ao núcleo do molde ajuda a compreender as tensões resultantes envolvidas no processo de injeção.

Os dados de entrada coletados no processo de injeção para criar a curva de temperatura da face também foram utilizados para criar a curva de temperatura de face ao núcleo em três diferentes profundidades partindo da face do molde. As curvas de temperatura em ritmo de trabalho da face em direção ao núcleo são apresentadas na Figura 29. Os valores de temperaturas foram obtidos em três distâncias partindo da face do molde em direção ao núcleo do inserto, as temperaturas foram geradas no Software Magma no momento que a liga de alumínio injetado toca a face de contato do molde. A primeira curva foi medida a 0,02mm partindo da face do molde, a segunda curva foi medida a 2,14mm partindo também da face de contato do molde e a terceira curva foi gerada a 12,07mm. Os critérios utilizados para medições utilizadas partindo da face do molde em direção ao núcleo foram os mesmos apresentados por Midson (2019).

Figura 29 - Gradiente de temperatura Face e Núcleo



Fonte: Autor (2021)

Os resultados mostram uma diferença significativa de temperatura entre a face do molde e o núcleo do inserto. As oscilações de temperatura entre face e no núcleo do molde criam oscilações nas tensões de compressão e tração. No momento que o metal fundido entra em contato com a face do molde faz com que a temperatura da face se eleve criando um gradiente de temperatura com o núcleo do molde que se encontra mais fria, este gradiente de face quente com núcleo frio do molde gera a tensão de compressão. No momento da desmoldagem ocorre o oposto, a temperatura de face fica fria devido a aplicação do desmoldante e o núcleo do molde está quente devido a absorção de calor recebida da face quando a liga entrou em contato, esta situação de face fria devido a desmoldagem do molde e núcleo quente cria tensão tração.

Ainda referente a processo de injeção foi também pontuado na análise causa efeito a falta de pré-aquecimento do molde como sendo uma provável causa para o surgimento de trincas por fadiga térmica, por este motivo foi avaliado sua influência na redução de vida útil de moldes. O pré-aquecimento utilizado em moldes de injeção sob pressão tem a finalidade de fazer um aquecimento gradual e uniforme do molde, a não utilização do pré-aquecimento irá gerar nos primeiros ciclos de injeção uma

grande diferença de temperatura entre a face aquecida e o núcleo frio que estaria a temperatura ambiente. Esta diferença de temperatura entre face quente e núcleo frio aumenta a amplitude de tensões.

Com a finalidade de reduzir o gradiente térmico entre núcleo do molde e a face do molde é indicado que antes do primeiro ciclo de trabalho a ferramenta sofresse um pré-aquecimento, o objetivo de fazer o pré-aquecimento é reduzir o Delta de temperatura entre face e núcleo do molde.

Para esta análise foi realizado avaliação de temperatura de um molde que não sofreu o processo de pré-aquecimento, ou seja, o sistema de aquecimento somente foi ligado no momento que o molde entrou em máquina.

Para auxiliar na avaliação da falta de pré-aquecimento na redução de vida útil foi utilizado o recurso da termografia e mensurado os tempos envolvidos entre as ligações das mangueiras de aquecimento no molde e o primeiro ciclo de injeção.

A temperatura apresentada na Figura 30 é referente a temperatura da face do molde sem a realização do pré-aquecimento antes do início da operação de injeção, o tempo decorrido entre a ligação do sistema de aquecimento do molde e a geração da imagem foi de aproximadamente 90 minutos, o tempo ideal deveria ser no mínimo de quatro horas antes do início da operação. A temperatura média de face do molde medidas nos pontos Sp1 e Sp2 foi de 135°C, a região onde foi gerado os pontos é responsável pela parte externa do produto fabricado.

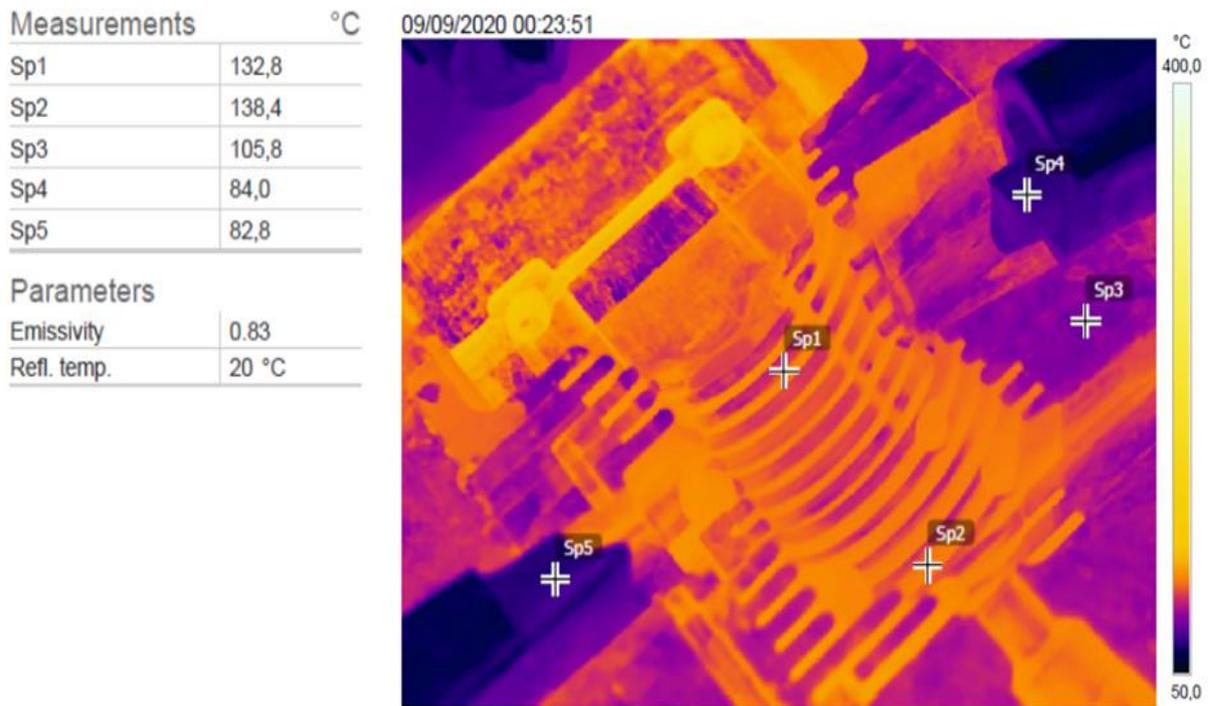
A temperatura de núcleo do molde sem o pré-aquecimento antes do pré-setup é difícil de ser mensurada. Na Figura 29 é apresenta o gradiente de temperatura entre face e núcleo em ritmo de trabalho e não pode servir como orientativa para estimar a temperatura de núcleo do molde sem a realização do pré-aquecimento. Pois, a temperatura entre face e núcleo é garantida pelo termorregulador em regime de aquecimento, resultando uma temperatura muito similar entre elas.

Embora nesta avaliação não houve o pré-aquecimento do molde antes do primeiro ciclo de injeção, o tempo decorrido entre ligação do sistema de aquecimento o primeiro ciclo de injeção foi longo, 90 minutos, este tempo contribuiu para deixar uma temperatura muito próxima do ideal.

Embora não haja um delta elevado entre face e núcleo neste caso avaliado é extremamente aconselhável o pré-aquecimento dos moldes utilizadas no processo de

injeção sob pressão devido a reduzir a tensões térmicas no molde no primeiro ciclo de injeção.

Figura 30 - Imagem térmica sem pré-aquecimento Molde



Fonte: Autor (2021)

Outra variável apontada no Ishikawa foi o excesso de desmoldante aplicado à superfície do molde, a aplicação em excesso aumenta a diferença entre a máxima e a mínima temperatura durante o ciclo de trabalho. Para estudar e compreender o impacto na fadiga térmica devido ao excesso de desmoldagem foi realizado um teste onde foi reduzido a quantidade aplicada e o tempo de aplicação do desmoldante na face do molde, a redução foi de aproximadamente de 20% da quantidade de spray e 20% tempo de aplicação. O teste teve como objetivo aumentar a temperatura mínima de face ocorrida após aplicação spray de desmoldagem.

A temperatura de face do molde após desmoldagem em ritmo de trabalho foi apresentada na Figura 29, onde a temperatura foi de 68 °C., o aumento desta mínima temperatura seria importante devido a reduzir a tensão de tração gerada por face de contato fria e núcleo do molde quente durante ritmo de trabalho.

Entretanto, os primeiros testes com a redução da quantidade de desmoldante pulverizado e a redução do tempo de aplicação no molde gerou uma redução do filme protetor entre o molde e a liga de alumínio injetada no molde. A redução da película

protetora gerou adesão da liga de Al a superfície do molde, esta adesão prejudicou a qualidade do produto fabricado, na Figura 31 é possível verificar a quantidade de alumínio aderido o molde. Portanto o teste foi invalidado devido as dificuldades de garantir a qualidade do produto fabricado e também devido as frequentes interrupções de produção para remoção da aderência ocorridas a superfície do molde.

Figura 31 - Aderência Al superfície do molde



Fonte: Autor (2021)

4.1.5 Discussões dos resultados I

As potenciais causas apontadas no Ishikawa mostraram ter influência na redução de vida útil de molde de injeção.

Foi possível concluir que falta de geometrias robustas e com falta de concordância entre as geometrias do molde pode reduzir a vida útil em 50%. Esta redução de vida útil e devido principalmente a falhas de concepção do projeto, durante execução de construção do molde ou durante manutenções corretivas e preventivas. Ainda na avaliação de validação geometrias e concordâncias foi possível verificar que o fluxo planejado de construção não contempla a realização do alivio de tensões após usinagens ou após processo de eletroerosão. A falta de alivio de tensões aliada a geometria e concordâncias inadequadas reduzem a vida útil de moldes utilizadas no processo de injeção sob pressão.

Outra causa validada como sendo uma grande responsável na redução da vida útil foi o acabamento superficial com rugosidade elevada dos componentes utilizados

em moldes, devido a ser um facilitador na geração e propagação de trincas térmicas, no caso estudado representou uma redução de 67% da vida útil.

Também apontada no diagrama causa efeito Ishikawa foi o tratamento térmico como sendo um dos grandes responsáveis para redução de vida útil. No estudo de caso foi possível validar que a falha no tratamento térmico representa uma redução de vida útil de 61,4%.

A avaliação do processo produtivo mostrou que existe um grande Delta de temperatura entre o momento de contato da liga de alumínio fundida e o momento que ocorre a aplicação de desmoldagem a face do molde, a variação de temperatura medida entre a máxima e a mínima temperatura ocorridas na face do molde foi de aproximadamente 427°C em um intervalo de tempo de 14 segundos. Podemos concluir que o processo produtivo imposto aos moldes utilizados no processo de injeção sob pressão é um fator relevante na redução da vida útil devido a favorecer o surgimento de trinca por fadiga térmica.

A temperatura da face elevada é gerada no momento que o metal fundido entrar em contato com a face do molde, está elevada temperatura de face gera um gradiente de temperatura de face elevada comparada ao núcleo que apresenta temperatura mais baixa. A expansão da face quente é restringida pelo núcleo frio e assim gerando a tensão de compressão. No momento da desmoldagem ocorre o oposto, tensões de tração próximas à superfície do molde são geradas devido a contração da superfície mais fria ser restringida por material adjacente em temperatura mais alta.

Os pontos listados como prováveis causas no diagrama causa efeito Ishikawa se avaliados individualmente podemos pontuar como alta para a influência da temperatura elevada do molde na redução de vida útil, alta contribuição para redução de vida útil a falta de pré-aquecimento do molde e alta para o excesso desmoldagem.

O excesso desmoldagem representa uma alta contribuição para redução de vida útil devido a baixar a temperatura de face do molde e assim gerando um aumento na tensão de tração, por este motivo a desmoldagem deve utilizado apenas o suficiente para criar uma película a superfície do molde.

4.2 PARTE II - Análise tratamentos superficiais aplicados após 20.000 ciclos de injeção

4.2.1 Marcas de trincas no Produto Produzido

Avaliou-se o desempenho do tratamento superficial durante um lote de 20.000 ciclos dividido em duas etapas, na primeira etapa foi verificado a quantidade marcas visíveis no produto fabricado gerado a partir do molde. A segunda etapa foi verificando as trincas térmicas ocorridas no molde, para esta avaliação o molde foi desmontado após conclusão do lote.

A Figura 32 apresenta os defeitos ocorridos no produto fabricado durante lote controlado, onde na parte superior da figura é apresentado o tratamento superficial aplicado, na lateral à esquerda é indicado o ciclo onde foi gerada a imagem do produto produzido. Para identificação dos defeitos visualizados no produto foi utilizado na figura a forma geométrica de retângulo para identificar aderência de Al e um círculo para identificar o defeito de trincas térmicas, desta forma sendo possível identificar no produto fabricado o exato momento da ocorrência de trincas no molde, esta avaliação não tem como finalidade definir o nível de qualidade do produto fabricado.

A avaliação das trincas térmicas ocorridas nos componentes do molde foi realizada no final do lote controlado e apresentados posteriormente.

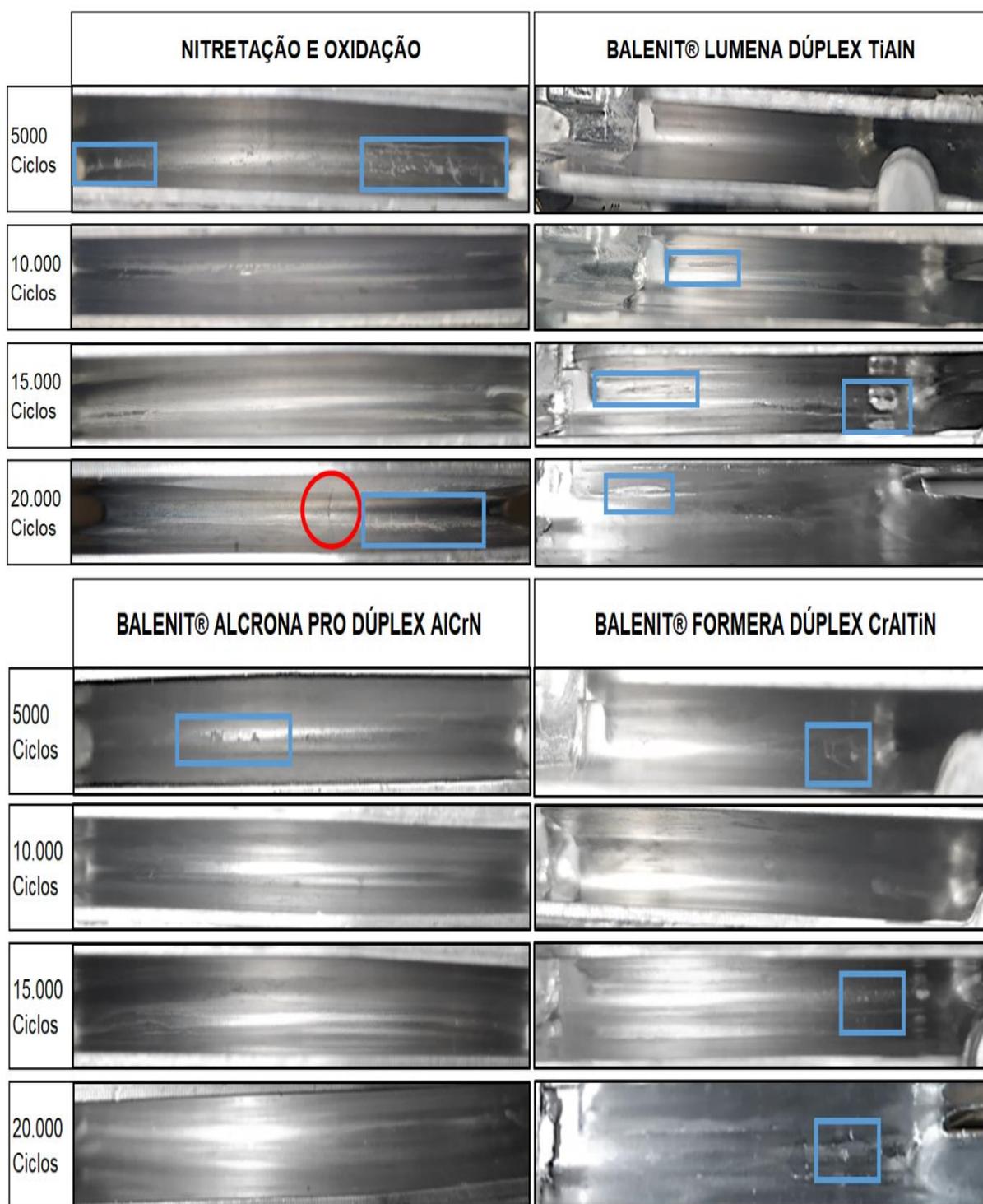
O tratamento superficial de Nitretação à plasma com pós oxidação apresentou uma pequena aderência de alumínio no componente nos primeiros 5.000 ciclos e se manteve até o final do lote, porém trincas térmicas visíveis no produto fabricado somente foram visíveis após 17.000 ciclos de injeção e aumentando seu tamanho até o final do lote planejado.

O tratamento superficial Dúplex TiAlN não é possível identificar trincas térmicas visíveis no produto até o final do lote, porém apresentou aderência de alumínio com aproximadamente 10.000 ciclos e se manteve até o final do lote.

Para o tratamento superficial Dúplex AlCrN não foram localizadas trincas térmicas visíveis no produto durante o lote controlado, vindo a apresentar bons resultados para a adesão de alumínio à superfície do produto.

O tratamento superficial Dúplex CrAlTiN também não apresentou trincas térmicas visíveis, mas foi possível visualizar pequenas adesões de alumínio no produto fabricado.

Figura 32 - Marcas geradas produto produzido, círculo identifica trincas térmicas e retângulo identifica adesão de Al

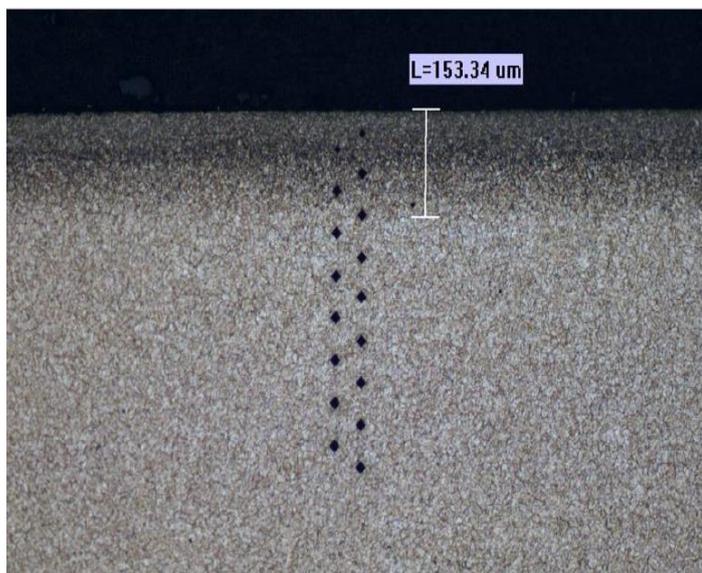


Fonte: Autor (2021)

4.2.2 Nitretação à Plasma

A Figura 33 mostra a zona de difusão da camada obtida na nitretação por plasma do aço Dac Magic. Não é observado a formação da camada de compostos na amostra, somente é visível a zona de difusão que se estende na direção do núcleo do substrato. O critério que utilizamos para definir a profundidade de camada de difusão foi medindo a dureza de núcleo somando mais 50 HV conforme definido na norma DIN 50190-3 NHT, o resultado obtido foi de uma camada efetiva de 130 μm , a título de comparação ainda na figura 33 foi realizada a medição da zona de difusão pela região escurecida a qual é mais atacada pelo reagente nital 3%, o resultado foi de uma zona de difusão de 153 μm , um resultado muito próximo ao obtido quando comparado ao método utilizando a dureza de núcleo como base.

Figura 33 - Zona de difusão Nitretação HV0,05

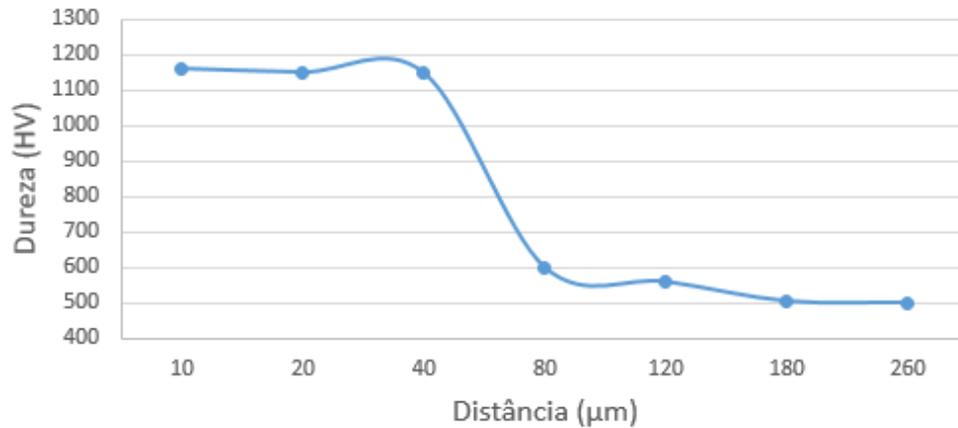


Fonte: Autor (2021)

As medições de microdureza foram realizadas em laboratório metalúrgico utilizando carga de 50 gramas (HV0,05). O perfil de microdureza obtido para os tratamentos de nitretação são apresentados na Figura 34. A máxima dureza encontrada foi de 1162 HV0,05 medido a 10 μm em relação a face onde ocorreu o tratamento superficial.

A dureza máxima de nitretação se mantém na forma de um patamar, por uma extensão que corresponde aproximadamente a zona de difusão.

Figura 34 - Perfil Microdureza Nitretação à Plasma HV0,05

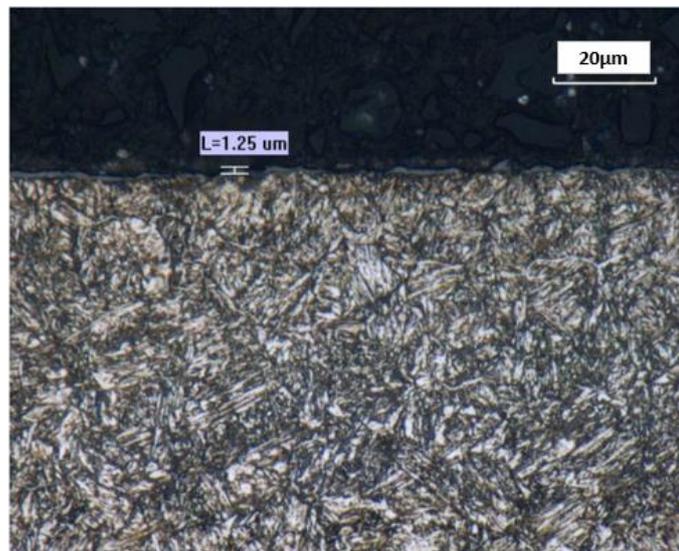


Fonte: Autor (2021)

No perfil de microdureza ocorre a diminuição gradual dos valores de dureza à medida que aumenta a distância à superfície em direção ao núcleo do material.

Na Figura 35 é possível visualizar martensita com estrutura de agulhas e observa-se a presença de uma camada branca com espessura não homogênea.

Figura 35 - Avaliação camada branca Nitretado Plasma , 500X

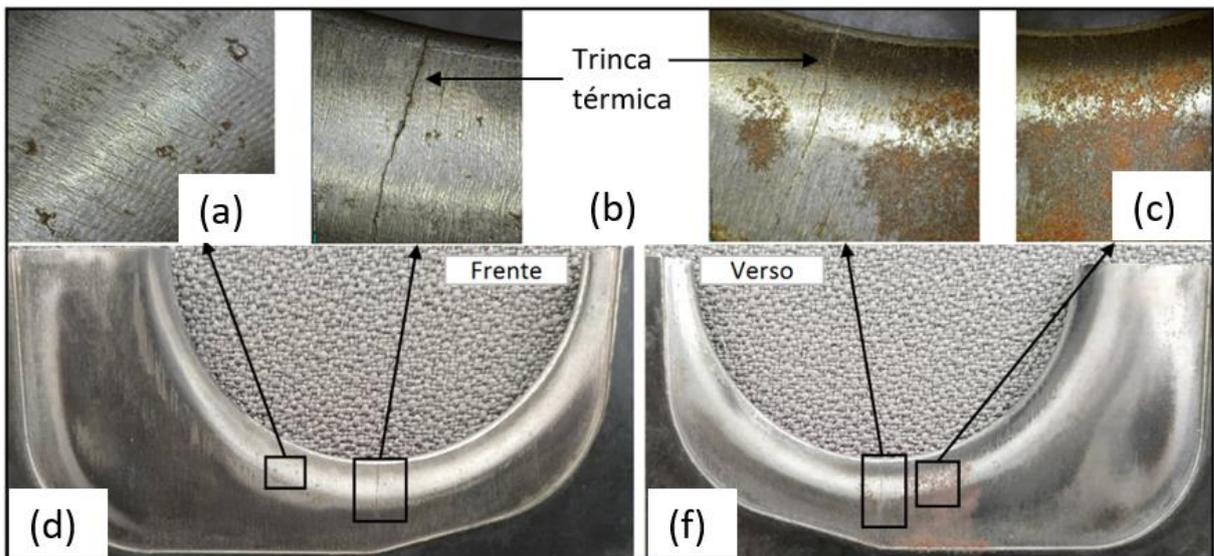


Fonte: Autor (2021)

As primeiras marcas de trincas térmicas visíveis no produto fabricado ocorreram com 17.000 ciclos de trabalho, a vida útil planejada para este componente do molde que recebeu o tratamento superficial de Nitretação a Plasma com pós oxidação é de 100.000 ciclos de trabalho.

A trinca térmica ocorrida no componente do molde é apresentada na Figura 36b, a trinca devido a fadiga térmica geralmente é vista como uma cadeia de pequenas trincas que no decorrer da utilização se torna um importante limitador da vida útil em trabalho do molde. Ainda na Figura 36c é possível visualizar oxidação ocorridas na superfície do molde, a oxidação também é um fator significativo para redução de vida útil devido a contribuir para o início das trincas térmicas.

Figura 36 - Nitretação a Plasma com pós oxidação



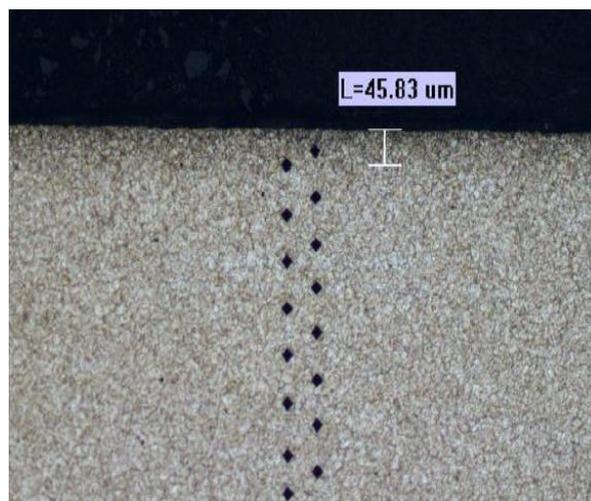
Fonte: Autor (2021)

4.2.3 BALENIT ALCRONA PRO Dúplex AlCrN

As medições de microdureza realizadas no componente do molde que recebeu o tratamento superficial Dúplex AlCrN foram realizadas em laboratórios metalúrgicos utilizando carga de 50 gramas (HV0,05).

A Figura 37 mostra a microestrutura na camada obtida do aço Dac Magic onde observa-se a zona de difusão identificada pela região escurecida a qual é mais atacada pelo reagente nital 3%, a zona de difusão visível foi medida com aproximadamente 45,8 μ m. Para fazer uma comparação entre formas de medições da zona de difusão foi também utilizado dureza de núcleo mais 50 HV conforme norma DIN 50190-3 NHT, com este método foi encontrado medições da zona de difusão de 30 μ m.

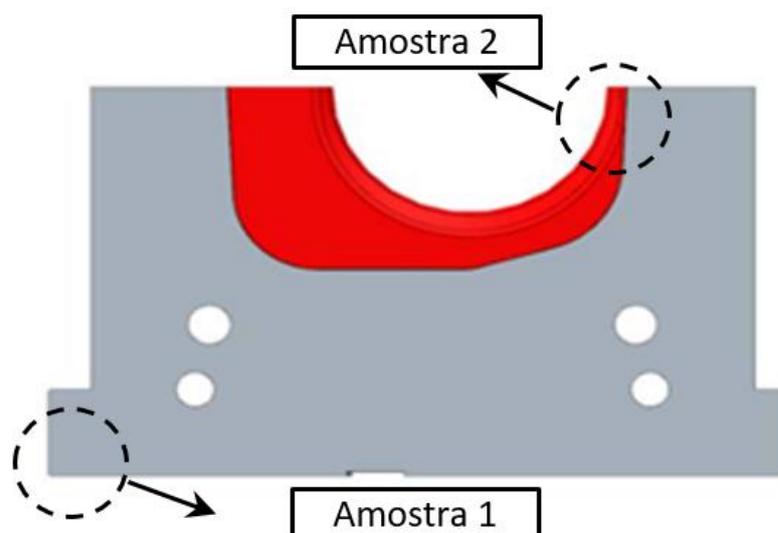
Figura 37 - Zona de difusão revestimento Dúplex AlCrN



Fonte: Autor (2021)

Para avaliação do revestimento superficial Dúplex AlCrN foi selecionado duas amostras, a primeira amostra foi retirada da região do componente do molde onde não entra em contato com metal fundido durante processo de injeção, a segunda amostra foi retirada da região do componente do molde onde tem contato direto com o metal fundido. A região a qual foi retirada as amostras no componente do molde é apresentada na Figura 38.

Figura 38 - Região corte amostra AlCrN

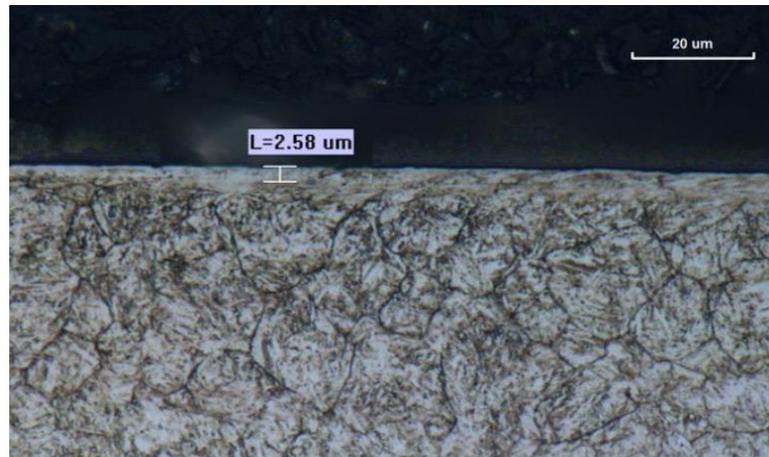


Fonte: Autor (2021)

Na Figura 39 é referente a amostra 1, nesta avaliação foi possível verificar que a espessura do filme do revestimento foi de 2,58µm. Também foi possível verificar

que o filme apresentou espessura uniforme e sem falhas de cobertura sobre o substrato onde não teve contato com o metal fundido.

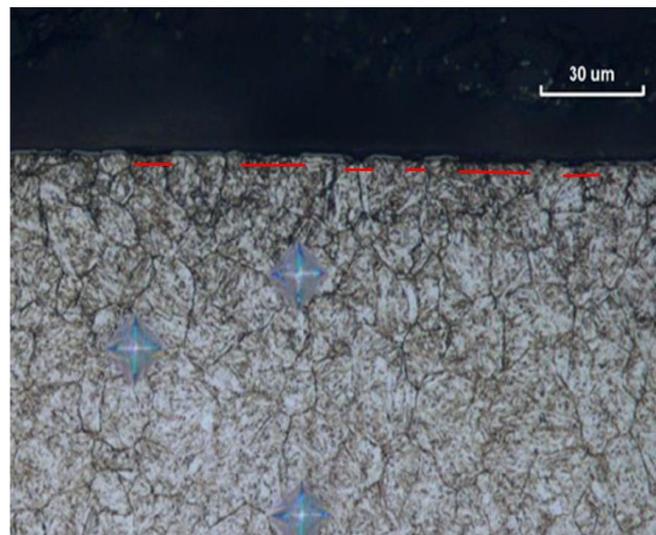
Figura 39 - Espessura do revestimento AlCrN, 1000x



Fonte: Autor (2021)

A região onde foi coletada amostra 2 no componente do molde apresentou desgastes visível em uma pequena região. Na Figura 40 é apresentada a metalografia após os 20.000 ciclos de trabalho.

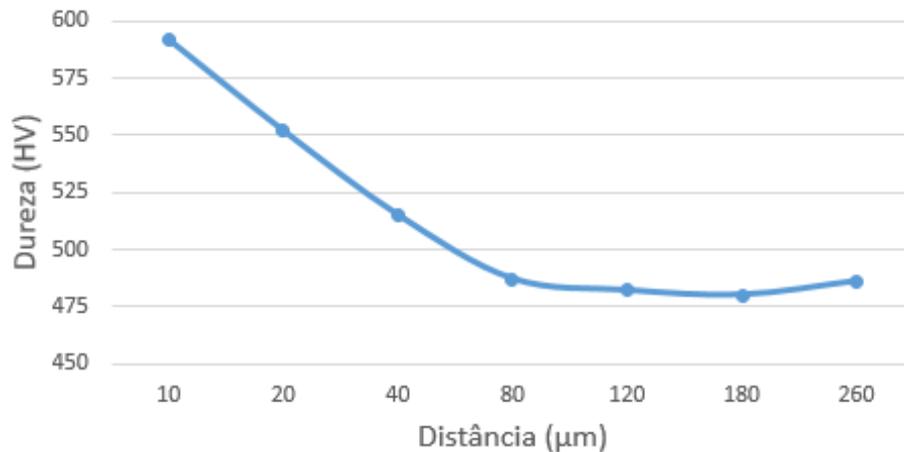
Figura 40 - Desplaque revestimento AlCrN, 500x



Fonte: Autor (2021)

O perfil de microdureza obtidos para os tratamentos Dúplex AlCrN é apresentada na Figura 41. A máxima dureza encontrada no laboratório foi de 592HV0,05 medido a 10μm em relação a face onde ocorreu o revestimento.

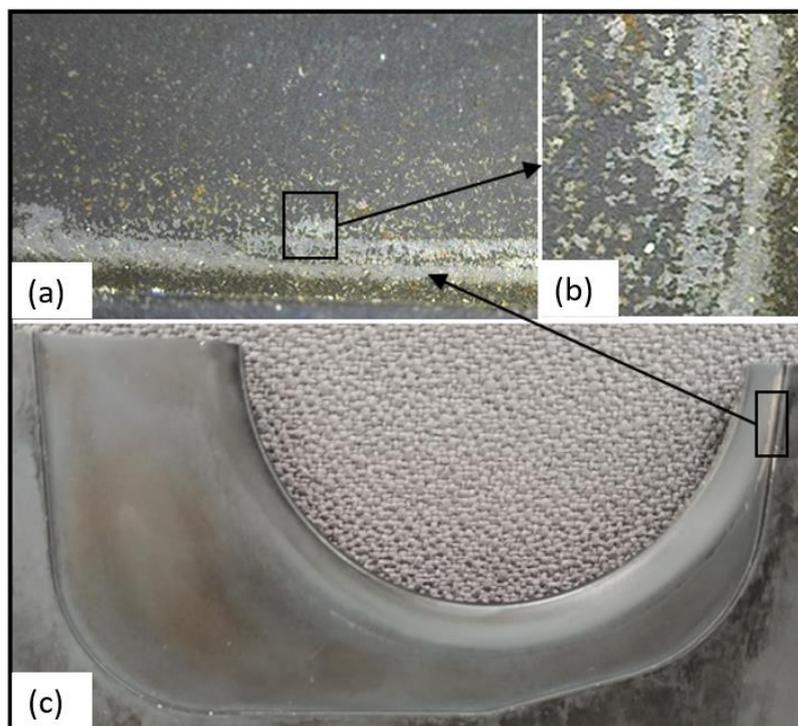
Figura 41 - Perfil Microdureza Dúplex AlCrN



Fonte: Autor (2021)

O componente do molde que recebeu o tratamento Dúplex AlCrN não apresenta trincas térmicas visíveis após conclusão do lote planejado de 20.000 ciclos, somente é possível visualizar na Figura 42(a) desfolhamento do revestimento em uma pequena região do componente do molde, esta falha foi gerada devido a manutenção corretiva inadequada ou a colisão do componente, pois é possível visualizar marcas na região onde ocorreu o desfolhamento do revestimento.

Figura 42 – Revestimento BALENIT ALCRONA PRO Dúplex AlCrN

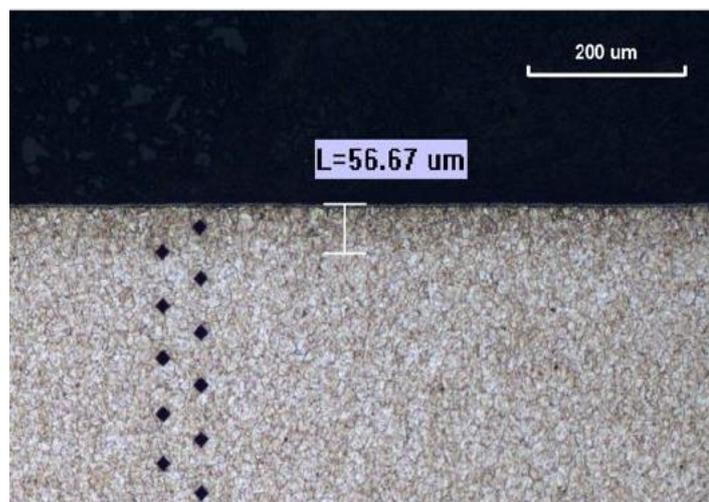


Fonte: Autor (2020)

4.2.4 BALENIT LUMENA DÚPLEX TiAlN

A Figura 43 mostra a microestrutura na camada obtida do aço Dac Magic onde observa-se a zona de difusão identificada pela região escurecida a qual é mais atacada pelo reagente nital 3%, a zona de difusão visível foi medida com aproximadamente 56,7 μ m. Já as medições da zona de difusão utilizando a norma DIN 50190-3 NHT a profundidade da camada nitretada foi de 25 μ m.

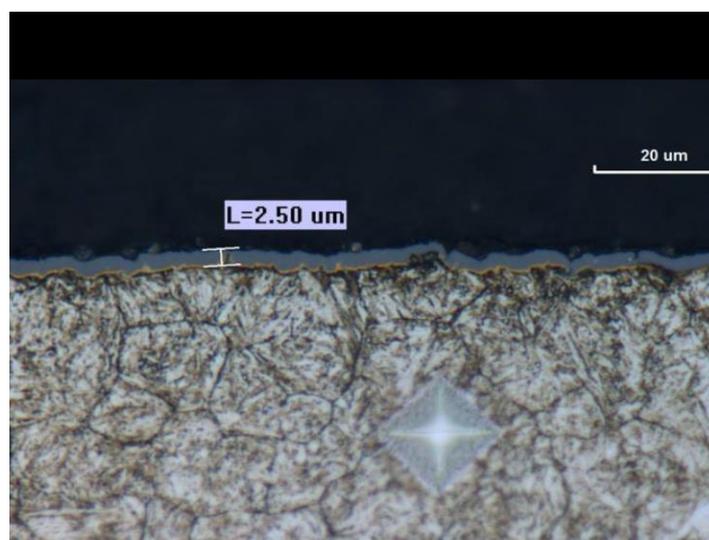
Figura 43 - Zona difusão revestimento Dúplex TiAlN



Fonte: Autor (2021)

A espessura do filme TiAlN apresentada na Figura 44 foi de 2,5 μ m, conforme apresentado na análise metalográfica da superfície.

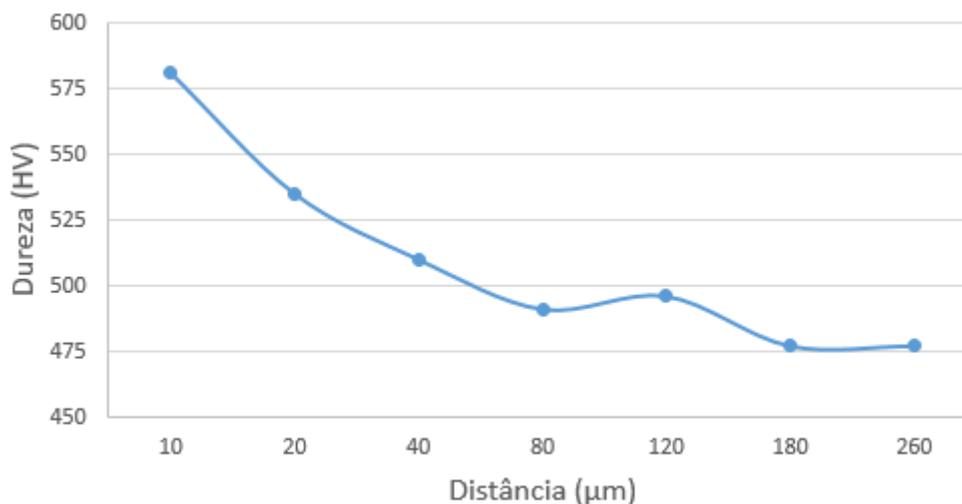
Figura 44 - Espessura revestimento TiAlN, 1000x



Fonte: Autor (2021)

O perfil de microdureza obtidos para os tratamentos Duplex TiAlN é apresentada na Figura 45. A máxima dureza encontrada no laboratório foi de 581HV_{0,05} medido 10μm em relação a face onde ocorreu o revestimento.

Figura 45 - Perfil Microdureza Dúplex TiAlN



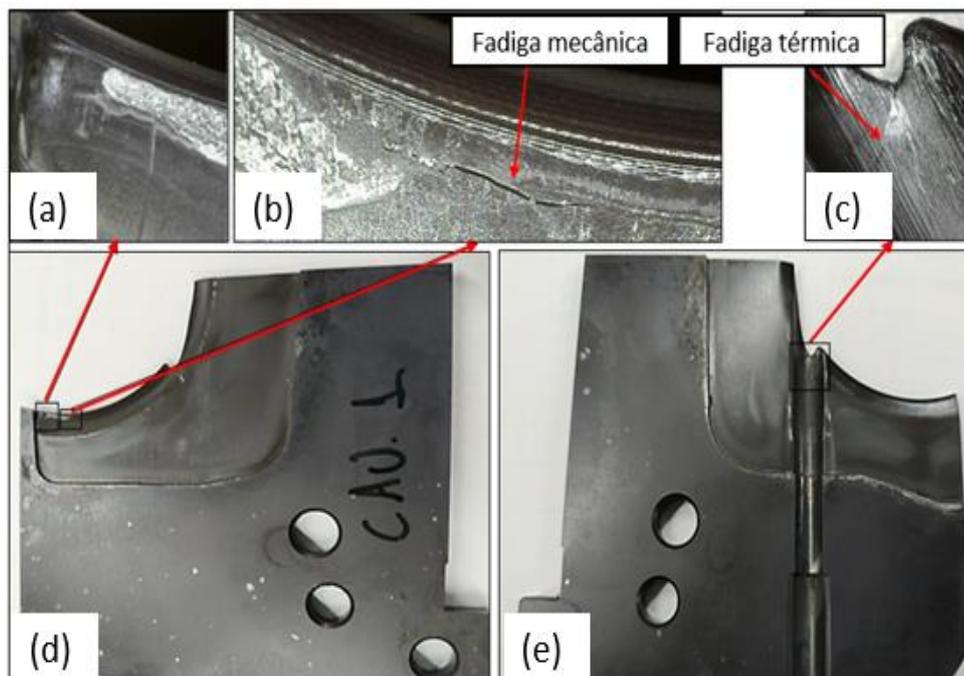
Fonte: Autor (2021)

O componente do molde que recebeu o tratamento superficial Dúplex TiAlN após conclusão do lote planejado de 20.000 ciclos é apresentado na Figura 46. É possível verificar que o componente do molde após o lote de produção apresenta trincas térmicas e aderência de alumínio, a região onde ocorreu a trinca térmica tem espessura de aproximadamente 2,5mm, ver Figura 46(c). É possível verificar ainda na Figura 46(b) falhas no acabamento superficial.

O roteiro de construção visivelmente não foi seguido conforme definido e apresentado anteriormente, a falha no fluxo de construção teve grande influência na ocorrência da falha devido a facilitar a propagação das trincas térmicas.

A fadiga mecânica apresentada na Figura 46(b) foi gerada devido ao acabamento superficial não estar conforme o planejado, nesta região o roteiro planejado era de acabamento superficial polido com Ra de 0,05μm a 0,2 μm e Rz de 0,8μm a 1,4μm, vindo a ser a fonte de nucleação das microtrincas que cresceram e se propagaram de forma perpendicular às tensões de tração. O mecanismo de fadiga térmica apresentada na Figura 46(c) geralmente é observado como uma rede de pequenas trincas na superfície do molde.

Figura 46 – Revestimento BALENIT LUMENA DÚPLEX TiAlN

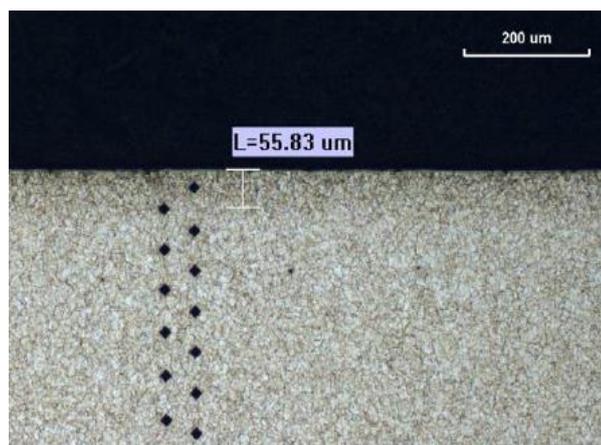


Fonte: Autor (2021)

4.2.5 BALENIT FORMERA DÚPLEX CrAlTiN

A Figura 47 mostra a microestrutura na camada obtida do aço Dac Magic onde observa-se a zona de difusão identificada pela região escurecida a qual é mais atacada pelo reagente nital 3%, a zona de difusão visível foi medida com aproximadamente 55,8 μ m. Quando comparado a profundidade da camada nitretada utilizando a norma DIN 50190 NHT a medida encontrada foi de 35 μ m.

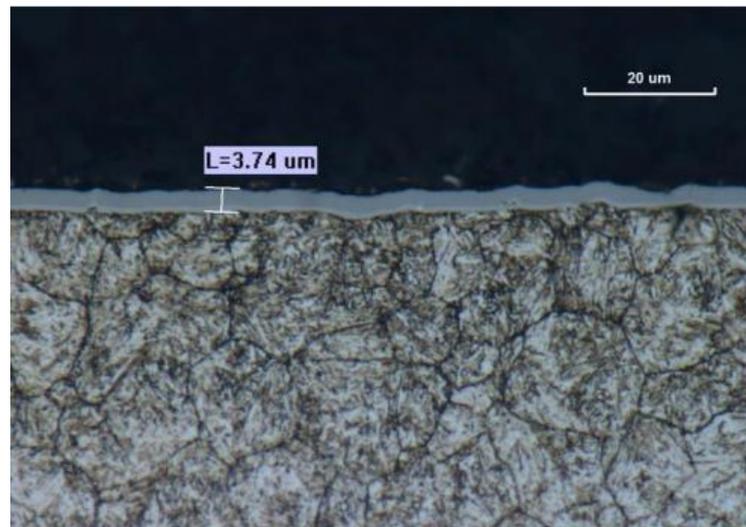
Figura 47 - Zona difusão revestimento Dúplex CrAlTiN



Fonte: Autor (2021)

A espessura do filme CrAlTiN apresentada na Figura 48 foi de 3,7 μm , conforme apresentado na análise metalográfica da superfície.

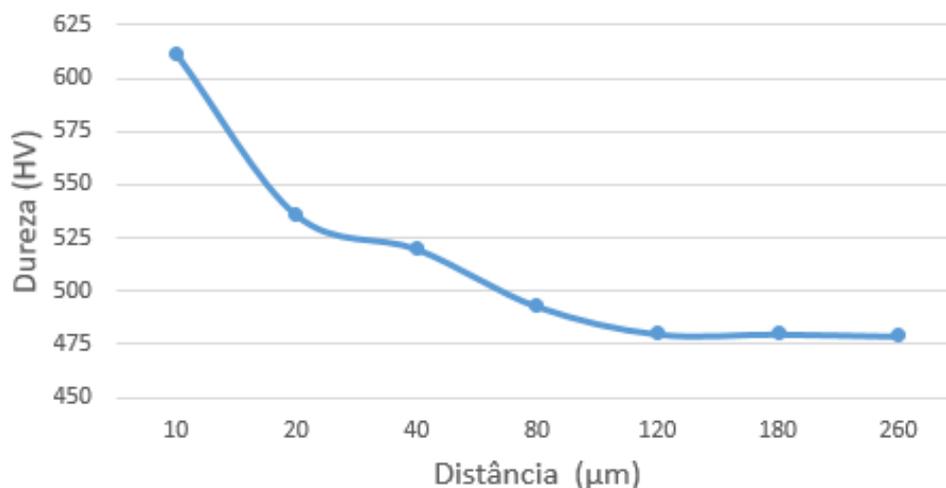
Figura 48 - Espessura revestimento CrAlTiN, 1000X



Fonte: Autor (2021)

O perfil de microdureza obtidos para os tratamentos Duplex CrAlTiN é apresentada na Figura 49. A máxima dureza encontrada foi de 612HV_{0,05} medido a 10 μm em relação a face onde ocorreu o revestimento.

Figura 49 - Perfil Microdureza (HV_{0,1}) Dúplex CrAlTiN

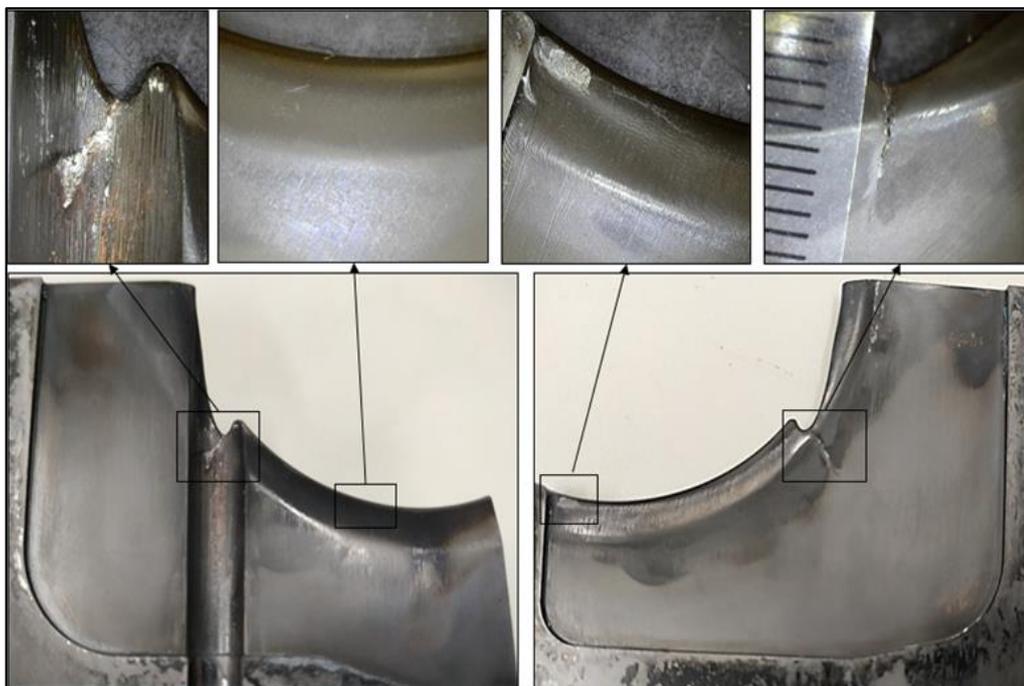


Fonte: Autor (2021)

O componente do molde que recebeu o tratamento superficial Dúplex CrAlTiN também apresentou trincas térmicas nas regiões com baixa espessura e em regiões

com acabamento superficial de eletroerosão e usinagem inadequados. Na Figura 50 é possível verificar a trinca térmica e adesão de alumínio a face do molde.

Figura 50 – BALENIT FORMERA DÚPLEX CrAlTiN



Fonte: Autor (2021)

4.2.6 Discussões dos resultados II

Na segunda fase de avaliação, a construção dos componentes seguindo as causas apontadas no Ishikawa e aliada aos resultados obtidos com a utilização de tratamentos superficiais possibilitou identificar o melhor resultado para retardar o surgimento de trincas térmicas em um lote controlado. Nesta etapa da avaliação foi possível identificar o momento exato da ocorrência da primeira trinca térmica visível no produto fabricado, e ao final do lote confirmar a sua existência.

O componente que veio apresentar a primeira trinca térmica foi o qual recebeu o tratamento superficial de Nitretação a Plasma com pós oxidação, a trinca térmica ocorreu com 17.000 ciclos. Os demais componentes do molde que receberam o tratamento superficial Dúplex AlCrN, Dúplex TiAlN e o Dúplex CrAlTiN apresentaram um ótimo comportamento para trincas térmicas devido a retardarem o surgimento de trinca térmica. Entretanto, algumas trincas térmicas foram verificadas na superfície dos componentes que receberam revestimento Dúplex TiAlN e o Dúplex CrAlTiN, o surgimento das trincas térmicas tiveram origem em regiões onde apresentavam

defeitos visuais de acabamento superficial e que conseqüentemente foram a fonte geradora de concentradores de tensão na região.

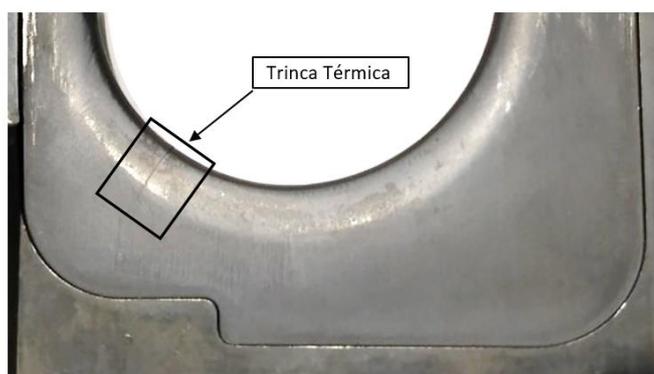
Dentre os tratamentos superficiais, o melhor resultado obtido para retardo de trincas térmicas foi o revestimento de superfície Dúplex AlCrN, o ótimo resultado é devido a não apresentar marcas ou aderência de alumínio ao produto fabricado, assim como não ter apresentado ao final do lote nenhuma ocorrência de trincas térmicas a geometria avaliada. Na superfície foi identificado uma pequena região com deslaque, a ocorrência do deslaque foi devido a região ter sofrido uma colisão durante manuseio ou devido a manutenção incorreta, pois foi possível identificar uma pequena marca na região onde deu origem ao deslaque.

Porém, ainda faltava uma questão a ser respondida. Devíamos quantificar ganho em vida útil utilizando o tratamento superficial Dúplex quando comparada ao tratamento superficial de nitretação à Plasma. Para mensurar os ganhos gerados por redução de trincas térmicas foi construído um novo componente conforme planejado na fase experimental, desta forma dando início a terceira fase de avaliação.

O novo componente é apresentado na Figura 51, ele recebeu tratamento superficial Dúplex AlCrN identificado na segunda fase de avaliação como sendo o tratamento de superfície com melhor rendimento para retardo do surgimento de trincas térmicas, este componente foi acompanhado seu comportamento em produção até a ocorrência da primeira trinca térmica visível, desta forma foi possível realizar a comparação entre os tratamentos de superfície para aumento de vida útil.

O componente avaliado durante lote controlado apresentou a primeira trinca térmica com 39.534 ciclos, este resultado representa um rendimento de 57% superior em vida útil quando comparado ao tratamento superficial de Nitretação à Plasma.

Figura 51 - Dúplex AlCrN retardo surgimento trincas térmicas



Fonte: Autor (2021)

O aumento de 57% em vida útil de um componente de molde resulta uma redução direta em ocorrências com manutenção corretiva, os valores são apresentados na Tabela 8. Neste caso avaliado foi considerado que após o surgimento da primeira trinca térmica até sua falha em produção ser uma constante conhecida, por este motivo o retardo do surgimento da primeira trinca térmica é o fator real de ganho com vida útil devido a ter relação direta na redução com intervenções de manutenções corretivas em produção.

O retardo no surgimento da primeira trinca térmica utilizando o tratamento superficial AlCrN resultou uma redução de R\$ 0,41 por ciclo de injeção no caso estudado. No cálculo apresentado não foi considerado o tempo de disponibilidade de máquina, foi considerado somente a redução dos gastos com redução dos custos com manutenções corretivas.

Tabela 8- Redução custo por ciclo

Descrição	Custos Manutenções	Custo Manutenção Correiva C/ Retardo Falha em 57%
Preventiva	R\$ 340.098,33	R\$ 340.098,33
Corretiva Emergencial	R\$ 158.133,31	R\$ 90.135,99
Componentes reposição	R\$ 66.703,62	R\$ 38.021,06
Total Manutenção(R\$)	R\$ 564.935,26	R\$ 468.255,38
Ciclos realizado	233.152	233.152
Custo por tiro (R\$)	R\$ 2,42	R\$ 2,01
		R\$ 0,41

Fonte: Autor (2021)

A engenharia de superfícies tem representado uma grande importância para a indústria metal mecânica devido aos excelentes retornos econômicos obtidos em produção, onde os tratamentos superficiais Dúplex tem apresentado grande destaque devido a proporcionar retardo no aparecimento de trincas térmicas, grande parte deste resultado é atribuído aos benefícios da nitretação prévia promover tensões residuais compressivas superficiais (STARLING C.M.D. and BRANCO J.R.T), onde a camada superficial nitretada aumenta a capacidade de carga do substrato devido e atuar como amortecedor mecânico, que em conjunto com a deposição via PVD de filme finos do revestimento atuar como uma barreira a formação de intermetálicos Al e Fe.

5 CONCLUSÕES

O processo de fundição sob pressão apresenta uma grande variação de temperatura em um curto intervalo de tempo, estas variações geram tensões de tração e compressão e contribuem para o surgimento de trincas térmicas. As trincas térmicas têm origem quando a tensão de tração excede a resistência a quente do material e podem ser agravadas quando a superfície do material apresenta imperfeições.

Com a análise Ishikawa foi possível concluir que problemas ocorridos com geometria e concordância podem reduzir a vida útil em 50%, acabamento superficial com rugosidade elevada resultou a redução de vida útil em 67%, tratamento térmico não adequado ao aço especificado em projeto representa uma redução de vida útil de 61,4%. Referente ao processo de construção foi possível concluir que a falta de alívio de tensões após usinagem de desbaste podem impactar na vida útil, e no que trata o processo de injeção foi identificado que o pré-aquecimento do molde antes da injeção deve ser realizado.

Os resultados obtidos com a construção de quatro novos componentes após 20.000 ciclos de trabalho mostraram que o tratamento superficial Dúplex apresenta uma superioridade quando comparada ao componente que recebeu a Nitretação à plasma com pós oxidação. Esta superioridade é devido ao componente que recebeu nitretação à plasma ter apresentado trincas térmicas antes dos componentes que receberam o tratamento superficial Dúplex.

O Revestimento superficial Dúplex AlCrN apresentou melhor resultado entre os tratamentos Dúplex, o ótimo resultado é devido a retardar o surgimento de trincas térmicas em 57% dos moldes utilizadas no processo de injeção sob pressão de ligas de alumínio AlSi9Cu3 quando comparado ao componente que recebeu a nitretação a plasma com pós oxidação.

Com o estudo realizado foi possível concluir que o tratamento superficial Dúplex AlCrN resulta a redução com gastos com manutenção corretiva de R\$0,41 por ciclo de injeção.

6 SUGESTOES TRABALHOS FUTURO

Esta dissertação teve como objetivo aumentar a vida útil de moldes utilizadas no processo de injeção sob pressão de ligas de alumínio, os resultados conforme apresentados foram satisfatórios utilizando tratamento superficial Dúplex. Entretanto, no decorrer deste estudo foi apresentado pela análise Ishikawa o excesso spray lubrificante (desmoldagem) aplicada a superfície do molde como uma causa de alta representatividade na redução da vida útil de moldes. Os testes realizados no experimento de redução da quantidade e redução do tempo de aplicação da desmoldagem não foram positivos devido a quantidade de alumínio aderido à superfície do molde e conseqüentemente impossibilitando continuidade do teste, por este motivo fica disponível nova oportunidade de pesquisa neste segmento:

- Desenvolver lubrificante de desmoldagem com melhores propriedades de proteção entre molde e a liga de alumínio injetada sem a redução de temperatura de face do molde durante aplicação.
- Desenvolver desmoldante que tenha condições de trabalhar aquecido sem perder suas propriedades químicas e funcionalidades.

Referente a revestimento Dúplex é possível mensurar o impacto no aumento da vida útil variando a microdureza da zona de difusão assim como a distância da camada aplicada ao substrato.

REFERÊNCIAS

- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Casting**. Russell Township, Ohio, USA: ASM International, 1998. 15 v.
- BRAGA, D.; DIAS, J. P.; CAVALEIRO, A. Duplex treatment: W–Ti–N sputtered coatings on pre-nitrided low and high alloy steels. **Surface and Coatings Technology**, [S.l.], v. 200, n. 16-17, p. 4861-4869, 2006.
- BRANDENBERGER, U. **Light metal die casting basics**. Nußloch: Project Engineering GmbH, 2015a.
- BRANDENBERGER, U. **Light metal sand- and permanente mould casting basics**. Nußloch: Project Engineering GmbH, 2015b.
- BRUNATTO, S. F. **Introdução ao estudo dos aços**. 2016.
- BUTLER, W. A.; SCHWAM, D. **Users' Guide for Relieving Stresses in Die Casting Dies**. Publication 531. Arlington Heights, Illinois, USA: NADCA, 2017.
- CALLEGARI, R. J. **Nitreção de um aço H13 a baixas pressões em um equipamento IP35L/TECVAC**. 2005. 72f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2005.
- CARMO, D. C. **Análise de tensões por ultra-som em barra de aço sob flexão”**. **Dissertação de Mestrado**. 2006. 104 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal d Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, 2006.
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 5. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1987.
- CHUDZICKI, J.; HORN, B.; TSAI, C. Mechanisms of surface deterioration--cladded rolls for continuous slab casting--phase 1. *In: MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE*, 36. 1994, Baltimore. **Anais [...]**. Baltimore, 1994. p. 67-77.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008.
- CORNACCHIA, G. *et al.* Influence of aging on microstructure and toughness of die-casting die steels. **International Journal of Microstructure and Materials Properties**, [S.l.], v. 3, n. 2-3, p. 195-205, 2008.
- COSTA, H. N. da. **Revestimentos CVD (Chemical Vapor Deposition) E PVD (Physical Vapor Deposition)**. 2020.
- ESSADIQI, E. Tool steels. *In: TOTTEN, G. (Ed.) Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*. Boca Raton, Flórida, EUA CRC Press - Taylor & Francis Group, 2006. Cap. 11.

- FERNANDES, R. **Introdução a fundição sob pressão**. 2013.
- FISCHER, W. **Manual de injeção de alumínio sob pressão**. Joinville, SC: W.Fischer Técnica, 2004.
- FUSHUN SPECIAL STEEL. **Mould Steel, Products**. 1.2367 X38CrMoV5-3 Hot Work Die Steels. 2020.
- GRAFF, J. L.; KALLIEN, L. H. **The effect of die lubricant spray on the thermal balance of dies**. 1998.
- Greene, J. E. **Review Article: tracing the recorded history of thin-film sputter deposition**. Journal of Vacuum Science & Technology, 2017.
- HILLSKOG, T. **Melhor Desempenho moldes fundição sob pressão**. 2019.
- HITACHI METALS. **Hot Work Tool Steels**. 2016.
- HOLANDA, L. M. C.; SOUZA, I. D.; FRANCISCO, A. C. Proposta de aplicação do método DMAIC para melhoria da qualidade dos produtos numa indústria de calçados em Alagoa Nova-PB. **Revista Gestão da Produção Operações e Sistemas**, [S.l.], v. 32, n. 4, p. 31, 2013.
- IDRA. **Handbook OL560S**: security, installation, use, maintenance. 2014.
- KWIETNIEWSKI, C. E. F. *et al.* **Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos**. Porto Alegre: UFRGS, 2014.
- LEE, S. Y. Mechanical properties of TiNx/Cr1- xN thin films on plasma nitriding-assisted AISI H13 steel. **Surface and Coatings Technology**, [S.l.], v. 193, n. 1-3, p. 55-59, 2005.
- LEITE, Douglas Marcel Gonçalves. **Propriedades Estruturais, Ópticas e Magnéticas de Filmes de GaMnN**. Bauru: Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho". P.128, 2011.
- Lightfoot, B. J., Jack, D.H., **Kinetics of Nitriding With and Without White-layer Formation**, Heat Treatment'73, the metals Society, Dec. 1973, re-impress em source Book on Nitriding, American Society for Metals, 1977, p. 248-254.
- LU, J. (Ed.). **Handbook on measurement of residual stresses**. Lilburn, GA, USA: SEM - Society for Experimental Mechanics, the Fairmont Press, 1996.
- Manson, S.S. - **Thermal stress and Low-cycle fatigue**, McGraw Hill, New York, 1996
- Mattox, D. M.; **Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing**, 2nd ed. - Oxford, UK: William Andrew, 2010. eBook., Base de dados: eBook Collection (EBSCOhost)
- MENTHE, E. *et al.* Improvement of the mechanical properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding. **Surface and Coatings Technology**, [S.l.], v. 133, p. 259-263, 2000.

MERÇON, F.; GUIMARÃES, P. I. C.; MAINIER, F. B. Corrosão: Um exemplo usual de fenômeno químico. **Química Nova na Escola**, n. 19, mai. 2004. Disponível em: <http://qnesc.sbq.org.br/online/qnesc19/a04.pdf>. Acesso em: 12 set. 2020.

MIDSON, S. **Applications of surface engineering for die casting dies**. Publication 240. Arlington Heights, Illinois, USA: NADCA, 2019.

MITTERER, C. *et al.* Application of hard coatings in aluminium die casting—soldering, erosion and thermal fatigue behaviour. **Surface and coatings Technology**, [S.l.], v. 125, n. 1-3, p. 233-239, 2000.

MOORE, J. J.; KORENYI-BOTH, A. **Die Coatings for Die Casting Dies**. Publication 230. Arlington Heights, Illinois, USA: NADCA, 2015.

NORSTROM, L.-A. Paper No. G-T89-014, Transactions. *In*: INTERNATIONAL DIE CASTING CONGRESS & EXPOSITION, 15., 1989, St. Louis. **Anais** [...]. St. Louis: NADCA, 1989.

NORTH AMERICAN DIE CASTING ASSOCIATION (NADCA). **Basic operator training Program**. Publication 685, Revision: W. Butler, by. Arlington Heights, Illinois, USA: NADCA, 2015.

NORTH AMERICAN DIE CASTING ASSOCIATION (NADCA). **NADCA Product Specification Standards for Die Castings**. Arlington Heights, Illinois, USA: NADCA, 2009.

Rickerby, D. S; Matthews, A. **Advance surface Coatings: A Handbook of Surface Engineering**, 1 de Blackie. Glasgow and London, 1991.

ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. **Tool Steels**. 4 ed., Russell Township, Ohio, USA: ASM International, 1980.

ROSA, J. B. D. **Efeito da temperatura de aquecimento na têmpera sobre a microestrutura e a dureza do aço AISI M2 após revenimento em temperaturas diversas**. 2015. 67f. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) - Curso Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 2015.

SABAU, A. S.; DINWIDDIE, R. B. Characterization of spray lubricants for the high pressure die casting processes. **Journal of materials processing technology**, [S.l.], v. 195, n. 1-3, p. 267-274, 2008.

SARTORI, C. H. **Tratamentos térmicos de aços ferramenta**. Itaraí: tratamento térmico claro e objetivo. Associação Brasileira Metalurgia, Materiais e Mineração (ABM). 2004. Disponível em: <https://www.itarai.com.br/files/H.pdf>. Acesso em: 20 mai. 2020.

SCHWAM, D. **Extending die life: Maintenance & welding- strategies**. Arlington Heights, Illinois: NADCA, 2013.

SCHWAM, D. **Temperature Control in Die Casting**. Publication 240. Arlington Heights, Illinois, USA: NADCA, 2008.

SILVA, A. M. da. **Desempenho de ferramenta para calibração a frio tratada superficialmente**. 2018. 60f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2018.

SILVA, F. J. da. **Erosion, Corrosion, Erosion-Corrosion and Cavitation of ABNT 8550 Plasmanitrided Steel**. 2008. 272 f. Tese (Doutorado em Engenharias) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2008.

SILVA, R. **Presentation Tools & Equipment**. Oerlikon Balzers. 2010.

SILVA, R. **Soluções em Tratamentos de Superfície para Moldes e Moldes**. 2018.

SMITH, DONALD L. **Thin-Film Deposition - Principles and Practice**. [S.l.]: McGraw-Hill Education. p 616, 1995.

Starling C.M.D. and Branco J.R.T- **Thermal Fadigue of hot work tool steel with Hard Coatings-** Thin Solid Films, 308-309.1997- pág. 436-442

SOARES, M. **O que é análise de causa raiz**. 2020.

SOUSA, D. A. **Determinação de tensões residuais em materiais metálicos por meio de ensaio de dureza**. 2012. 140 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de São João Del-Rei, São João Del-Rei, MG, 2012.

SRIVASTAVA, A.; JOSHI, V.; SHIVPURI, R. Computer modeling and prediction of thermal fatigue cracking in die-casting tooling. **Wear**, [S.l.], v. 256, n. 1-2, p. 38-43, 2004.

SUZUKI, L Y. **Propriedades superficiais do aço AISI H13 após tratamento duplex (Nitretação E TiAlN) para moldes de injeção de alumínio**. 2007. 125 f. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) - Departamento de Ciências Exatas e de Tecnologia, Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Curitiba, PR, 2007.

TORRES, D. R. **Efeitos da Modificação da Superfície na Adesão de Filmes Fino em Substratos de Metal Duro e Aço H13**. 2005.

TOTTEN, G.; HOWES, M. **Steel Heat Treatment Handbook**. New York: Marcel Dekker Inc., 1997.

VALE, A. R. M. do. **Tratamento térmico**. Belém: IFPA; Santa Maria: UFSM, 2011.

VENDRAMIM, J. C.; ENOKIBARA, F. **Considerações sobre a vida útil de moldes para fundição de alumínio sob pressão**. 2011.

VILLARES METALS. **Aços para trabalhos a quente**. 2006.

VINARCIK, E. J. **High integrity die casting processes**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2003.

ZHU, Y. *et al.* Evaluation of soldering, washout and thermal fatigue resistance of advanced metal materials for aluminum die-casting dies. **Materials Science and Engineering: A**, v. 379, n. 1-2, p. 420-431, 2004.

ZHU, Y.; WALLACE, J. F.; SCHWAM, D. **The Selection and Processing of Die Materials for Die Casting Dies**. 2006.